

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО
ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН

ТАШКЕНТСКИЙ ХИМИКО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

на правах рукописи

УДК 669.17 : 669. 018. 25

ИНАГАМОВА ДИЛАРАМ АХАТОВНА

**ВЛИЯНИЕ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ
НА СВОЙСИВА СТАЛИ**

05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание учёной степени кандидата технических наук

ТАШКЕНТ - 2011

Работа выполнена в лабораториях Авиационного института, ТАПОиЧ и АПО «Узметкомбинат», на кафедре «Технология металлов и материаловедения» Ташкентского государственного технического университета имени Абу Райхана Беруни.

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Мухамедов Анвар Акбарович

Официальные оппоненты: доктор технических наук
Михритдинов Рихситдин
Михритдинович

кандидат технических наук, доцент
Атажанов Гапур Латибович

Ведущая организация: АПО «Технолог»

Защита состоится « » 2011г. в часов на заседании разового специализированного совета по присуждению учёной степени кандидата технических наук по специальности 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов» при Ташкентском государственном техническом университете имени Абу Райхана Беруни, по адресу: 100095, г. Ташкент, Вузгородок, ул. Университетская 2, здание механико-машиностроительного факультета, аудитория № 3.

С диссертацией можно ознакомиться в Центре информационных ресурсов Ташкентского государственного технического университета имени Абу Райхана Беруни

Отзывы на автореферат, заверенные гербовой печатью организации, просим отправлять по указанному адресу.

Автореферат разослан « » 2011г.

Учёный секретарь разового
специализированного совета
кандидат технических наук,
доцент

Каримов Ш.А.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Настоящие исследования связаны с решением одной из важнейших задач современного машиностроительного производства – это экономия материалов и энергоресурсов. При этом наиболее прогрессивным способом решения этой задачи является получение изделий изначально с наилучшим комплексом свойств.

При изготовлении стальных деталей высоконагруженных машин, как правило, завершающей технологической упрочняющей операцией являются закалка и отпуск. Однако исследования последних десятилетий однозначно свидетельствуют о влиянии всей термической предыстории на свойства стальных изделий после завершающей термической обработки. В данной работе рассматривается вопрос о влиянии наследственности элементов исходного внутреннего строения на свойства готовых стальных изделий после заключительной термической обработки.

Степень изученности проблемы. В области наследственности при термической обработке, в том числе предварительно перегретых сталей (литые, кованые, сварные заготовки) исследований достаточно много, но они не охватывают ряд практически очень важных вопросов. Это относится к возможности проявления наследственности в условиях длительных нагревов и охлаждений, как при предварительной так и завершающей термических обработок. Это также относится к оценке влияния этой наследственности на прочностные свойства и износостойкость при трении качения с проскальзыванием после окончательной термической обработки стали.

Например, для горно – металлургической промышленности на машиностроительных заводах республики изготавливаются крупногабаритные детали, часто из легированных сталей, доставляемых по импорту. Эти детали с целью упрочнения подвергают термической обработки с длительными нагревами.

Более полное представление о механизме проявления наследственности в температурно-временном интервале нагревов позволяет более точно выбрать режимы термической обработки крупногабаритных деталей (прокатные валки, изделия типа вал-шестерня привода шаровых мельниц) и наиболее полно реализовать потенциальные возможности стали без существенного усложнения технологии термической обработки.

Связь диссертационной работы с тематическими планами НИР. Диссертационная работа выполнена в соответствии с Протоколом-поручением Президента РУз от 4.10.2004 г. и с планами научно-исследовательских работ Ташкентского государственного технического университета, включенных в государственные научно-технические программы Республики Узбекистан.

Цель работы: наиболее полно раскрыть механизм структурообразования в условиях различного сочетания температурно-

временных параметров как предварительной, так и завершающих термических обработок сталей с целью максимальной реализации их потенциальных возможностей в увеличении служебных свойств стальных изделий.

Задачи исследования. Согласно поставленной цели в диссертационной работе решаются следующие задачи:

- установить уровень и механизм наследования параметров тонкой структуры при фазовой перекристаллизации предварительно перегретой стали,

- определить влияние времени нагрева при предварительной и завершающей термической обработке на уровень наследственности параметров тонкой структуры и формирование величины зерна стали,

- установить влияние наследственности параметров структуры при фазовой перекристаллизации стали на ее прочность и износостойкость при трении качения с проскальзыванием,

- разработать режимы термической обработки, обеспечивающие рост износостойкости деталей, которые работают в условиях трения качения с проскальзыванием.

Объектами исследований в данной работе являлись образцы из термоулучшаемых и цементуемых сталей 45, 40Х, 35ХГСА, 20, а также модельный материал — армко-железо.

Предмет исследования — это более подробное изучение механизма формирования тонкой структуры, величины зерна исследуемых сталей в зависимости от температурно-временных условий предварительной и завершающих термических обработок.

Методы исследования: ДюрOMETрический, металлографический, рентгеноструктурный, внутреннего трения, испытания на прочность, износостойкость при трении качения с проскальзыванием.

Основные положения, которые выносятся на защиту это новые дополнения в теорию фазовых превращений стали при нагреве и охлаждении с учётом роли тугоплавких примесных фаз при α - γ - α превращении, механизм формирования структур с максимальным уровнем плотности дислокаций. Это также качественно новая технология термической обработки бандажей прокатных валков шаропрокатных станов, увеличивающая их износостойкость при трении качения с проскальзыванием.

Научная новизна работы заключается в том, что впервые более полно показаны закономерности структурообразования при фазовой перекристаллизации предварительно перегретых сталей в их взаимосвязи с температурно-временными параметрами как предварительной, так и завершающей термических обработок.

Установлено, что после завершающей термической обработки стальных деталей сформировавшаяся структура есть результат нескольких

последовательных и одновременно протекающих диффузионных процессов и фазовых превращений это:

- начало интенсивного растворения тугоплавких примесных фаз стали в твёрдом растворе аустенита в зависимости от температуры и времени нагрева при предварительной термической обработке, т.е. при α – γ превращении;

- образование структуры с максимальным уровнем плотности дислокаций при охлаждении именно с этих температур при γ – α превращении;

- наследственность параметров тонкой структуры при повторной фазовой перекристаллизации, при завершающей термической обработке, когда наследуемые дислокации сами являются источниками генерирования новых дислокаций;

- образование новых мелких аустенитных зерен при завершающей термической обработке, при α – γ превращении, кристаллографически ориентированным комплексом в пределах исходного крупного зерна, что ведет к развитию дополнительных микроискажений кристаллической решетки при γ – α превращении, образуется вторичная внутризеренная текстура;

- максимальный уровень плотности дислокаций после завершающей термической обработки формируется в результате суммарного действия наследственности тонкой структуры и развития вторичной внутризеренной текстуры;

- наблюдаются закономерные изменения прочности и износостойкости при трении качения с проскальзыванием в зависимости от температуры и времени предварительной нормализации.

Теоретическая значимость работы заключается в том, что представлены существенно значимые дополнения в теорию фазовых превращений стали при термической обработке.

Практическая ценность заключается в том, что на базе проведённых исследований разработаны и внедрены в производство в АПО «Узметкомбинат» технологии термической обработки прокатных валков шаропркатных станов, которые существенно увеличили их долговечность с фактическим экономическим эффектом 47590 тыс. сум.

Апробация работы. Основные положения диссертационной работы докладывались и получили одобрение на республиканских научно-технических конференциях: «Проблемы формирования и внедрения инновационных технологий в условиях глобализации» (г.Ташкент, ТГТУ, 2010), «Ёш илмий таджикотчи» (г.Ташкент, ТТЙМИ, 2011), «Новые композиционные материалы на основе местного и вторичного сырья» (г.Ташкент, Фан ва таракиёт, 20011), на расширенном заседании кафедры «Технология металлов и материаловедение» и кафедры «Технология машиностроения, оборудование и автоматизация машиностроительных

производств» (г.Ташкент, ТГТУ, май 20011), на научном семинаре при разовом Специализированном совете при ТГТУ.

Опубликованность результатов. По результатам диссертационной работы было опубликовано 4 журнальные статьи и 3 тезиса в республиканских и зарубежных изданиях.

Структура и объём диссертации. Диссертация состоит из введения, 5 глав, общих выводов, заключения, списка использованной литературы из 159 источников и приложения, изложенных на 221 стр. Это включает себя: 130 страниц машинописного текста, 52 иллюстрации, 29 таблиц, приложения, содержащие 19 иллюстраций и 16 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе приведён обзор выполненных работ в области наследственности при фазовых и структурных превращениях стали.

Под наследственностью понимают сохранение элементов исходного микроскопического и субмикроскопического строения при фазовой и структурной перекристаллизации.

Различают несколько видов наследственности:

– структурная наследственность – это восстановление зерна стали по размерам и форме после фазовой перекристаллизации;

– фазовая наследственность – это наследственность элементов исходной субструктуры после фазовых превращений;

– деформационная наследственность – это неполный возврат свойств металла после протекания рекристаллизации;

– граничная наследственность – это неполное залечивание дефектов на границах зёрен по мере их миграции;

– наследственность химической и структурной неоднородности, чаще всего металлургического характера;

– наследственность параметров исходной предварительно перегретой стали после фазовой перекристаллизации – это влияние исходного перегрева параметров исходной структуры на механизм формирования структуры при проведении заключительной термической обработки.

Наибольший интерес представляют исследования, связанные с наследственностью исходно перегретых и охлаждённых на воздухе сталей, например поковок, литых заготовок, сварных конструкций. Эти изделия как правило подвергают заключительной термической обработке.

Наследственность при структурообразовании при повторной фазовой перекристаллизации предварительно перегретой стали представляет особый интерес, так как она имеет место при заключительной термической обработке всех заготовок после окончательной механической обработки. Эта наследственность является не столько сохранением элементов исходной микро и тонкой структуры, сколько созданием таких структурно-фазовых

конфигураций, которые при заключительной термической обработке достаточно сильно влияет на процесс формирования структуры и свойств готовых изделий.

Работы в этой области велись главным образом на кафедре «Металловедение» ТашПИ.

Однако в проведённых исследованиях просматривается ряд недостатков, который не позволяет в более полной мере и более обоснованно использовать новые режимы предварительной термической обработки.

В свете вышеуказанного в настоящей работе решаются следующие задачи:

- уточнить механизм наследования параметров тонкой структуры при фазовой перекристаллизации предварительно перегретой стали; является ли этот процесс простой передачей элементов исходного субмикростроения или это процесс образования новых дислокаций на базе унаследованных исходных;

- установить влияние временных факторов при нагреве как предварительной, так и завершающей термических обработок на уровень наследственности параметров тонкой структуры, а также на формирование величины аустенитного зерна стали;

- установить влияние наследственности микро и тонкой структуры при фазовой перекристаллизации стали на её прочность и износостойкость при трении качения с проскальзыванием;

- разработать режимы предварительной и завершающей термических обработок, которые обеспечивают рост износостойкости деталей, работающие в условиях трения качения с проскальзыванием.

Во второй главе приведена методика исследований в соответствии с поставленными задачами.

Объектами исследований являлись образцы сталей промышленной выплавки марок 20, 45, 40Х, 30ХГТ, 35ХГСА. В качестве модельного сплава использовали армко-железо с содержанием углерода 0,03%, которое представляет собой однофазный сплав, имеющий, как и все стали промышленной выплавки, включения тугоплавких примесных фаз.

Режимы термической обработки включали следующие операции:

- нагрев до различных температур, начиная от $A_{C3} + 30 \div 50^\circ\text{C}$ до 1000, 1100, 1200 и 1260°C с временем выдержки 20 минут, 2 часа 5 часов. После этого образцы изучаемых сталей охлаждали:

- вместе с печью (отжиг);

- на воздухе (нормализация);

- в воде или масле (закалка). Закалённые образцы отпускали при температурах 200, 350, 450, 600°C .

Таким образом, получали образцы сталей с очень широким диапазоном параметров структуры (величина зерна аустенита, плотность дислокаций, размеры и количество примесных фаз и карбидов).

Повторную фазовую перекристаллизацию при завершающей термической обработке всегда проводили от обычно принятых температур нагрева $A_{C3}+30\div 50^{\circ}\text{C}$, но время выдержки брали следующее:

- 5 минут (нагрев в свинцовой ванне);
- 20 минут (нагрев в печи);
- 2 часа (нагрев в печи);
- 5 часов (нагрев в печи);

После нагрева образцы закаливали в воду (стали 20 и 45) или в масло (стали 40X, 30XГТ, 35XГСА). Закалённые стали подвергали отпуску 200, 350, 450, 600 $^{\circ}\text{C}$.

Металлографический анализ проводился на микроскопах Neofot – 21 и МИМ8-М. Определяли тип структуры, а величину аустенитного зерна определяли по ГОСТ 8639-82. Состояние тонкой кристаллической структуры (плотность дислокаций, размер блоков мозаики и микроискажения кристаллической решётки), состояние твёрдого раствора определяли рентгенографическим методом на установках ДРОН 2.0. Количество закрепленных дислокаций оценивали по высоте 300 $^{\circ}$ пика внутреннего трения на температурной зависимой кривой в интервале температур 20-450 $^{\circ}\text{C}$. Испытания механических свойств проводили на стандартных образцах на машине УММ-5, Shopper и копре типа МК-15. Испытания на износ при трении качения с проскальзыванием проводили на машине МИ-1 при нагрузке $P = 735\text{H}$. Образцы для испытаний представляли собой ролики с наружным диаметром $30\pm 0,02$ мм, внутренним диаметром отверстия $16\pm 0,02$ мм, высотой $10\pm 0,1$ мм. Испытания каждой пары роликов (нижний ролик делал 200 об/мин, верхний – 180 об/мин) проводили без промежуточных остановок машины в течение 40 тыс. оборотов нижнего ролика. Величина износа оценивалась по потере веса на аналитических весах с точностью 0,0001г. Для получения результатов по одной точке (по одному режиму) использовали не менее четырёх пар роликов. Результаты экспериментальных данных оценивали с учётом среднеквадратичной ошибки измерения.

В третьей главе приводятся материалы исследований, в которых рассматриваются закономерности структурообразования сталей при увеличении не только температуры, но и времени нагрева с последующим охлаждением с различной скоростью (отжиг, нормализация, отжиг).

Результаты исследований отожженных образцов показали, что с ростом температуры нагрева наблюдается общеизвестный рост величины зерна аустенита, но даже при охлаждении образцов в печи наблюдается экстремальная температура (1100 $^{\circ}\text{C}$), когда плотность дислокаций α -фазы получается завышенной. Однако разница в плотности дислокаций между максимумом и минимумом очень мала в абсолютных значениях: $\Delta\rho = 1,64 \div 3,84 \cdot 10^8 \text{ 1/см}^2$.

Естественно, что при повторной фазовой перекристаллизации и закалке, когда плотность дислокаций возрастет на три порядка «наследование» исходной плотности дислокаций вряд ли можно заметить.

Результаты исследований нормализованной стали показывают, что у легированных сталей с ростом температуры нагрева после охлаждения на воздухе возрастает неравномерность структуры. У армко-железа, углеродистых сталей 20 и 45, а также у стали 40Х чётко наблюдаются экстремальные температуры нагрева, приходящиеся на разные температуры в зависимости от времени нагрева, когда после охлаждения структуры, имеет место максимальный уровень плотности дислокаций (табл. 1).

Таблица 1

Изменение плотности дислокаций α -фазы с изменением температуры и времени нагрева сталей после нормализации

Температура нагрева при нормализации $^{\circ}\text{C}$	Время нагрева (аустенизации)								
	20 минут	2 часа	5 часов	20 минут	2 часа	5 часов	20 минут		
	Сталь 45			Сталь 40Х			Армко-железо	Сталь 20	
Плотность дислокаций $\rho \cdot 10^9 \text{ 1/cm}^2$									
850	1,0	1,35	1,17	-	-	-	-	-	-
870	-	-	-	11,16	6,9	6	-	-	-
900	-	-	-	8,4	2,64	15	-	-	-
930	-	-	-	-	-	-	0,37	0,51	
1000	1,73	4,5	0,5	29,4	33,8	9,4	0,88	1,76	
1100	4,5	2,65	0,8	40	20,9	9,4	1,4	5,85	
1200	2,99	2,0	0,8	19,8	3,4	5	0,73	3,46	
1200	1,73	-	-	-	-	-	-	-	-

Примечание: В таблице выделены максимальные значения плотности дислокаций

Чем больше длительность нагрева в аустенитной области, тем ниже температура экстремума. Это находится в соответствии с ролью примесных тугоплавких фаз в формировании дефектности кристаллического строения α -фазы при охлаждении. Диссоциация и растворение в аустените тугоплавких примесных фаз (нитриды, карбонитриды, кислородосодержащие фазы) происходит не при одной определённой температуре, а в интервале температур в зависимости от размера частиц и времени нагрева. По мере роста времени выдержки химическая микронеоднородность твёрдого раствора уменьшается и поэтому после охлаждения, при γ - α превращении, плотность дислокаций будет ниже и экстремальная температура сместиться на более низкие температуры.

Как видно из таблицы 1, при нормализации с экстремальной и обычной температур нагрева абсолютная разница в плотности дислокаций $\Delta\rho$ находится в пределах $(3,5 \div 29) \cdot 10^9 \text{ 1/см}^2$.

Повторный нагрев и закалка создают плотность дислокаций на два порядка больше (10^{11} 1/см^2), т.е. эффекты наследования исходного, субмикростроения при повторной фазовой перекристаллизации должны быть очень незначительными, если наследственность параметров тонкой структуры рассматривать как механическую передачу элементов исходного субмикростроения от одной фазы к другой.

Результаты исследований закаленных образцов позволяют более четко определить роль экстремальных температур нагрева в создании наиболее высокого уровня плотности дислокаций. Для этого использовали шесть плавок стали 40Х, образцы из которых закаливали с различными температурами нагрева и подвергали отпуску 200, 350, 450 и 600⁰С. В состоянии закалки и низкого отпуска разница в плотности дислокаций образцов стали 40Х, закаленных с экстремальной температуры 1100⁰С и 870⁰С по среднеарифметическим данным составляет $1,31 \cdot 10^{11} \text{ 1/см}^2$. Это почти вдвое выше, чем при закалке с температурой нагрева 870⁰С. Повышение температуры отпуска приводит к снижению общего уровня плотности дислокаций, и после отпуска 600⁰С разница составляет $0,45 \cdot 10^{10} \text{ 1/см}^2$, что вполне соизмеримо с состоянием нормализации.

Увеличение времени выдержки при нагреве под закалку после закалочного охлаждения приводит к смещению пика плотности дислокаций к более низким температурам, как это наблюдалось при приведении нормализации (табл. 2).

Таблица 2

Изменение плотности дислокаций $\rho \cdot 10^{11} \text{ 1/см}^2$ сталей 45 и 40Х после закалки с различных температур и времени выдержки.

Температура закалки ⁰ С	Сталь45			Сталь40Х		
	Время выдержки (аустенизации)					
	20минут	2часа	5часов	20минут	2часа	5часов
	Плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{11} \text{ 1/см}^2$					
	Отпуск 200 ⁰ С					
870	1,87	1,95	2,25	1,77	1,70	2,06
900	2,02	-	-	1,77	1,93	2,1
1000	2,17	2,44	2,25	2,1	2,06	1,7
1100	2,56	2,32	1,95	2,67	1,77	1,6
1200	2,40	2,17	1,87	2,14	1,68	1,6

Примечание: В таблице выделены максимальные значения плотности дислокаций.

Сформировавшиеся после закалки с различных температур нагрева дислокационные построения закреплены примесными атомами и атомами углерода, о чём свидетельствуют 300^0 - ные пики внутреннего трения, а также величины периодов решетки.

Уменьшение периода решетки армко- железа при закалке с экстремальной температуры 1100^0C свидетельствует о переходе атомов углерода и других примесных элементов из положений межузлий на дислокации.

Исследования показали, что при проведении закалки с экстремальной температуры нагрева происходит дробление блоков и рост микроискажений кристаллической решетки (размеры блоков близки к наночастицам).

Таким образом, можно утверждать:

- существование экстремальных температур нагрева, когда после охлаждения формируется структура с максимальным уровнем плотности дислокаций, подтверждается в условиях различного времени нагрева, как при нормализации, так и при закалке;

- рост плотности дислокаций при закалке или нормализации с экстремальных температур в абсолютных значениях, весьма значительный в первом случае и незначительной во втором случае, происходит за счет дробления блоков мозаики и роста микроискажений кристаллической решетки стали.

Четвертая глава диссертации, посвящена формированию структуры, после повторной фазовой перекристаллизации предварительно перегретой стали и исследованию явлений наследственности. В данной главе рассматриваются следующие вопросы:

- как проявляется наследственность исходной структуры, полученной в результате предварительного отжига, нормализации, закалки при фазовой перекристаллизации стали;

- насколько значимо проявление наследственности на величину зерна и состояние тонкой структуры, при фазовой перекристаллизации стали;

- как влияет время выдержки при повторной фазовой перекристаллизации на уровень проявления наследственности;

- означает ли наследственность при α - γ - α превращениях просто передачу элементов исходного субмикростроения или она сказывается на механизме структурообразования при этих превращениях.

Во всех случаях фазовая перекристаллизация проводилась с нагревом до обычно принятых температур $A_{C3} + 30 \div 50^0\text{C}$.

Результаты исследований предварительно отожженной стали показали, что температура предварительного отжига очень слабо влияет на величину зерна аустенита. Состояние тонкой структуры также слабо зависит или совсем не зависит от структуры предварительного отжига.

Результаты исследований предварительно нормализованных сталей представляет особый интерес, так как для заготовок деталей из

углеродистых и малолегированных сталей нормализация является основной промежуточной операцией термической обработки.

Образцы изучаемых сталей проходили предварительную нормализацию с различных температур нагрева со временем аустенизации 20 минут, в ряде опытов 2 часа и 5 часов. Так как фазовое превращение при нагреве стали, связано с фазовым наклёпом и рекристаллизацией аустенита, которая снижает плотность дислокаций и проходит там полнее, чем больше время выдержки, время повторного нагрева брали 5 минут, 20 минут, 2 часа и в некоторых опытах 5 часов.

Это связано с тем, что термическая обработка (нормализация и нагрев под закалку) крупногабаритных деталей, в частности деталей металлургического оборудования, проходит с многочасовым нагревом. После этого образцы стали закачивали, подвергали отпуску и исследовали параметры структуры. При времени нагрева 5 минут в качестве нагревательной среды использовали ванну с расплавленным свинцом, в других случаях использовали печной нагрев.

Исследования показали, что температура предварительной нормализации существенно влияет на размер аустенистого зерна и плотность дислокаций после завершающей закалки и отпуска сталей. Характер изменения величины аустенитного зерна и тонкой структуры полностью соответствует механизму структурообразования, описанному в главе 1, но имеет ряд особенностей.

Стали 40X и 30XГТ можно отнести к наследственно мелкозернистым, так как резкий рост зерна при нормализации наблюдения при температуре нагрева выше 1100°C . Как известно, резкий рост зерна связан с растворением в аустените примесных фаз, которые служат препятствием к росту зерна. Растворение примесных фаз имеет место уже при температурах нагрева ниже 1000°C , но резко увеличивается при повышении температуры нагрева при нормализации.

При охлаждении на воздухе, когда проводится нормализация, растворимость фаз в решетке α -железа резко уменьшается и эти фазы выделяются обратно из твердого раствора уже в более дисперсном виде; при относительно полном растворении этих частиц в процессе нагрева в γ -области, их обратное выделение при γ - α превращении происходит равномерно по всему объему металла.

Естественно до температуры 1100°C растворимость этих фаз неравномерна, более крупные частицы не могут перейти в твердый раствор. Поэтому повторная фазовая перекристаллизация с нагревом до температур $A_{c3}+30\div 50^{\circ}\text{C}$ происходит в неодинаковых условиях в зависимости от температуры предварительной нормализации. Весьма мелкодисперсные частицы примесных фаз формируются при предварительной нормализации с температурой выше 1100°C . В этом случае тормозящее действие этих дисперсных частиц к росту аустенитного зерна будет наиболее

эффективным. Это один из эффектов наследственности при структурообразовании предварительно перегретой стали. Предварительная нормализация с температур нагрева ниже 1100⁰С после повторной фазовой перекристаллизации даст даже укрупнение зерна и развитие разноструктурности, В пользу вышеописанного механизма образования величины аустенитного зерна, свидетельствуют также результаты опытов со сталью 30ХГТ. Как известно у этой стали имеется добавка титана в количестве до 0,15%. Титан образует термически устойчивые частицы карбонитридов титана и при нагреве этой стали до 1100⁰С рост зерна незначительный – от балла 10 до балла 8. Сказывается тормозящее действие к росту зерна карбонитридных частиц. Выше 1100⁰С зерно аустенита стали 30ХГТ, резко растет до 4 балла, так как карбонитриды титана переходят в твердый раствор. Повторная фазовая перекристаллизация измельчает зерно до 11 балла, если предварительная нормализация была с температур нагрева до 1100⁰С и до 10-го балла при температуре выше 1100⁰С.

Результаты рентгенографических исследований. выявили зависимость состояния тонкой структуры сталей от исходного состояния их структур. У стали 40Х после повторной фазовой перекристаллизации с нагревом 860⁰С и временем выдержки 5 минут, 20 минут и 2 часа наблюдаются экстремальные температуры, зависящие от температуры предварительной нормализации, когда плотность дислокаций максимальна после закалки и отпуска (табл. 3).

Таблица 3

Изменение плотности дислокаций $\rho \cdot 10^{11}$ 1/см² стали 40Х в зависимости от температуры предварительной нормализации. Заключительная термическая обработка – нагрев 870⁰С, время выдержки 5 минут, 20 минут, 2 часа, закалка и отпуск

Температура предварительной нормализации, °С	Температуре отпуска, °С											
	200			350			450			600 здесь $\rho \cdot 10^{10}$ 1/см ²		
	Время нагрева											
	5 мин	20 мин	2 часа	5 мин	20 мин	2 часа	5 мин	20 мин	2 часа	5 мин	20 мин	2 часа
870	2,28	1,87	1,54	1,11	0,87	0,68	0,20	0,20	0,21	0,7	0,33	0,33
1000	2,48	1,94	1,54	1,39	1,18	0,74	0,46	0,32	0,32	0,7	0,33	0,33
1100	2,58	2,02	1,67	1,47	1,35	0,79	0,36	0,21	0,21	0,7	0,54	0,33
1200	2,75	2,66	1,67	1,47	1,11	0,74	0,32	0,21	0,21	1,0	0,91	0,76
1260	2,28	2,26	1,67	1,02	1,12	0,82	0,30	0,26	0,12	0,96	0,7	0,24

Примечание: В таблице выделены максимальные значения плотности дислокаций.

Как видно из таблицы 3, после повторной фазовой перекристаллизации и закалки стали 40Х наблюдается наиболее высокий уровень плотности дислокаций (экстремум), приходящийся при отпуске

200°C на температуру предварительной нормализации 1200°C. По мере увеличения времени повторной аустенизации с 5 минут до 2-х часов экстремум значительно уменьшается, что связано с рекристаллизацией аустенита.

Увеличение времени повторного нагрева от 20 минут до 2-х часов дает после закалки почти одинаковой уровень плотности дислокаций (рис. 1).

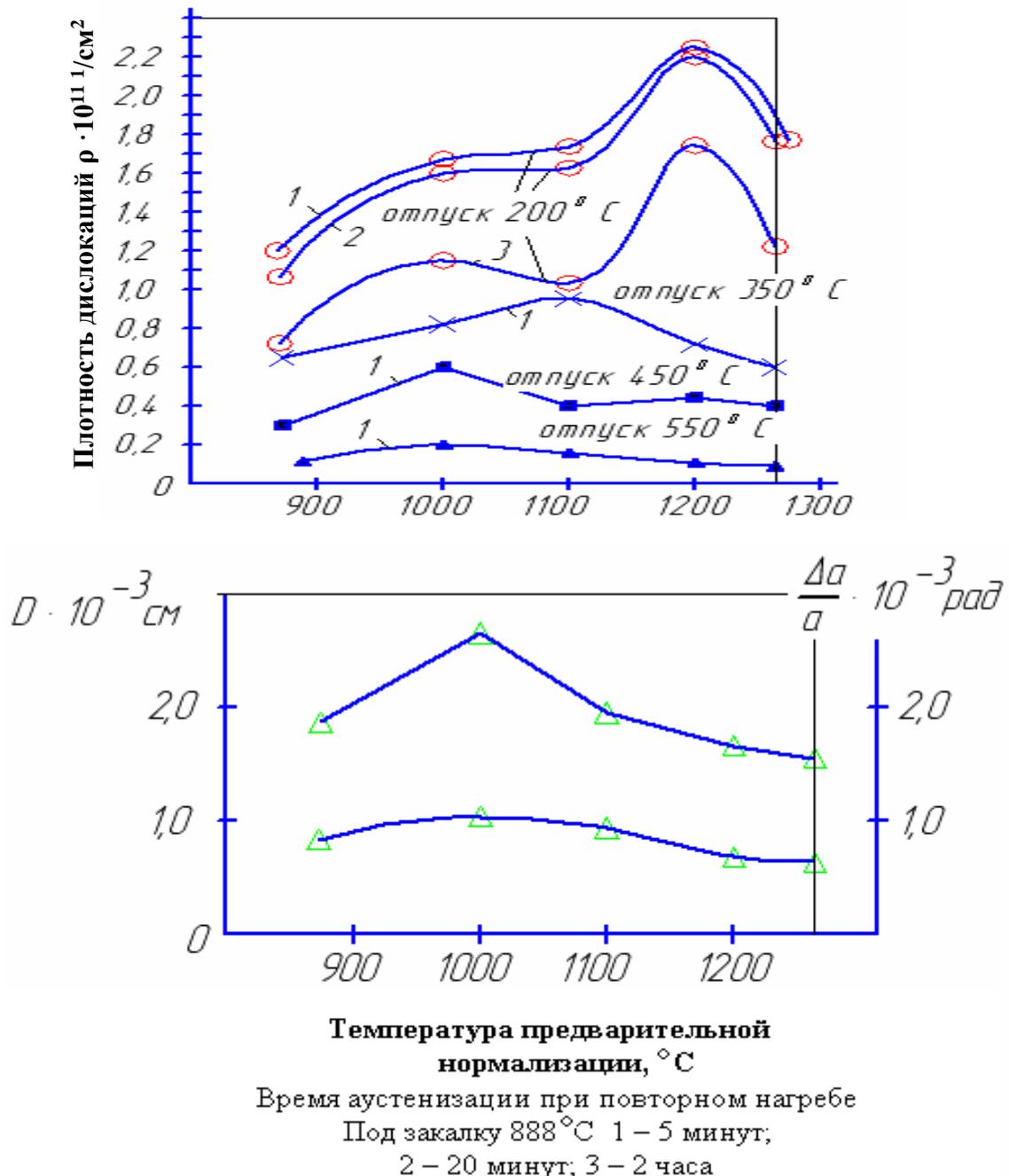


Рис. 1. Изменение плотности дислокаций, величины блоков мозаики D и микрискажений кристаллической решетки $\frac{\Delta a}{a}$ стали 30ХГТ в зависимости от температуры предварительной нормализации. Повторно закалка 880°C и отпуск.

В связи с тем, что режимы заключительной термической обработки для всех образцов были одинаковыми, можно утверждать, что наблюдается эффект наследования параметров тонкой структуры, выражающийся в данном случае в закономерном изменении дефектности кристаллической решетки с ростом температуры исходной нормализации.

Однако, сравнивая рост плотности дислокаций в положении экстремумов при предварительной нормализации и после заключительной закалки и низкого отпуска, можно видеть, что рост плотности дислокаций в экстремальных точках в последнем случае намного превышает этот рост при нормализации.

Особенно четко это наблюдается при проведении исследований на легированных сталях 30ХГТ и 35ХГСА. При повторной фазовой перекристаллизации образцов этих сталей после предварительной нормализации с различных температур рекристаллизация аустенита протекает замедленно. Снижение плотности дислокаций в положениях экстремума также замедленно. Следовательно, образующиеся дислокации при нормализации с экстремальной температуры нагрева не только термически устойчивы, но и являются источниками образования новых дислокаций в процессе мартенситного превращения при повторном нагреве и закалке.

Это второй эффект наследственности при структурообразовании предварительно перегретой стали при завершающей термической обработке.

Механизм формирования дислокационной структуры при закалке сталей с различным исходным перегревом при предварительной нормализации, очевидно, заключается в следующем.

При увеличении температуры нагрева сталей под нормализацию происходит уже описанный выше рост аустенитного зерна, а при охлаждении образование экстремума плотности дислокаций α - фазы. Продукты распада аустенита (перлит, сорбит закалки) кристаллографически бывают ориентированы в пределах исходного (крупного) аустенитного зерна (первичная внутризеренная текстура). При повторном нагреве на $30 \div 50^\circ\text{C}$ выше точки фазового превращения A_{c3} повторное α - γ превращение происходит с сохранением ориентационного соответствия α и γ физ. Тогда чем крупнее исходное зерно, тем больше будет развита ориентированность новых зерен аустенита к исходному зерну. После закалочного охлаждения это состояние фиксируется, образуется вторичная внутризеренная текстура. Об этом свидетельствовали результаты металлографических и рентгенографических исследований. При вытравливании границ аустенитных зерен наблюдали ориентированные комплексы мелких зерен в пределах исходных крупных, а на рентгенограммах, полученных при съемке на рентгеновскую пленку, четко просматриваются текстурные максимумы.

Развитие вторичной внутризеренной текстуры, когда новые мелкие зерна сохраняют частично когерентные границы, приводит к развитию

значительных микроискижений кристаллической решетки. Суммарный эффект наследственности параметров тонкой структуры и роста микроискажений кристаллической решетки с ростом исходного перегрева, приводит к смещению пика плотности дислокаций (экстремума) к более высоким температурам исходной нормализации. После окончательной закалки низкого отпуска этот максимум у стали 40Х приходится на 1200°С предварительной нормализации. Естественно, при термической обработке стали, у которой при высоких температурах зерно аустенита растет незначительно, положение пика дефектности кристаллического строения будет смещаться незначительно (~1150°С, сталь 35ХГСА), либо останется неизменным.

Повышение температуры окончательного отпуска ведет к распаду твёрдого раствора (мартенсита) выделению карбидов и нарушению дислокационных построений, полученных после закалки. Чем выше исходные микроискажения, тем быстрее идёт это нарушение и пик максимума дефектности кристаллической решетки сдвигается к более низким температурам предварительной нормализации. При этом величина блоков остается достаточно большой. Качественно аналогичная картина наблюдается при исследовании сталей 45, 30ХГТ, 35 ХГСА.

Как уже указывалось, у легированных сталей 30ХГТ и 35ХГСА величина «наследования» дефектности решетки достаточно велика и устойчива даже после 2-х часовой выдержки при температуре повторной аустенизации. Следовательно, в создании наиболее высокого уровня плотности дислокаций при закалке принимает участие не только субструктурное состояние исходной нормализации, но главным образом «закреплённые» дислокации, которые были образованы в процессе нормализации при начале диссоциации и растворения примесных фаз. Это третья особенность наследственности при фазовой перекристаллизации и структурообразовании предварительно перегретой и нормализованной стали.

В связи с тем, что сталь 35ХГСА, широко используются для изготовления крупногабаритных деталей металлургического производства (прокатные валки шаропрокатных станков), которые подвергаются закалке с отпуском и при этом должны иметь высокую износостойкость, были проведены дополнительные опыты. Заготовки бандажей прокатных валков подвергают различным видам отжига (низкий отжиг, полный отжиг). На наш взгляд целесообразно использовать предварительную нормализацию с экстремальной температуры, чтобы обеспечить наиболее высокий уровень износостойкости после завершающей термической обработки. Нагрев в печи крупногабаритных деталей исчисляется часами. Поэтому в опытах была использована предварительная нормализация с времени выдержки 5 часов. Нормализация образцов стали 35ХГСА, была проведена с нагревом до различных температур с выдержкой 5 часов и охлаждением со скоростью 35°/минуту. Даже в этом случае при нагреве 1200°С после охлаждения были

зафиксированы структуры со значительным отклонением от равновесного состояния с повышенной плотностью дислокаций. Однако после повторной фазовой перекристаллизации 870°C с временем выдержки также 5 часов, экстремум приходится на 900°C предварительной нормализации, при минимальном размере зерна стали (табл. 4).

Таблица 4

Параметры структуры стали 35 ХГСА после предварительной нормализации с различных температур нагрева при времени выдержки 5 часов. Последующая термическая обработка - закалка 870°C (аустенизация 5 часов)

Температура нагрева, °С при нормализации	Плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{11} \text{ }^1/\text{см}^2$	Твердость НВ, кг/мм ² или HRC	Средний диаметр зерна d_{cp} , мм	Зерно, N балла
Нормализация, 5 часов				
870	0,054	229	0,04	6
1000	0,078	255	0,09	4
1100	0,0536	229	0,091	4
1200	0,125	255	0,13	3
Закалка 870°C (аустенизация 5 часов)				
870	1,95	48	0,035	7
1000	1,54	48	0,045	6
1100	1,24	48	0,059	5
1200	1,33	47	0,059	5

Результаты исследований предварительно закалённой стали. В данном случае ставится цель провести сравнение эффективности наследственности при исходной мартенситной и нормализованной структуре. Образцы стали 40Х прошли закалку с различных температур нагрева и промежуточный отпуск при температурах 200, 350, 450 и 600°C в течение одного часа. Затем проводили повторный нагрев всех образцов при температуре 870°C с последующей закалкой и окончательным отпуском 200,350,450 и 600°C. Исследования состояния тонкой структуры выявили существование экстремальных значений плотности дислокаций от температуры первой закалки. Достаточно заметное изменение плотности дислокации наблюдается после промежуточного отпуска 450°C.

Как и в случае проведения предварительной нормализации пик (максимум) плотности дислокаций после окончательного отпуска 200°C приходится на первую закалку 1200°C, при отпуске 350 и 450°C на 1100 и 1000°C соответственно.

Рассматривая результаты оценки уровня плотности дислокаций при термической обработке с использованием экстремальных температур, можно заметить, что двойная закалка ($\rho=2,56 \cdot 10^{11} \text{ }^1/\text{см}^2$) не способствует

формированию более высокой плотности дислокаций в сравнении с исходно нормализованной сталью $\rho=2,66 \cdot 10^{11} / \text{см}^2$.

По четвертой главе краткие выводы можно сформулировать следующим образом.

1. Фазовая перекристаллизация предварительно перегретой и нормализованной или закалённой стали сопровождается наследованием элементов исходной субструктуры, которые сами являются источниками новых дислокаций при закалочном охлаждении.

2. Повторная фазовая перекристаллизация предварительного перегретых свыше 1100°C сталей сопровождается дополнительным измельчением зерна, в связи с образованием дисперсных частиц примесных тугоплавких фаз.

3. При фазовом α - γ - α превращении исходно крупнозернистых структур образуются комплексы ориентированных мелких новых зерен (в объемах крупного исходного зерна) - вторичная внутризеренная текстура. Эти комплексы характерны развитием микроискажений кристаллической решётки. Суммарный эффект наследования исходных дислокационных построений и развития дополнительных микроискажений приводит образованию максимума плотности дислокаций в зависимости от температуры исходного перегрева.

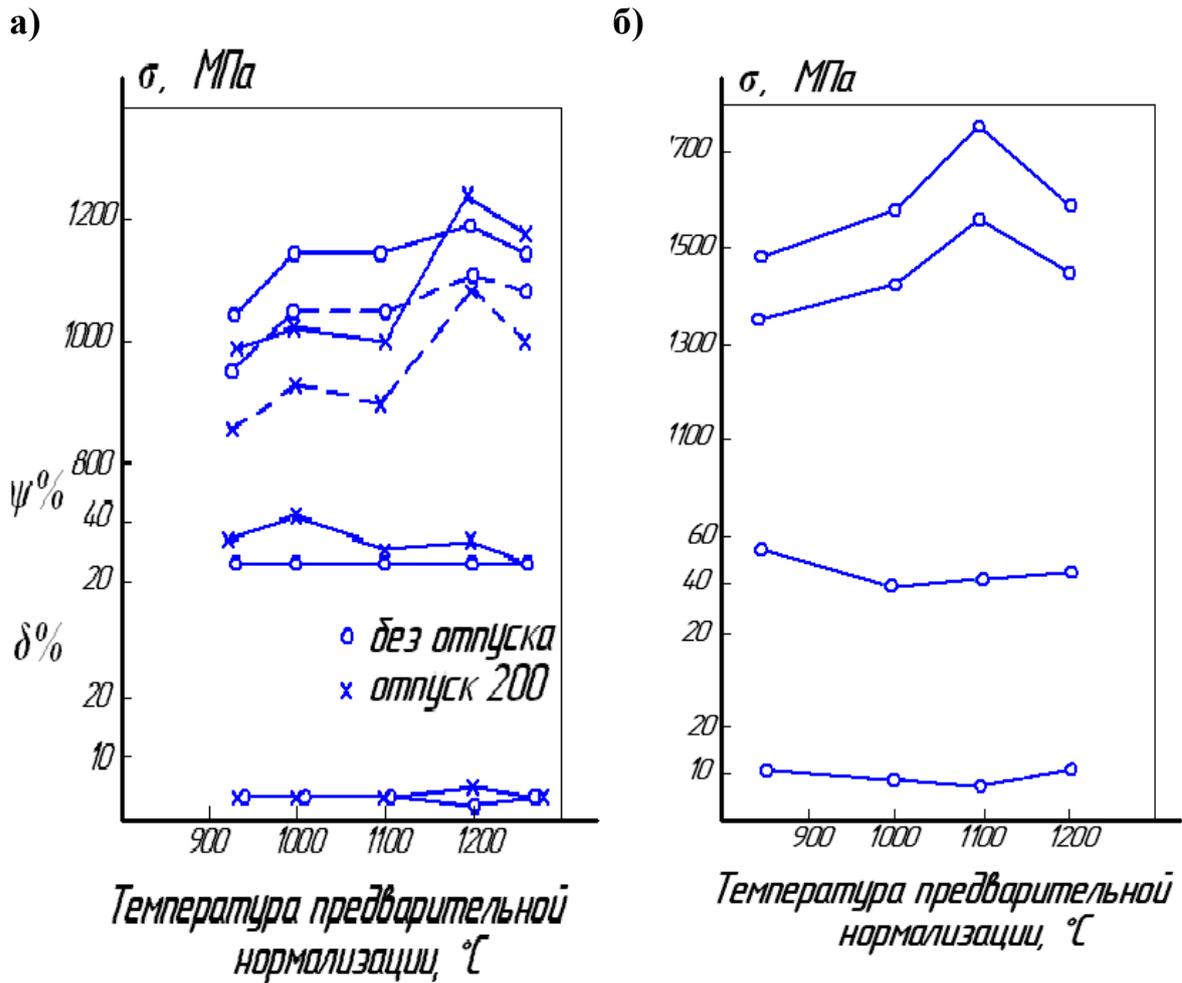
4. Увеличение времени выдержки при повторной фазовой перекристаллизации снижает максимальный уровень плотности дислокации.

5. Если сталь после предварительной нормализации или закалки не имеет явно выраженной первичной внутризеренной текстуры, то после завершающей закалки положение максимума плотности дислокаций не смещается и более высоким температурам исходного перегрева.

6. Предварительный перегрев и замедленное охлаждение (отжиг) слабо влияют или не влияют на параметры тонкой структуры и не дают достаточно развитой вторичной внутризеренной текстуры.

В пятой главе диссертации представлены материалы исследований, касающиеся влияния наследственности при фазовой перекристаллизации на механические свойства и износостойкость сталей при трении качения с проскальзыванием.

Результаты испытаний механических свойств образцов сталей 20 и 45 после их предварительной нормализации с различных температур нагрева, последующей повторной фазовой перекристаллизации при температурах $A_{c3}+30 \div 50^\circ\text{C}$ закалки и отпуска показали на значительное влияние температур предварительной нормализации. При времени повторного нагрева 5 минут этот эффект был соизмерим с эффектом наследственности упрочнения стали после ТМО (рис. 2)



Окончательная термическая обработка; сталь 20 (а) нагрев 930°C, закалка; сталь 45 (б) нагрев 850°C, закалка.

Аустенизация везде 5 минут.

Рис. 2. Изменение механических свойств сталей 20 (а) и 45 (б) в зависимости от температуры предварительной нормализации.

Увеличение длительности повторного нагрева до 20 минут ведет к получению практически одинаковых механических свойств. Связано это с образованием более низкого уровня плотности дислокаций. Очевидно, различия в тонкой структуре являются не достаточными для их проявления на механических свойствах.

Влияние наследственности оказалось более значимым на износостойкости при трении качения с проскальзыванием. Была рассмотрена физика контакта при трении двух роликов в условиях их качения с проскальзыванием.

Результаты опытов показали, что наследственность параметров исходной структуры влияет, ни износостойкость стали. При экстремальных значениях плотности дислокаций снижение износа при времени аустенизации 20 минут при повторном нагреве составляет: у стали 45 - на

29%; стали 40X – на 54 %, у стали 30ХГТ – на 25 %, у стали 35ХГСА – на 26%. Увеличение времени выдержки при повторной фазовой перекристаллизации до 2-х часов приводит у стали 40X к снижению эффекта наследственности – снижение величины износа всего 15 %. Однако у более легированной стали 30ХГТ снижение износа даже более значимо – до 40 %.

Испытания образцов исследуемых сталей после двойной закалки показали, что эффект уменьшения износа примерно одинаков с тем, что наблюдается при предварительной нормализации, для стали 40X – 53 %, для стали 30ХГТ – 33%.

Однако представляет интерес определить влияние времени выдержки при проведении предварительной нормализации на результаты испытаний на износ, если повторный нагрев до $A_{C3} + 30 \div 50^\circ\text{C}$ проходит достаточно быстро и заканчивается закалкой (в частности заготовки крупномодульных шестерён при нормализации нагреваются за время, исчисляемое часами, а после нарезки зубьев, их поверхность нагревается индукционно за секунды и закаливается).

Для исследований использовали, заготовки образцов стали 40X, которые проходили предварительную нормализацию с различных температур нагрева: 850, 900, 1000, 1100, 1200 и 1260 $^\circ\text{C}$ с временем аустенизации 20 минут и 2 часа. Подготовленные образцы для испытаний на износ и рентгенографических исследований подвергали закалке с индукционного нагрева до до 920-940 $^\circ\text{C}$; образцы для рентгенографических исследований толщиной 8мм были разделены на три части. Первая часть подвергалась индукционному нагреву до до 920-940 $^\circ\text{C}$ при времени нагрева 18 секунд и проходила закалку. Вторая часть образцов проходила печной нагрев до температуры 870 $^\circ\text{C}$, выдержку 30 минут и закаливалась в масло. Третья часть образцов не подвергалась повторной термообработке. Все три партии образцов проходили окончательную шлифовку.

Результаты опытов представлены на рисунках 3 и 4.

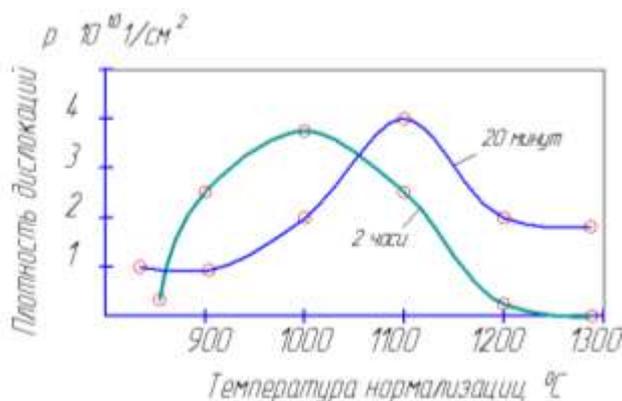


Рис. 3. Изменение плотности дислокаций стали 40X в зависимости от температуры и времени аустенизации после нормализации.

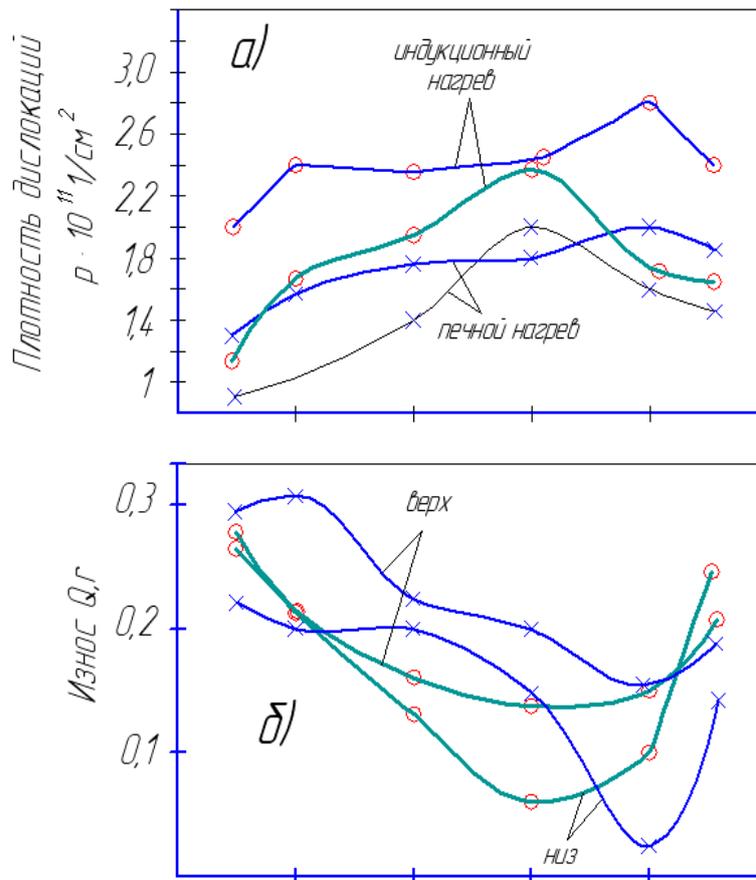


Рис. 4. Изменение плотности дислокаций (а) и величины износа (б) в зависимости от температуры и времени предварительной нормализации стали 40Х после закалки и отпуска 200°С.

Как и в ранее представленных результатах исследований (в главе 3 настоящей работы) наблюдаются экстремальные температуры нагрева при нормализации, когда после охлаждения формируются наиболее высокие уровни плотности дислокаций. Это 1100°С, если время аустенизации 20-30 минут и 1000°С, если аустенизация 2 часа. Закалка этих образцов с температуры 870°С (печной нагрев или индукционный) приводит к смещению положения экстремума плотности дислокаций к более высоким температурам исходной нормализации. Эта причина нами описана в главе 4.

Величина износа напрямую зависит от уровня плотности дислокаций. При быстром индукционном нагреве при завершающей закалке снижение износа в экстремальных точках доходит до 63 – 64%.

Нами в соответствии с договором между ТашГТУ и АПО «Узметкомбинат» № 17/08, заключённого на срок выполнения 01.06.08 – 01.04.09 по теме «Разработка оптимальной термической обработки бандажных валков шаропрокатных станов сортопрокатного цеха № 1», была

выполнена работа по увеличению износостойкости валков шаропрокатного стана.

В главе 4 настоящей работы было показано, что при проведении предварительной нормализации, при времени аустенизации 5 часов, максимальный уровень плотности дислокаций формируется при температуре нагрева 900°C, Повторная фазовая перекристаллизация при проведении закалки проходит в условиях проявления наследственности элементов исходного субмикростроения с образованием также максимального уровня плотности дислокаций.

Разработанная нами качественно новая технология, включающая предварительную нормализацию 900°C (5 часов), повторную фазовую перекристаллизацию 870 - 900°C, закалку и отпуск 450°C внедрена в серийное производство в АПО «Узметкомбинат» с фактическим экономическим эффектом 47 590 000 сум.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлены закономерности формирования микро и субструктуры при проведении предварительной термической обработки (нормализации, закалки) конструкционных сталей в зависимости, как от температуры, так и времени нагрева. Установлены экстремальные температуры, зависящие от времени нагрева, когда после охлаждения, формируются структуры с наиболее высоким уровнем плотности дислокаций.

2. Рост плотности дислокаций при охлаждении с экстремальных температур происходит за счёт дополнительного дробления блоков мозаики и увеличения микроискажений кристаллической решётки.

3. Повторная фазовая перекристаллизация с нагревом до температуры $A_{C3} + 30 \div 50^\circ\text{C}$ при завершающей термической обработке происходит в условиях наследования элементов исходной субструктуры, которые сами являются источниками генерирования новых дислокаций.

4. Сформировавшаяся зерненная и тонкая структура стали после завершающей термической обработки, есть результат нескольких последовательных и одновременно идущих фазовых превращений и диффузионных процессов:

– предварительный нагрев выше определённой температуры после $\alpha - \gamma$ превращения ведёт к началу интенсивной диссоциации и растворению в аустените примесных тугоплавких фаз стали (нитридов, карбонитридов, кислородосодержащих фаз), Эти температуры при времени выдержки 20 – 30 минут - 1100°C, при 2-х часах - 1000°C, при 5 часах около 900°C. Охлаждение с этих температур даёт при охлаждении максимум плотности дислокаций $\alpha - \gamma$ фазы (экстремальные температуры),

– предварительный нагрев до высоких температур ведёт к росту аустенитного зерна, частицы примесных фаз максимально переходят в

твёрдый раствор. При охлаждении в пределах крупного аустенитного зерна образуется ориентированный комплекс продуктов распада (или превращения) аустенита, а примесные фазы выделяются в виде новых дисперсных частиц,

– повторный нагрев на $30 \div 50^{\circ}\text{C}$ выше точки фазового превращения проходит в условиях наследования элементов исходного субмикростроения, сдерживания роста зерна за счёт дисперсных частиц примесных фаз, образования новых кристаллогеометрических комплексов при новом $\alpha - \gamma - \alpha$ превращении (вторичная внутризёренная текстура) Чем больше объёмов со вторичной внутризёренной текстурой, тем выше микроискажения кристаллической решётки,

– формирование максимального уровня дефектности кристаллического строения происходит в результате суммарного действия наследственности параметров тонкой структуры и развития микроискажений из-за вторичной внутризёренной текстуры.

5. Сформировавшееся зеренная и тонкая структура стали после завершающей термической обработки предварительно перегретой и нормализованной стали сказывается на механических свойствах при быстром повторном нагреве, но при всех режимах влияет на износостойкость при трении качения с проскальзыванием. При экстремальных температурах термообработки она возрастает от 25 до 64%.

6. Разработанная нами, на основе проведённых исследований, качественно новая технология термической обработки бандажных валков шаропрокатного стана внедрена в серийное производство АПО «Узметкомбинат» с фактическим экономическим эффектом 47 590 000 сум.

СПИСОК ОПУБЛИКОВАННЫХ РАБОТ

1. Инагамова Д.А. Разработка технологии и составление операционных технологических карт термической обработки бандажей прокатных валков шаропрокатного стана // Сборник научных трудов (часть 2) международной научно-практической конференции «Проблемы формирования и внедрения инновационных технологий в условиях глобализации». – Ташкент, 2010. – С. 100-103.

2. Инагамова Д.А., Мухамедов А.А. Наследственность параметров структуры при фазовой перекристаллизации стали // Вестник ТашГТУ. – Ташкент, 2010. - №3. – С. 127-132.

3. Хачатурьян С.В., Мухамедов А.А., Инагамова Д.А. Влияние двойной закалки стали на её износостойкость при трении качения с проскальзыванием // Вестник ТашИИТ. – Ташкент, 2010. - №4. – С.19 – 21.

4. Инагамова Д.А., Мухамедов А.А. Влияние наследственности элементов исходной структуры при фазовой перекристаллизации стали на ее износостойкость при трении качения с проскальзыванием // Техника и технология. – Москва, 2011. - №1. – С. 42-45.

5. Инагамова Д.А., Мухамедов А.А. Влияние наследственности на свойства стали при фазовой перекристаллизации // Композиционные материалы. – Ташкент, 2011. - №1. – С. 32-36.

6. Инагамова Д.А. Влияние термической предистории стали на ее свойства // Материалы международной научно-технической конференции «Новые композиционные материалы на основе местного и вторичного сырья» 5-7 мая 2011. Тез. докл. – Ташкент, 2011. – С. 159-161.

7. Инагамова Д.А. Влияние режимов термической обработки на износостойкость стали при трении качения с проскальзыванием // Материалы международной научно-технической конференции «Новые композиционные материалы на основе местного и вторичного сырья» 5-7 мая 2011. Тез. докл. – Ташкент, 2011. – С. 135-137.

РЕЗЮМЕ

диссертации Инагамовой Диларам Ахатовны на тему: “Влияние наследственности при термической обработке на свойства стали” на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов».

Ключевые слова: наследственность, плотности дислокаций, аустенитное зерно, время аустенизации, экстремальные температуры нагрева, предварительная и завершающая термическая обработка, микро и тонкая структура, тугоплавкие примесные фазы, фазовая перекристаллизация, износостойкость при трении качения с проскальзыванием, прокатные валки шаропрокатных станов.

Объекты исследования: образцы из термоулучшаемых и цементируемых сталей 45, 40Х, 35ХГСА, 20, а также модельный материал — армко-железо.

Цель работы: наиболее полно раскрыть механизм структурообразования в условиях различного сочетания температурно-временных параметров как предварительной, так и завершающих термических обработок сталей с целью максимальной реализации их потенциальных возможностей в увеличении служебных свойств стальных изделий.

Методы исследования: дюрOMETрический, металлографический, рентгеноструктурный, внутреннего трения, испытания на прочность, износостойкость при трении качения с проскальзыванием.

Полученные результаты и их новизна: впервые более полно показаны закономерности структурообразования при фазовой перекристаллизации предварительно перегретых сталей в их взаимосвязи с температурно-временными параметрами как предварительной, так и завершающей термических обработок. Установлено, что после завершающей термической обработки стальных деталей сформировавшаяся структура есть результат нескольких последовательных и одновременно протекающих диффузионных процессов и фазовых превращений.

Практическая значимость: разработана качественно новая технология, предусматривающая полную, в том числе двойную, фазовую перекристаллизацию при термической обработке бандажных валков шаропрокатных станов.

Степень внедрения и экономическая эффективность: на базе проведённых исследований разработаны и внедрены в производство в АПО «Узметкомбинат» технологии термической обработки прокатных валков шаропрокатных станов, которые существенно увеличили их долговечность с фактическим экономическим эффектом 47590 тыс. сум.

Область применения: на машиностроительных предприятиях, где изготавливаются крупногабаритные детали, работающие при трении качения с проскальзыванием.

Техника фанлари илмий даражасига талабгор
Инагамова Дилором Ахатовнанинг
05.16.01 – “Металлшунослик ва металлларга термик ишлов бериш”
ихтисослиги бўйича “Пўлат хусусиятларига термик ишлов беришда
наслдорлигининг таъсири” мавзусидаги диссертациясининг

РЕЗЮМЕСИ

Таянч сўзлар: наслдорлик, дислокация(силжиш) зичлиги, аустенҳимоя вақти, аустен дон, қиздиришнинг экстремал ҳарорати, дастлабки ва яқунловчи термик ишлов бериш, микро ва юпқа структура, кийинэрийдиган аралашма фазалар, фазали қайта кристалланиш, сирпаниб думалаб ишқаланишда ейилишига каршилилик, думалоқ чиғирланган станларнинг чиғирланган валоклари.

Тадқиқот объектлари: 45, 40Х, 35ХГСА, 20 цементланган ва термояхшилайдиган пўлат, ҳамда армко-темир модел материали.

Ишнинг мақсади: пўлат маҳсулотларининг хизмат хусусиятларини оширишда уларнинг яширин (потенциал) имкониятларини амалга ошириш мақсадида дастлабки ва яқунловчи термик ишлов беришда ҳарорат-вақт параметрларининг турли кўринишларидаги структура ҳосил бўлиши механизми тўлиқ очиқ берилган.

Тадқиқот методлари: дюрOMETрик, металлографик, рентгенструктурали, ички ишқаланиш, мусаҳқамлик синови, ишқаланишдаги сезилмайдиган тебранишга чидамлилиқ.

Олинган натижалар ва уларнинг янгилиги: илк бор дастлабки қиздирилган пўлатларнинг фазали қайта кристалланишдаги структура ҳосил бўлиши ва уларнинг дастлабки ҳамда яқунловчи ишлов бериш жараёнидаги ҳарорат-вақт параметрлари билан ўзаро алоқаси тўлиқ ўрганилди, пўлат деталларига термик ишлов бериш тугатилганидан сўнг структура ҳосил бўлиши, ҳамда бир вақт ва кетма-кет ўтадиган бир қанча диффузия жараёнлари ва фазали ўтишлар мавжудлиги аниқланди.

Амалий аҳамияти: янги технология, жумладан шарсимон чиғирлаш дастгоҳининг бандажли валкаларига термик қайта ишлов беришдаги иккиланган, фазали қайта кристалланиш ишлаб чиқилди.

Татбиқ этиш даражаси ва иқтисодий самарадорлиги: ўтказилган тадқиқотлар асосида “Ўзметкомбинат” ОИЧБда шарсимон чиғирлаш дастгоҳининг чиғирлаш валкаларига термик қайта ишлов бериш ишлаб чиқилиб, ишлаб чиқаришга татбиқ этилди ва уларнинг узоқ муддатга чидамлиги ошиб, 47590 сўм иқтисодий самара берди.

Қўлланиш соҳаси: ишқаланишдаги сезилмайдиган тебранишда ишлайдиган, йирик ўлчамли деталлар тайёрлайдиган машинасозлик корхоналарида.

RESUME

Thesis of Dilorom Inagamova on the scientific degree competition of the candidate of sciences in technique by speciality 05.16.01 – “Metallurgical science and thermal processing of metals”, on the theme “Heredity influence at thermal processing on properties of steel”

Key words: Heredity, density of dispositions, austenite grain, time of austenization, extreme temperatures of heating, preliminary and finishing thermal processing, micro and thin structure, refractory impurity phases, phase of recrystallization, wear-resisting properties on friction of sliding and rolling, forming roll of ball-rolling mill.

Subjects of research: Samples from thermoimproved and carburizing steels 45, 40X, 35XГСА, 20, and also a modeling material - armko-iron.

Purpose of work: Most full to open the mechanism of structurization in the conditions of a various combination of temperature-time parameters both preliminary, and finishing thermal processing of steels for the purpose of the maximum realization of their potential possibilities in increase in office properties of steel products.

Methods of research: durometers, metallographic, roentgen, internal friction, robustness test, wear-resisting properties on friction of sliding and rolling.

The results obtained and their novelty: For the first time more full are shown mechanisms of structurization at phase recrystallization preliminary overheating steels in their interrelation with temperature-time parameters both preliminary and finishing thermal processing. Adjusted that after finishing thermal processing of steel details the generated structure is result of several consecutive and simultaneously proceeding diffusing processes and phase transformations.

Practical value: Qualitatively new technology providing full, including double, phase recrystallization at thermal processing bandage of rolls of ball-rolling mill is developed.

Degree of embed and economic effectivity: based on of the spent researches are developed and introduced in manufacture in APO «Uzmetkombinat» technologies of thermal processing rolling of ball-rolling mill which have essentially increased their durability with actual economic benefit of 47590 thousand Uzb. sum.

Field of application: At the machine-building enterprises where the large-sized details working are made wear-resisting properties on friction of sliding.