

Министерство образования и науки Российской Федерации
СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
Институт цветных металлов и золота

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

ОТЖИГ

Рекомендовано Учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии МоИПО РФ в качестве учебного пособия для студентов высших учебных заведений по специальности "Металловедение и термическая обработка металлов" и других специальностей металлургического профиля

Красноярск, 2007

Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. - Отжиг: Учеб. пособие / СФУ: ИЦМиЗ. – Красноярск, 2007. – 234 с.

Изложена теория основных процессов, развивающихся при термической обработке сталей, чугунов, цветных металлов и сплавов. Проанализированы структурные изменения, которые протекают при отжиге – предварительной термической обработке, в том числе, при гомогенизации, отжиге, уменьшающем напряжения, рекристаллизационном и дорекристаллизационном, а также отжиге, увеличивающем зерно и многочисленных вариантах отжига с фазовой перекристаллизацией.

Для студентов бакалаврского уровня образования, специализирующихся по металловедению и термической обработке металлов (150105), и может быть полезным для студентов общего направления 150100 – «Металлургия», в том числе, специализирующихся по литейному производству, обработке металлов давлением, композиционным и порошковым материалам.

© В.С. Биронт, 2007

Б ----- © ФГОУ ВПО «Сибирский Федеральный университет», 2007

Учебное издание

Биронт Виталий Семенович

**ТЕОРИЯ
ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛОВ**

ОТЖИГ
Учебное пособие

Редактор

Лицензия ЛР N от г

ИБ N

Подписано в печать
Офсетная печать
Заказ

Формат 60х84/16
Усл.печ.л. 15,0 Уч.-изд.л. 15,0

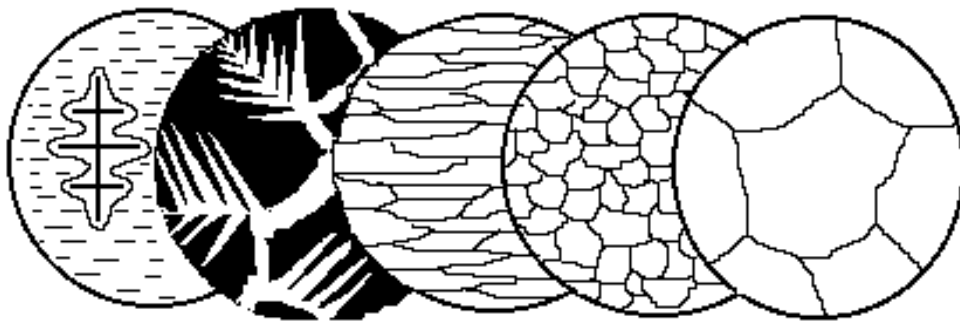
Бумага тип.№ 3
Тираж _____ экз.

Редакционно-издательский отдел СФУ
660041, Красноярск, пр. Свободный, 79

В.С.БИРОНТ

Теория термической обра- ботки металлов

ОТЖИГ



ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
СОДЕРЖАНИЕ И ЗНАЧЕНИЕ КУРСА. КРАТКИЙ ИСТОРИЧЕСКИЙ ОЧЕРК. КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ..	4
Часть 1. ОТЖИГ	12
Глава 1. ОТЖИГ ПЕРВОГО РОДА. ОТЖИГ, УМЕНЬШАЮЩИЙ НАПРЯЖЕНИЯ	12
1.1. Характеристика упругонапряженного состояния материала.	14
1.2. Снятие остаточных напряжений	17
1.3. Технологические особенности отжига, уменьшающего напряжения ...	20
Глава 2. ГОМОГЕНИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК ПОСЛЕ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	22
2.1. Условия фазового равновесия в системе при кристаллизации твердых растворов.	23
2.2. Неравновесная кристаллизация твердых растворов	26
2.3. Структура сплавов после неравновесной кристаллизации	30
2.4. Особенности структурных превращений при неравновесной кристаллизации в системах с ограниченной растворимостью	32
2.5. Основные последствия неравновесной кристаллизации.	35
Глава 3. ОТЖИГ-ГОМОГЕНИЗАЦИЯ КАК ДИФфуЗИОННЫЙ ПРОЦЕСС, И ЕГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ.	36
3.1. Диффузия в неоднородной системе.	37
3.2. Технологические параметры отжига-гомогенизации	41
3.3. Характер основных структурных изменений при отжиге	44
3.4. Структурные дефекты в сплавах после гомогенизационного отжига ..	45
3.5. Технологические особенности гомогенизационного отжига некото- рых реальных сплавов.	49
3.6. Отжиг при температурах выше неравновесного солидуса.	51
Глава 4. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ВИДЫ ОТЖИГА. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА.	54
4.1. Общие сведения о рекристаллизационных видах отжига	54
4.2. Роль пластической деформации в изменении структурного состояния деформированного металла.	55
4.3. Деформация скольжением	58
4.4. Последствия деформации по механизму двойникования.	64
4.5. Механизм двойникования	66
4.6. Деформация незакономерным поворотом кристаллической решетки ..	69
4.7. Текстура деформации.	71
4.8. Изменение свойств металлов и сплавов в результате пластической деформации.	73
Глава 5. ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НАГРЕВЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА	76
5.1. Содержание процессов отжига.	77
5.2. Полигонизация	79
5.3. Рекристаллизация на месте.	82
Глава 6. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА.	85
6.1. Механизмы первичной рекристаллизации	85
6.2. Собирательная рекристаллизация	89
6.3. Вторичная рекристаллизация	92
6.4. Основные закономерности рекристаллизации.	94
6.5. Размер рекристаллизованного зерна и диаграммы рекристаллизации .	100
6.6. Пространственные диаграммы рекристаллизации	106
6.7. Изменение свойств металлов при отжиге рекристаллизационного типа.	107
6.8. Текстура рекристаллизации	110

Глава 7. ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО И ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА СПЛАВОВ.	114
7.1. Железо и его сплавы	115
7.2. Алюминий и его сплавы	117
7.3. Магний и его сплавы	118
7.4. Медь и медные сплавы.	119
7.5. Никель и никелевые сплавы	120
7.6. Титан и его сплавы.	121
7.7. Отжиг, увеличивающий зерно.	121
Глава 8. ОТЖИГ ВТОРОГО РОДА. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ.	124
8.1. Отжиг второго рода и диаграммы фазового равновесия.	125
8.2. Основные закономерности фазовой перекристаллизации.	130
8.3. Влияние реальной структуры сплава на развитие фазовой перекристаллизации.	136
8.4. Понятие кинетики фазового превращения	140
8.5. Изотермическая кинетика фазовых превращений при нагреве и охлаждении.	143
8.6. Термокнетические диаграммы фазового превращения	147
Глава 9. ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В СТАЛЯХ. ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ	149
9.1. Механизм и кинетика аустенитного превращения.	150
9.2. Структурная перекристаллизация аустенита и размер аустенитного зерна	155
Глава 10. ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ. ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ.	161
10.1. Термодинамические условия развития перлитного превращения	162
10.2. Перлитное превращение. Образование зародыша перлитной колонии	164
10.3. Продольный рост перлитной колонии	166
10.4. Особенности формирования перлитных структур	168
10.5. Структура стали после завершения перлитного превращения	170
10.6. Структурные превращения в углеродистых сталях.	173
10.7. Влияние структурного состояния и состава аустенита на кинетику его распада при переохлаждении	179
Глава 11. ТЕХНОЛОГИЯ ОТЖИГА ВТОРОГО РОДА	183
11.1. Структурные дефекты стали, устраняемые отжигом II рода.	185
11.2. Полный отжиг, нормализация, одинарная термическая обработка. . .	187
11.3. Изотермический отжиг и одинарная изотермическая обработка	192
11.4. Неполный отжиг стали.	196
11.5. Структурные преобразования при неполном отжиге заэвтектоидной стали	197
11.6. Особенности применения отжига второго рода для цветных сплавов	202
Глава 12. ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ЧУГУНАХ.	206
12.1. Механизмы графитизации.	207
12.2. Технология отжига на ковкий чугун	210
12.3. Нормализация чугуна	217
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ И ЗАДАНИЯ.	218
ЛИТЕРАТУРА.	228
ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ	229

ВВЕДЕНИЕ

Предмет “Теории термической обработки металлов” является центральным при подготовке высококвалифицированных специалистов в системе подготовки бакалавров, инженеров и магистров по специальности 110500 - “Металловедение и термическая обработка металлов”, а также направлениям высшего специального образования 651300 - и 550500 “Металлургия”.

Курс теории термической обработки детализирует процессы и явления, развивающиеся в металлах и сплавах при тепловом воздействии на них и комбинированном влиянии химических, деформационных и иных физических воздействий. Теория термической обработки металлов и сплавов составляет своеобразный мост между материаловедением, физическим металловедением и технологией термической обработки, построенный на фундаментальных знаниях физической химии, кристаллографии и дефектов кристаллического строения, физики металлов, механических свойств металлов, методов контроля и анализа веществ, а также дисциплин общетехнического и специального циклов подготовки специалистов с высшим образованием.

Данный учебник подготовлен на основе многолетнего чтения лекций, ведения практических и лабораторных занятий в Красноярской государственной академии цветных металлов и золота с учетом современных требований Государственных образовательных стандартов. В учебнике сохранены основные классификационные признаки и терминология, предложенная проф. И.И. Новиковым в его классическом учебнике “Теория термической обработки металлов”, претерпевшем несколько переизданий. При чтении лекций в преподаваемый курс внесены некоторые изменения, методические находки и ряд новых научных знаний, полученных автором. Поэтому, издание настоящего учебника должно помочь студентам специальности 110500 облегчить изучение процессов и явлений, протекающих при термической обработке металлов и сплавов, упорядочить систему получаемых знаний и лучше подготовить себя к изучению технологических и иных специальных дисциплин, а также к самостоятельной инженерной и научной деятельности после окончания вуза.

СОДЕРЖАНИЕ И ЗНАЧЕНИЕ КУРСА. КРАТКИЙ ИСТОРИЧЕСКИЙ ОЧЕРК. КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Термическая обработка металлов и сплавов является одной из важнейших составляющих любого технологического процесса изготовления металлических изделий, цель которой заключается в создании требуемого комплекса механических либо иных физико-химических свойств материала изделия, увеличении эксплуатационных характеристик работы изделий в конструкциях, машинах и агрегатах, а также улучшении технологичности материала при их изготовлении.

Роль термической обработки металлов и сплавов трудно переоценить. Она, как основной упрочняющий вид обработки, обеспечивает надежность и достаточную долговечность работы машин и механизмов, уменьшая их металлоемкость, массу, снижая энергетические эксплуатационные затраты. Многие специальные металлические материалы, например, коррозионностойкие, инструментальные быстрорежущие стали приобретают эти свойства только в результате специальной термической обработки. Практически во всех случаях применение термической обработки по оптимальным режимам увеличивает эффекты повышения свойств сплавов, достигаемых при легировании.

Наконец, предварительная термическая обработка слитков, заготовок и промежуточных полуфабрикатов обеспечивает принципиальную возможность проведения холодной или горячей обработки давлением, делает их более технологичными, улучшает обрабатываемость резанием, позволяет улучшить свойства готового изделия за счет получения более рациональной исходной его микро- и макроструктуры.

Термическая обработка как операция технологического процесса заключается в нагреве металла или сплава до заданной температуры, выдержке при этой температуре либо без выдержки с последующим охлаждением. В зависимости от вида обработки, ее цели, от исходного и требуемого конечного структурного состояния материала термическая обработка характеризуется своими технологическими параметрами, в качестве которых выступают чаще всего температура и условия нагрева, длительность выдержки, скорость охлаждения и условия его проведения. При использовании дополнительных воздействий кроме теплового в качестве параметров такой обработки будут выступать контролируемые количественные и качественные характеристики этих воздействий.

Теория термической обработки - это учение об изменениях структурного и фазового состояния металлов или сплавов и их свойств при тепловом воздействии либо в его комбинации с другими физико-химическими воздействиями и не исчезающих после их прекращения.

История развития технологии и теории термической обработки характеризуется различными исходными точками по времени и даже эпохе. Термическая обработка металлических материалов, как технология появлялась по мере познания человеком свойств металлов и их применения в повседневной жизни при изготовлении из них различных изделий бытового назначения и предметов вооружения.

Искусство древних мастеров превращать бесформенные куски самородного золота, а затем бронзы в украшения, предметы посуды, в наконечники стрел, ножи и иные изделия наталкивалось на трудности в формоизменении металлического вещества, обусловленные упрочнением при деформации и образованием трещин. Было замечено, что если такое изделие попадало в огонь костра, то дальнейшее деформирование происходило очень легко, в связи с чем удавалось получать тонкие изделия сложной конфигурации. Таким образом, возникла первая известная человеку операция термической обработки, которая по современной классификации носит название *рекристаллизационного отжига*.

В то же время, механизмы процессов, лежащих в основе самой древней технологической операции термической обработки, познаны достаточно глубоко только в самое последнее время, поскольку для их понимания необходимы были знания о тонком кристаллическом строении вещества, а главное, о дефектах кристаллического строения, пришедшие из физики твердого тела, и долго еще не признававшиеся в мире науки о реальных металлах и сплавах.

Появление в обиходе изделий из железа, сначала самородного или метеоритного происхождения, а затем получаемого сыродувным методом из железной руды, привело, видимо, к появлению сразу двух новых классов термической обработки: *химико-термической*, а именно, *цементации* железа, и *закалки* стали (науглероженного железа). Эти открытия человека можно считать по праву величайшими достижениями человечества, поскольку они способствовали прогрессу техники во всех отраслях человеческой деятельности. Эти открытия позволяли создавать высокопрочные изделия, изготавливать оружие с высокой режущей стойкостью лезвия с высокой износостойкостью.

Следующей операцией термической обработки мог явиться только *отпуск* закаленных изделий, поскольку он уменьшал их хрупкость лишь за счет “легкого” нагрева над очагом или горном, существенно улучшая качество изделий, не требуя каких-либо сложных технологических переходов.

Научившись получать плавное железо и добавляя в него различные добавки, человек смог готовить сплавы различного качества. Это позволило ему решать задачи изготовления сложных предметов металлургического искусства, какими по праву считаются древние *булаты*. Искусство получения булатов, согласно археологическим данным, относится к эпохе Древнего Египта, откуда распространялась культура, в основном, на восток и, в первую очередь, в Сирию, Индию, Персию и другие страны. Именно эти страны славились мастерами по производству булата. Знаменитым *дамасским булатом* не было равных по упругости, режущим свойствам и красоте поверхностного “узора”, как было показано впоследствии, напрямую связанного с внутренним строением булата.

Секреты древнего булата не были описаны в дошедших до нас источниках. И лишь в середине XIX века великим российским металлургом П.П.Аносовым была воссоздана технология получения булатов, важное значение в которой составляли технологии термической обработки.

Теория же этих процессов развивалась значительно позднее. Первые начала теории термической обработки были заложены работами Дмитрия Константиновича Чернова в период его работы на Обуховском оружейном заводе, результаты которых он опубликовал на заседании Русского технического общества при Российской Академии наук в его знаменитом докладе 5 мая 1868 года. Эту дату можно считать днем рождения науки, имя которой *теория термической обработки металлов*. Этими трудами было теоретически обосновано и экспериментально доказано, что решающее влияние на формирование структуры и свойств стали оказывает термическая обработка, а не ковка, как считали ранее. Д.К.Черновым были открыты критические точки стали: “*a*”, “*b*” и “*c*”, определяющие основы научно обоснованной технологии термической обработки.

Он следующим образом охарактеризовал открытые им точки: о точке “*a*”: “...Сталь, как бы тверда она ни была, будучи нагрета ниже точки “*a*”, не принимает закалки, как бы скоро ее ни охлаждали; напротив того, она становится значительно мягче и легко обрабатывается пилой...”; о точке “*b*”: “...как только температура стали возвысилась до точки”*b*”, масса стали быстро переходит из

зернистого в *аморфное* (выделено нами - В.Б) состояние, которое удерживает при дальнейшем нагревании до самой температуры плавления, т.е. до точки “с”; чем меньше мы поднимаемся над точкой “b” и медленнее охлаждаем, тем излом более *грубозернистый*...”.

Позднее Д.К.Чернов охарактеризовал еще одну точку “d” как “... температуру, до которой непременно нужно спуститься при быстром охлаждении при закалке...”, т.е. точку начала мартенситного превращения, и точку “e”, т.е. точку конца мартенситного превращения. Им были экспериментально показано изменение положения критических точек стали в зависимости от содержания в ней углерода, что явилось одним из источников для построения диаграммы железо - углерод и легло в основу подходов, развитых в дальнейшем школой Н.С.Курнакова, к анализу фазовых превращений в металлических системах в твердом состоянии.

Только в 1886г. французский исследователь Осмонд, применив термопару Ле-Шателье, уточнил положение критических точек в стали, обнаруженных Д.К. Черновым. В честь точки “a” Чернова Осмонд дал новые обозначения, действующие и в настоящее время: A_1 , A_2 , A_3 . Им же был уточнен и физический смысл превращений, протекающих при этих точках. Точка A_1 отождествлялась полностью с точкой “a” Чернова, а точке A_3 приписывался новый физический смысл по сравнению с точкой “b” Чернова. По Осмонду - это точка фазового превращения, тогда как Чернов отождествлял ее преимущественно с изменением размера зерна в изломе, т.е. со структурной перекристаллизацией стали. В 1897г. английский ученый Робертс-Аустен на основе данных Д.К. Чернова и собственных исследований построил впервые диаграмму состояния железо - углерод. Диаграмма претерпевала изменения по мере углубления знаний и уточнения фактических ее количественных характеристик, что происходит и до настоящего времени. Известны споры современных исследователей во всем мире о возможности образования в этой системе алмаза в качестве одной из фазовых составляющих.

Большое значение для развития теории термической обработки имеют работы А.А. Байкова, который показал возможность развития мартенситного превращения в цветных сплавах, в частности при закалке сплавов меди с сурьмой (1900). В 1903-1906 гг. немецкий инженер А. Вильм изобрел дуралюмин, на котором показал возможность принципиально нового к тому времени способа

термического упрочнения путем закалки без полиморфного превращения с последующим упрочняющим старением, природа которого была впервые вскрыта в 1919 г. американским ученым П.Мерика. Развитие этой теории продолжалось в работах Гинье (Франция) и Престона (Англия), которые в 1938г. независимо друг от друга одновременно обнаружили рентгеновскими методами и истолковали процессы образования зон, которые в дальнейшем были названы “зоны Гинье-Престона”. В 1948 г. зоны при старении были впервые обнаружены Ю.А. Багаряцким с помощью просвечивающего электронного микроскопа.

Развитие современной теории и технологии термической обработки неразрывно связано с именами А.М. Бочвара и А.А. Бочвара, Н.А. Минкевича и А.Н. Минкевича, А.П. Гуляева, И.Н. Богачева, В.Д. Садовского, С.С. Штейнберга, И.Н. Кидина, М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта, Ю.М. Лахтина, Ю.А. Геллера, Г.И. Погодина-Алексеева, К.М. Погодиной-Алексеевой, И.И. Новикова, А.А. Баранова, С.С. Горелика, В.С. Золоторевского, а также многих исследователей и работников производства.

Современная система знаний в области термической обработки требует ее *классификации*. В основе рассматриваемой действующей классификации видов термической обработки положена система, предложенная еще в 1931 г. А.А.Бочваром, которая отражает два принципа классификации: технологический и фазовых превращений.

В соответствии с таким подходом вся термическая обработка может быть подразделена на следующие основные группы: собственно термическая; химико-термическая и деформационно-термическая обработка.

Собственно термическая обработка в зависимости от структурного состояния, получаемого в результате ее применения, разделена на три класса: отжиг; закалка; отпуск и старение. *Отжиг* подразделяется на два типа обработки: отжиг первого рода и отжиг второго рода. Такое подразделение обусловлено их отношением к процессам фазовой перекристаллизации.

К *отжигу первого рода* отнесены виды, в процессе которых фазовые (полиморфные) превращения не протекают, а если и протекают, то не оказывают решающего влияния на основные результаты обработки и структуру сплава (уменьшающий напряжения, гомогенизационный, рекристаллизационный, до-рекристаллизационный, увеличивающий зерно), а к *отжигу второго рода* - виды отжига, при которых фазовые превращения обуславливают цель и возмож-

ность проведения отжига. К нему относятся: полный отжиг, нормализация, одинарная термическая обработка, изотермический, одинарная изотермическая обработка, неполный, сфероидизационный циклический отжиг и др.

Закалка подразделяется на два вида: без полиморфного превращения и закалка на мартенсит. Иногда выделяют третий вид - закалку из жидкого состояния с получением аморфного состояния вещества. Однако применительно к термической обработке изделий, этот вид закалки можно рассматривать как частный случай поверхностной с лазерным нагревом или иным высококонцентрированным энергетическим источником. В зависимости от нагреваемого объема при закалке ее подразделяют на *объемную* и *поверхностную*. Иногда выделяют понятие *местной* закалки, если объемной либо поверхностной закалке подвергают только часть изделия. В таком случае можно выделить и *поочередную* закалку, если на одной детали по очереди подвергают закалке несколько однотипных элементов (зубья, шейки и т.д.).

В основу разделения закалки на основные виды положен характер охлаждения. Закалка как *объемная* так и *поверхностная* может быть: непрерывной (закалка в одном охладителе), прерывистой (закалка в двух охладителях), ступенчатой и изотермической (закалка в горячих средах), с обработкой холодом, с самоотпуском, включая сорбитизацию.

Поверхностную закалку подразделяют по способам нагрева: закалка токами высокой частоты (ТВЧ), с контактным нагревом, в электролите, пламенем газовой горелки, в перегретых соляных и свинцовых ваннах. Разработаны методы поверхностной закалки с использованием высококонцентрированных источников энергии: лазерного, плазменного, электронным лучом и др.

Отпуск и старение выделены в единый класс в связи с единством структурных и фазовых превращений, протекающих при этих видах обработки. Кроме того, и отпуск, и старение не являются самостоятельными операциями обработки, а применяются только в сочетании с предшествующей операцией закалки, что также дает основание объединить их в один класс. Понятие *отпуска* используется для сплавов, прошедших закалку на мартенсит, а операцию *старение* применяют после закалки без полиморфного превращения.

В зависимости от температуры нагрева, исходного и конечного структурного состояния, *отпуск* может быть высокий, средний и низкий. Для высоколегированных сталей применяют, кроме того, отпуск на дисперсионное твердение,

имеющий природу, свойственную для отпуска мартенситных структур и вызывающий упрочнение, как при старении.

Старение может быть термическим и деформационным, искусственным и естественным. Искусственное старение может быть неполным (кратковременным), на максимальную прочность, стабилизирующим и разупрочняющим.

Химико - термическая обработка подразделяется на два класса: насыщение *неметаллами* (углеродом, азотом, серой, бором): поодиночке либо двумя или тремя неметаллами одновременно или удаление их из поверхност; диффузионное насыщение *металлами* (алюминием, кремнием, хромом, цинком или иными металлами): одним, либо в комплексе несколькими металлами одновременно, либо удаление какого-либо металла из поверхности.

В большинстве случаев названия процессов совпадают с названием насыщающего вещества, например, науглероживание (цементация), азотирование, сульфидирование, обезводороживание, диффузионное хромирование, хромосилицирование, хромованадирование, обесцинкование и др. Химико-термическая обработка может быть применена для сталей либо чугунов, для алюминиевых, медных либо иных сплавов. В этом случае название процесса будет включать наименование насыщаемого материала, например, цементация стали или диффузионное хромирование алюминиевых сплавов.

Деформационнотермическая обработка в зависимости от роли фазовых и структурных превращений при совместном влиянии пластических деформаций и теплового воздействия, подразделяется на три класса: механикотермическая обработка (МТО); термомеханическая обработка (ТМО); микродеформационнотермическая обработка (МДТО).

Механикотермическая обработка, основанная преимущественно на структурном эффекте получения полигонизационных структур и их закрепления может иметь следующие разновидности: дорекристаллизационная МТО, низкотемпературная МТО и высокотемпературная МТО.

Термомеханическая обработка, использующая влияние деформационных структурных изменений на повышение упрочняющего влияния фазовых превращений при термической обработке, может разрабатываться применительно к сплавам, не претерпевающим полиморфных превращений, а также к сплавам, закаливающимся на мартенсит. В обоих случаях различают низкотемпературную и высокотемпературную ТМО. Кроме того, выделяют процессы предвари-

тельной ТМО, которая представляет собой технологию, реализующую механизмы процессов, промежуточные между МТО и ТМО.

Микродеформационнотермическая обработка, основана на одновременном воздействии чередующихся многократных микродеформаций и теплового фактора на структуру металлов и сплавов. Технологически она может выполняться с использованием принципиально различных физических воздействий, например, микродеформаций от теплового циклирования, внешнего ультразвукового воздействия, переменных чередующихся изгибных деформаций, например, роликами правильной машины, переменными микродеформационными кручениями, воздействием переменных или импульсных магнитных полей и др. Такие виды обработки носят названия, соответственно, термоциклическая, термоультразвуковая, термомагнитная и т.д.

Часть 1. ОТЖИГ

Глава 1

ОТЖИГ ПЕРВОГО РОДА.

ОТЖИГ, УМЕНЬШАЮЩИЙ НАПРЯЖЕНИЯ

Понятие отжига объединяет в себе операции термической обработки, направленные на восстановление равновесного состояния металлического вещества, нарушенного при технологической предыстории получения обрабатываемого изделия.

Достигаемая в результате отжига степень равновесия может быть полной либо частичной в зависимости от поставленной задачи и исходной степени метастабильности материала изделия. Как и любая операция термической обработки, отжиг включает в себя технологические переходы: нагрев до температур, достаточных для развития процессов, приводящих к установлению равновесия, выдержку при заданной температуре, необходимую для завершения этих процессов с требуемой полнотой, с последующим, как правило, медленным охлаждением, исключаяющим возникновение новых эффектов метастабильности. Однако в некоторых случаях получение полного равновесия в системе отрицательно сказывается на свойствах готового изделия, в связи с чем конкретные

технологии отжига предусматривают те или иные особенности режимов, ограничивающие степень его достижения. Часто достижение полного равновесия в системе экономически не оправдано, поскольку требует слишком больших затрат технологического времени процесса. Таким образом, операция отжига была бы не нужна, если бы в процессе получения изделия не возникали структурные несовершенства, обусловленные особенностями технологии их получения. Однако, в соответствии со вторым законом термодинамики при любых процессах теплообмена, реализуемых при получении изделий и их обработке, часть затрачиваемой энергии расходуется на изменение внутренней энергии обрабатываемого вещества, приводя его в метастабильное состояние. Степень метастабильности и характер структурных дефектов зависят от вида технологического процесса получения изделия и свойств самой системы.

Простейшими неоднородностями в металлическом материале, не осложняемыми фазовым превращением, являются:

- наличие в структуре остаточных упругих напряжений, возникающих при различных внешних воздействиях на кристаллиты и не исчезающих после окончания обработки;

- наличие химической неоднородности в распределении компонентов по сечению твердого раствора в материале изделия или наличие метастабильных структурных и фазовых составляющих, не свойственных равновесному состоянию материала;

- наличие избыточного количества физических неоднородностей в кристаллическом строении реального материала, таких как: точечные (вакансии, дислоцированные атомы), линейные (дислокации: краевые, винтовые, смешанные и др.), поверхностные (субзеренные границы и границы зерен);

- несовершенства, обусловленные различиями кристаллографической ориентировки соседних кристаллитов в поликристаллическом веществе.

Большинство технологических процессов получения изделий в том числе литейные процессы, технологии обработки давлением, сварки, механической и термической обработки могут вызвать образование комплекса дефектов из перечисленного выше перечня, однако каждой технологической операции наиболее свойственны те или иные виды дефектов.

В литых материалах после неравновесной кристаллизации образуются химические неоднородности в виде дендритной (внутрикристаллитной) ликвации

и неравновесных структурных составляющих, строение которых зависит от типа диаграммы фазового равновесия. Избыток физических дефектов в виде повышенной плотности дислокаций в материале также может оказывать влияние на структурные изменения при отжиге. И все же, рассматривая структурные изменения при отжиге-гомогенизации, мы основное внимание при изучении структурных превращений будем уделять устранению химической неоднородности.

Деформированные материалы характеризуются дефектной структурой, обусловленной, главным образом, с избытком физических неоднородностей, что дает нам право рассматривать рекристаллизационные явления на этом материале. Однако необходимо иметь в виду, что диффузионные процессы в деформированном материале также протекают и могут, например, вызывать эффекты деформационного старения, торможения дислокаций атомами примесей и, наоборот, ускорения диффузионных процессов за счет избытка создаваемых точечных дефектов, возникающих при больших степенях деформации. Наконец, при любых технологических операциях в изделиях формируется достаточно высокий уровень остаточных внутренних напряжений, как в микрообъемах, соизмеримых с размерами зон упругого взаимодействия отдельных дефектов кристаллического строения, (микронапряжения 3-го рода), или размерами зерен (микронапряжения 2-го рода), так и в макрообъемах, соизмеримых с объемом целого изделия, либо его отдельных частей (макронапряжения или напряжения 1-го рода).

Устранение физических либо химических дефектов структуры, не связанных с процессами фазовой перекристаллизации, а обусловленных неравновесной кристаллизацией, пластической либо упруго-пластической деформацией, при получении изделий и их обработке достигается путем *отжига первого рода*.

1.1 Характеристика упругонапряженного состояния материала

Технологии получения металлических изделий путем литья в формы, обработки давлением, сварки плавлением, механической и термической обработки приводят к возникновению в материале изделия остаточных внутренних на-

пряжений, которые можно рассматривать как нереализованную энергию, введенную в металл за счет внешних воздействий на изделие различных механических факторов, а также при развитии объемно некомпенсированных структурных изменений внутри металла.

Причинами сохранения остаточных напряжений в изделии являются факторы, которые затрудняют перемещение отдельных дислокаций и комплексов физических дефектов, формирующих внутри изделия неподвижные дислокационные образования и другие концентраторы напряжений. При этом каждая отдельная дислокация, как носитель упругой энергии, и образованные комплексы создают сложную картину распределения остаточных напряжений по сечению изделий. Наиболее значимыми для характеристики общего упругонапряженного состояния изделия в целом являются упругие макронапряжения (напряжения 1-го рода). Не умаляя значения микронапряжений в поведении материала изделий при их эксплуатации, необходимо отметить, что именно уровень макронапряжений определяет склонность материалов к хрупкому разрушению, значение порога хладноломкости, поведение изделия в условиях знакопеременных и ударных нагрузок, стабильность размеров и формы изделий при длительных сроках эксплуатации. Именно по причинам возникновения критических величин макронапряжений в металлоконструкциях происходят аварийные ситуации со сварными корпусами морских и речных судов, металлоконструкциями мостов и других сложноподвижных изделий. Напряжениями первого рода объясняется образование закалочных трещин на стальных изделиях при термической обработке и при последующей их эксплуатации. Любые эксплуатационные разрушения обусловлены в большинстве случаев суммированием критических эксплуатационных нагрузок с остаточными внутренними напряжениями. Остаточные напряжения могут вызвать коробление деталей при их механической обработке, в период эксплуатации готового изделия или даже при хранении их на складе.

Остаточные внутренние напряжения в поверхностных слоях уменьшают коррозионную стойкость, повышают химическую активность материала. Общеизвестны явления коррозионного растрескивания и коррозии под напряжением, приводящие к разрушению упругонапряженных изделий в агрессивных средах. Однако отрицательное влияние остаточных внутренних напряжений на свойства материала изделия и его эксплуатационную надежность проявляется в

том случае, если на поверхности наблюдаются растягивающие напряжения. Создание в поверхности сжимающих напряжений, наоборот, увеличивает работоспособность изделий, поскольку в большинстве случаев любое разрушение начинается с поверхности, и напряжения сжатия, суммирующиеся с наиболее опасными растягивающими внешними эксплуатационными напряжениями, обеспечивают своеобразный запас работоспособности. Для создания на поверхности ответственных деталей слоев со сжимающими напряжениями используют поверхностный наклеп дробью, накатку роликами, шариками, поверхностную закалку и химико-термическую обработку. Возникновение остаточных внутренних напряжений, уравнивающих в объемах, соизмеримых с размерами целого изделия либо отдельных его частей, обусловлено неодинаковым либо неодновременным изменением объема и формы изделий при воздействии на них внешних механических напряжений либо тепловых воздействий. Простейшим примером, иллюстрирующим возникновение остаточных макронапряжений за счет неодинакового изменения формы и объема соседних частей единого изделия, может явиться прокатка рельса, когда головка и тело рельса получаются путем пластической деформации с принципиально различными степенями пластической деформации. Более тонкое по сравнению с головкой тело рельса получается при значительно большем вытягивании при прокатке этой зоны деформируемого металла по сравнению с соседним, соответствующим образованию головки. Поэтому в переходной зоне между толстой головкой и тонким телом рельса возникают сдвиговые внутренние напряжения, сохраняющиеся в рельсе после окончания прокатки.

Образовавшиеся таким образом напряжения называют напряжениями от *неоднородной деформации*. Кроме того, макронапряжения могут быть вызваны температурными градиентами по сечению изделий при быстрых нагревах и охлаждениях (*термические напряжения*), неодновременностью или неодинаковостью протекания структурных и фазовых превращений в различных зонах изделия (*структурные напряжения*). Возникновение термических напряжений при быстром нагреве связано с тем, что поверхность изделия при загрузке в печь нагревается быстрее, чем внутренние его слои. Вместе с повышением температуры увеличивается объем нагреваемых слоев вследствие теплового расширения. При этом, поверхность, нагревающаяся быстрее внутренних слоев, увеличивает свой объем в большей степени, чем внутренние. Поэтому между

внешними и внутренними слоями возникают растягивающие напряжения, которые могут по своей величине превышать предел упругости, предел текучести и даже предел прочности материала. В этом случае такие напряжения вызовут упруго-пластическую деформацию или даже разрушение изделия. При быстром охлаждении поверхность всегда имеет более низкую температуру, чем внутренние слои, в связи с чем поверхность сжимается в большей степени, чем сердцевина, а в поверхностных слоях возникают тангенциальные растягивающие напряжения, которые также могут вызвать нежелательные последствия вплоть до разрушения изделия.

Известно, что структурные изменения практически всегда приводят к изменению удельных объемов, в связи с чем неодинаковость изменения объема поверхностных слоев и сердцевины изделия при различных структурных изменениях в указанных зонах детали, также как и температурный градиент, будет вызывать появление напряжений. Такие напряжения называют *структурными*.

Возникающие в реальных условиях получения и обработки изделий напряжения никогда не могут быть вызваны только одной причиной. Практически во всех случаях их уровень и характер распределения является результатом влияния сразу нескольких причин. Но каждому технологическому процессу свойственен определенный набор факторов, определяющих напряженное состояние изделия в целом. При этом общий уровень и распределение напряжений по сечению изделий определяются местными условиями возникающих температурных градиентов, характером структурных превращений, механическими затруднениями релаксационных процессов и свойствами материала изделия. Поэтому возникла классификация остаточных внутренних напряжений по видам операций, при которых они возникают. Напряжения в этой связи могут быть: *литейными, сварочными, закалочными, шлифовочными* и др. Поэтому и технологии снятия напряжений для различных изделий, полученных разными методами, имеют свои особенности как по технологическим режимам, так и по механизмам реализуемых структурных превращений.

1.2 Снятие остаточных напряжений

Если остаточные внутренние напряжения рассматривать как нереализованную энергию, введенную в металл за счет внешних механических факторов, а также объемных изменений внутри металла, обусловленных тепловым расширением и развивающимися струк-

турными превращениями, то становится ясным, что снятие остаточных напряжений достигается в результате создания необходимых условий для самопроизвольного использования запасенной упругой энергии на развитие релаксационных явлений. Для этого следует “растормозить” закрепленные дислокации либо придать им дополнительный импульс, позволяющий преодолеть закрепления в плоскостях скольжения. Реализация избыточной упругой энергии принципиально возможна в двух режимах: динамическом либо статическом. Динамический режим релаксации предусматривает наложение дополнительных импульсных нагрузжений на упругую систему с помощью вибрации, знакопеременных ударных нагрузок, ультразвуковых колебаний либо путем циклических тепловых воздействий, в том числе с охлаждением до температур ниже 0°C . Импульсные и знакопеременные нагрузжения способствуют отрыву дислокаций от закрепляющих их атомов примесей, а также к возможному переходу линий дислокаций в другие плоскости скольжения, в связи с чем достигается использование части запасенной упругой энергии на осуществление сдвига дислокаций, что снижает уровень остаточных внутренних напряжений. Однако наиболее эффективным и надежным режимом снятия остаточных напряжений является статический режим, для реализации которого следует понизить величину сопротивления перемещению дислокаций ниже уровня действующих в металле остаточных напряжений. Это достигается в результате нагрева упругодеформированного материала до температур, определяемых составом сплава и его структурным состоянием. Снятие остаточных напряжений может происходить по двум механизмам: сдвиговому и диффузионному.

При реализации сдвигового механизма снятия остаточных внутренних напряжений они начинают снижаться в тот момент, когда при нагреве уровень критического напряжения сдвига, уменьшаясь с ростом температуры, станет меньше величины исходных остаточных внутренних напряжений. Разница значений действующих в металле упругих напряжений и значений критического напряжения сдвига становится движущим фактором релаксации напряжений. Чем больше эта разница, тем в большей степени снимаются внутренние напряжения, тем больше эффективность процесса отжига, уменьшающего напряжения. При этом реализуется консервативное перемещение дислокаций в своих плоскостях скольжения после исчезновения части закреплений дислокаций узлами дислокационных сеток и различными физико-химическими неоднородностями. Учитывая, что скорость перемещения дислокаций в своих плоскостях скольжения несоизмеримо больше, чем скорость исчезновения закреплений в структуре упругодеформированного материала, кинетика снятия напряжений будет контролироваться скоростью последних. Кривые, отражающие кинетику снятия внутренних напряжений приведены на рисунке 1.1.

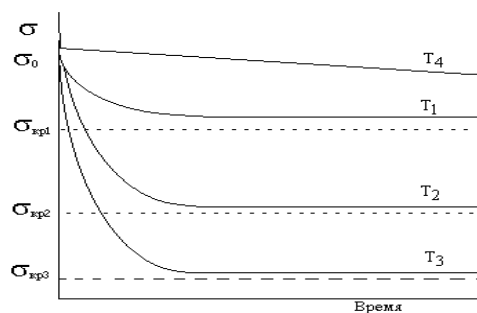


Рисунок 1.1 Кинетика снятия остаточных внутренних напряжений при отжиге, реализующем сдвиговый механизм релаксации при температурах $T_1 < T_2 < T_3$ и диффузионный при температуре отжига $T_4 < T_1$

Сдвиговая кинетика снятия напряжений характеризуется быстрым уменьшением остаточных напряжений до уровня, близкого к значению критического напряжения сдвига, соответствующего температуре отжига, с последующим очень слабым уменьшением напряжений, уровень которых асимптотически приближается к величине критического напряжения.

При этом чем выше температура отжига, тем ниже значение критического напряжения и больше эффект снятия напряжений. Характер же кинетики в данном случае не зависит от температуры. В любом случае наблюдается быстрое уменьшение напряжений в начальный момент и дальнейшее очень слабое их уменьшение до уровня критического напряжения сдвига. При этом кинетика снятия и уровень остаточных напряжений после отжига определяются не его длительностью, а температурой нагрева.

Совершенно иной характер кинетики снятия напряжений при температуре отжига T_4 (рисунок 1.1, кривая T_4), не обеспечивающей уменьшения критического напряжения сдвига ниже уровня исходных остаточных внутренних напряжений.

При этом сдвиговые перемещения закрепленных в своих плоскостях скольжения дислокаций оказываются невозможными, поэтому единственным механизмом релаксации упругих напряжений становится *диффузионный механизм*, заключающийся в диффузионном переползании дислокаций в поперечном направлении при их взаимодействии с мигрирующими вакансиями. Это *диффузионное переползание* дислокаций и возможное их частичное сдвиговое перемещение в новых плоскостях скольжения и составляет сущность релаксационных процессов, обеспечивающих уменьшение упругой энергии отжигаемого материала. Поскольку скорость процесса определяется диффузионными явлениями при относительно низких температурах, кинетика снятия напряжений принци-

пиально отличается от кинетики релаксации при сдвиговом механизме. При диффузионном механизме релаксации кинетика снятия напряжений определяется не температурой, а длительностью выдержки (кривая T_4 на рисунке 1.1), которая достигает на практике нескольких десятков часов, тогда как отжиг, реализующий сдвиговый механизм релаксации напряжений завершается за несколько минут в зависимости от формы изделия и его размеров.

1.3 Технологические особенности отжига, уменьшающего напряжения

Технология отжига, уменьшающего напряжения, берет свое начало от технологии изготовления литых чугуновых станин металлорежущих станков, производившихся в прошлом XIX веке. Согласно этой технологии чугунная отливка станины должна была быть выдержана на литейном дворе в течение 5 лет после отливки и до ее механической обработки. Такое “старение” исключало коробление станины при ее обработке резанием в окончательные размеры и обеспечивало стабилизацию размеров на весь период эксплуатации станка. Снятие литейных напряжений достигалось за счет диффузионных механизмов, на которые накладывались циклические природные факторы, в том числе циклические изменения температуры в течение суток и сезонные изменения: зима - лето, что, очевидно, способствовало полному снятию вредных остаточных напряжений. В настоящее время технология отжига отливок из серого чугуна предусматривает нагрев до температуры 430 - 600 °C с выдержкой от 0,5 до 5,0 ч в зависимости от размеров и сложности формы отливок с последующим охлаждением вместе с печью. Технология реализует сдвиговый механизм снятия напряжений. Медленное охлаждение предотвращает образование новых напряжений в результате возможного появления температурных градиентов при быстром охлаждении. Отжиг стальных отливок, штамповок и сварных узлов проводится при температуре 550 - 680 °C в зависимости от исходного структурного состояния изделия и требуемых механических свойств. Длительность выдержки определяется расчетом от 2 до 4 мин на 1 мм толщины изделия и не превышает обычно 2 - 3 ч. Снятие напряжений происходит по сдвиговому механизму. В ряде случаев снятие напряжений требуется произвести в деталях, прошедших упрочняющую термическую обработку на различную твердость. При этом специального отжига не проводят, поскольку при назначении режимов оконча-

тельной термической обработки, включающей закалку с отпуском, температуру назначают с учетом компромисса между требуемой твердостью и уровнем сохраняющихся в изделии остаточных внутренних напряжений.

Однако если после термической обработки на высокую твердость (50 - 60 HRC) изделия шлифуются, то для снятия шлифовочных напряжений, предотвращения коробления изделий при длительной эксплуатации и возможного образования шлифовочных трещин проводят отжиг (“старение” по аналогии с чугуном) при температурах 120 - 140 °С с длительностью выдержки от 12 до 48 ч. Механизм снятия напряжений при таком отжиге стали - диффузионный.

Сдвиговое снятие напряжений в чистом алюминии и чистой меди достигается при температуре 150 °С в течение 0,5 - 1,0 ч, в двойных латунях от Л90 до Л62 при 200 °С; ЛС 59-1 - 285 °С, 1 ч; ЛА 77-2 - 350 °С, 1 ч. Технический титан отжигают при температуре 500 °С, титановые сплавы - при 550 - 600 °С с выдержками 0,5 - 1,0 ч. К крупногабаритным изделиям, которые невозможно поместить в печь, иногда применяют местный отжиг наиболее напряженных участков, одевая нагревательное устройство (переносную печь) на участок изделия, подлежащий отжигу. Однако следует иметь в виду, что местный нагрев металлоконструкции может вызвать новые напряжения в связи с градиентами температур между нагреваемым участком и холодной частью, которые могут превысить значения исходных напряжений в отжигаемом узле. Кроме того, такой нагрев может вызвать неконтролируемое перераспределение напряжений и привести к короблению или даже разрушению металлоконструкции, а также снизить надежность ее работы в эксплуатации.

Глава 2

ГОМОГЕНИЗАЦИОННЫЙ ОТЖИГ. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК ПОСЛЕ НЕРАВНОВЕСНОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Понятие *гомогенизации*, давшее название изучаемому виду отжига, соответствует получению однородного по химическому составу твердого раствора в обрабатываемых сплавах и растворению в нем неравновесных структурных составляющих, которые образовались в сплаве при кристаллизации в литейной

форме либо кристаллизаторе в условиях, не отвечающих условиям фазового равновесия в системе.

Целью гомогенизационного отжига является устранение химических неоднородностей в структуре и на этой основе повышение пластичности материала отливок, улучшение технологичности слитков при обработке давлением, повышение однородности структуры готовых изделий и улучшение комплекса их свойств.

2.1 Условия фазового равновесия в системе при кристаллизации твердых растворов

Для установления причин появления химических неоднородностей в сплавах при неравновесной кристаллизации следует рассмотреть условия формирования структуры сплавов при равновесной кристаллизации.

Типичным случаем неравновесной кристаллизации сплавов, сопровождающейся образованием химической неоднородности по сечению кристаллов (*внутрикристаллитной или дендритной ликвации*), является кристаллизация твердых растворов в системе с непрерывным рядом твердых и жидких растворов (рисунок 2.1).

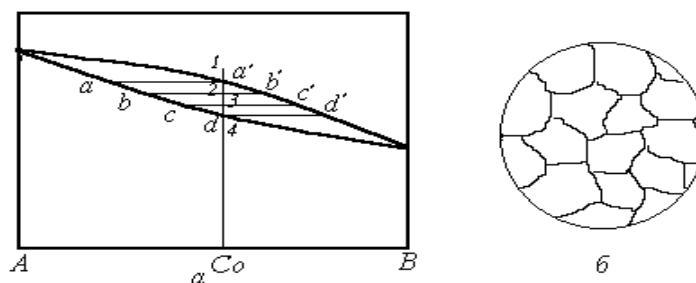


Рисунок 2.1 Кристаллизация сплавов типа твердых растворов в условиях фазового равновесия в системе: *а* - диаграмма фазового равновесия с непрерывным рядом твердых и жидких растворов; *б* - конечная структура сплава после равновесной кристаллизации

На рисунке 2.1,*а* изображена диаграмма такого типа с обозначением произвольного сплава в системе и конод в интервале кристаллизации, характеризующих изменение состава твердого и жидкого раствора по мере понижения температуры в интервале кристаллизации. На рисунке 2.1,*б* приведена структу-

ра, образующаяся в результате завершения процессов, обеспечивающих достижение фазового равновесия в системе.

Из металлографии известно, что при охлаждении жидкого сплава в момент достижения температуры солидуса жидкий раствор оказывается предельно насыщенным наиболее тугоплавким компонентом в рассматриваемой системе A .

Переохлаждение ниже точки 1 приводит к появлению первого очень тонкого зародыша твердого раствора, который преимущественно приобретает форму разветвленного дендритного кристалла. Состав первого зародыша твердого раствора, отвечающего температуре 1 определяется точкой a на линии солидус фазовой диаграммы. В начальный момент кристаллизации система характеризуется тем, что первый зародыш возникает флуктуационно без обеднения окружающей жидкости по компоненту A , составляющему основу твердого раствора. Однако рост зародыша в условиях даже небольшого переохлаждения ниже линии ликвидус требует опережающего переноса компонента A через межфазную границу по сравнению с компонентом B от жидкого раствора к твердому.

Такой *перенос веществ через границу раздела фаз* является одним из диффузионных процессов, развивающихся при кристаллизации и обеспечивающих поддержание равновесных концентраций фаз в непосредственной близости от межфазной границы.

Этот процесс характеризуется переносом веществ на очень малых диффузионных путях (единичный атомный перескок от жидкости к поверхностному атомному слою твердого кристалла), поэтому он происходит с большими скоростями и обеспечивает поддержание равновесных концентраций в обеих фазах, контактирующих между собой, по крайней мере, в моноатомных слоях, примыкающих к рассматриваемой границе, даже в условиях очень больших скоростей охлаждения.

Таким образом, рост кристалла в жидкости в условиях переохлаждения сопровождается быстрым уменьшением концентрации прилежащего слоя жидкого раствора до равновесной концентрации, соответствующей новой температуре в период охлаждения, тогда как жидкость вдали от межфазной границы еще имеет состав, отвечающий равновесной концентрации на предыдущей температурной стадии. Например, сразу после переохлаждения системы до температуры точки 2 диффузионный массоперенос на межфазной границе сразу же уста-

навливают равновесную концентрацию в жидком растворе в непосредственной близости от этой межфазной границы, соответствующую точке b' , тогда как вдали от нее концентрация остается соответствующей точке a' . Таким образом, в жидкости создается градиент концентрации, который становится движущим фактором второго обязательного диффузионного процесса, развивающегося в период кристаллизации - *гомогенизирующей диффузии в жидкости*, которая обеспечивает выравнивание ее состава, но нарушает при этом равновесную концентрацию на межфазной границе.

Восстановление равновесия достигается путем кристаллизации нового слоя твердого раствора за счет обменной диффузии на границе раздела фаз. Такая последовательность диффузионных процессов должна привести к устранению градиента концентрации по сечению жидкости и установлению во всем ее объеме одинаковой концентрации, соответствующей равновесной для данных температурных условий b' . Для полного завершения таких процессов требуется время, контролируемое скоростью диффузии компонентов в жидком растворе на относительно большие расстояния. Поэтому эти процессы протекают медленнее, чем обменная диффузия на границе раздела фаз.

При непрерывном охлаждении в кристаллизационном интервале температур рассмотренные процессы, приводящие к равновесию в жидкости, могут протекать лишь при относительно малых скоростях охлаждения. Рассматривая процесс кристаллизации в этих же температурных условиях, но со стороны твердого растущего кристалла, можно видеть, что при переохлаждении до температуры точки 2 образующийся новый моноатомный слой твердой фазы на подложке первого, образовавшегося при более высокой температуре кристалла имеет состав, отвечающий новой равновесной концентрации b , в то время, как состав ранее выпавшего кристалла остается с исходной концентрацией a . Таким образом, внутри растущего твердого кристалла также устанавливается градиент концентрации, который становится движущим фактором *выравнивающей (гомогенизирующей) диффузии внутри твердого растущего кристалла*. Этот массообмен внутри растущего кристалла является третьим обязательным диффузионным процессом, обеспечивающим равновесные условия кристаллизации твердых растворов. Диффузионный перенос компонента B от поверхности вглубь кристалла нарушает равновесную концентрацию твердого раствора на межфазной границе, которая немедленно восстанавливается за счет обменной

диффузии на границе раздела фаз и сопровождается кристаллизацией нового моноатомного слоя твердого раствора с равновесной концентрацией.

Гомогенизирующая диффузия в твердой фазе является наиболее медленно протекающим процессом по сравнению с двумя ранее рассмотренными, а именно обменной диффузией на межфазной границе и гомогенизацией жидкости, в связи с чем формирование равновесной структуры однородного твердого раствора (рисунок 2.1,б) будет контролироваться скоростью течения именно этого последнего процесса.

Проведенный анализ процессов, развивающихся при равновесной кристаллизации, позволяет сделать вывод о том, что в условиях реальных скоростей охлаждения кристаллизующегося сплава (в земляной либо металлической форме или в кристаллизаторе при получении слитков) практически всегда будут развиваться диффузионные процессы обмена на межфазной поверхности в течение всего периода кристаллизации и практически полностью подавляться гомогенизирующая диффузия внутри растущего твердого кристалла. Это приведет к нарушению равновесных условий кристаллизации и получению химической неоднородности в конечной структуре литого сплава.

2.2 *Неравновесная кристаллизация твердых растворов*

Как было показано выше, нарушение равновесия при кристаллизации твердых растворов обусловлено подавлением диффузионных процессов, которые должны обеспечивать полноту перераспределения компонентов между фазами и внутри каждой из фаз, и, главным образом, внутри растущего твердого кристалла. Развитие кристаллизации в таких условиях можно проследить по равновесной фазовой диаграмме, учитывая указанные ограничения. На диаграмме (рисунок 2.2) приведена схема кристаллизации в неравновесных условиях, из которой следует, что начальные этапы кристаллизации после переохлаждения ниже температуры ликвидуса практически не отличаются от таких же этапов кристаллизации в равновесных условиях за исключением того, что для образования первого зародыша твердой фазы требуется несколько более высокая степень переохлаждения.

В неравновесных условиях кристаллизация будет происходить с образованием большего количества одновременно зарождающихся кристаллов, более

высоких скоростях их роста в кинетическом режиме, но в условиях меньшей диффузионной подвижности атомов (более низких температурах превращения). Рассматривая все же кристаллизацию единичного кристалла твердого раствора в этих условиях (рисунок 2.2,*а*), можно видеть, что при переохлаждении жидкого раствора ниже температуры 1 в расплаве появляется тонкий разветвленный зародыш твердого раствора, соответствующий равновесной концентрации твердой фазы при температуре превращения, определяемой линией солидус равновесной фазовой диаграммы. Для температуры точки 1 состав зародыша соответствует точке *a* на линии солидус (концентрация C_a на рисунке 2.2,*б*).

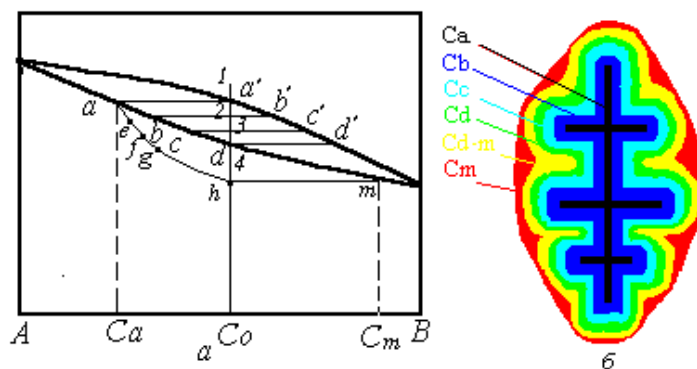


Рис.2.2. Схема процессов неравновесной кристаллизации сплавов в системе с неограниченной растворимостью в твердом и жидком состоянии: *а* - диаграмма фазового равновесия с нанесенной схемой изменения состава фаз при неравновесной кристаллизации; *б* - схема кристалла с дендритной ликвацией

Понижение температуры до точки 2, как и в случае равновесной кристаллизации вызовет осаждение на ранее образовавшемся дендритном зародыше нового слоя твердого раствора, концентрация которого будет соответствовать равновесной концентрации C_b (точка *b* на линии равновесного солидуса). Возникнув при переохлаждении, такой слой далее не растет в диффузионном режиме, поскольку диффузионные процессы в твердой фазе в условиях эксперимента по неравновесной кристаллизации подавлены. В условиях непрерывного охлаждения по достижении температуры точки 2 можно определить мгновенное значение средней концентрации твердого раствора C_c , как

где M_a и M_b - масса закристаллизовавшегося первого зародыша с составом C_a и второго слоя с концентрацией C_b .

Точка e , соответствующая такой средней концентрации твердого раствора, оказывается левее линии равновесного солидуса, а это означает, что закристаллизовавшийся твердый раствор оказывается не насыщенным по компоненту B .

Дальнейшее понижение температуры при кристаллизации до точки 3 приводит к появлению нового слоя твердого раствора, кристаллизующегося в кинетическом режиме. Состав такого слоя в связи с высокой скоростью обменных диффузионных процессов на границе раздела фаз соответствует точке равновесного солидуса c - (слой C_c на схеме кристалла - рисунок 2.2,б). Роста слоя в диффузионном режиме, как и предыдущего, не наблюдается в связи с подавлением гомогенизации твердого раствора. Поэтому, к температуре точки (3) растущий кристалл оказывается вновь неоднородным, а средний состав твердой фазы в первом приближении вновь можно определить по выражению, аналогичному вышеприведенному:

где M и C с соответствующими индексами a , b и c - масса и концентрация первого зародыша и двух последовательно нараставших на его поверхность слоев при кристаллизации.

Точка f , соответствующая средней мгновенной концентрации твердой фазы при температуре точки 3 в условиях непрерывного охлаждения C_f , лежит также левее равновесного солидуса фазовой диаграммы, как и точка e , образуя с ней линию изменения среднего состава твердой фазы при неравновесной кристаллизации. Продолжив рассмотрение кристаллизации при охлаждении до температуры точки 4, можно показать, что только концентрация следующего тонкого слоя, кристаллизующегося в этих условиях, будет иметь концентрацию C_d , численно равную составу сплава, а средний состав твердой фазы по достижении этой температуры вновь не будет соответствовать солидусу равновесной диаграммы. Точка g , определяющая средний состав твердой фазы, при температуре 4 оказывается левее точки d .

Это означает, что при температуре равновесного солидуса сплава в условиях неравновесного ускоренного охлаждения кристаллизация сплава не заканчивается, и в сплаве содержится кроме закристаллизовавшегося неоднородного по химическому составу кристалла твердой фазы некоторое количество жидкости, которая является неравновесной, поскольку содержит повышенное количество легкоплавкого компонента B , не перераспределенного в центральные слои кристалла в связи с рассмотренными выше неравновесными условиями кристаллизации.

Кристаллизация такой жидкости должна завершиться в тот момент, когда средняя концентрация твердой фазы при неравновесной кристаллизации станет равной составу сплава, т.е. когда линия изменения среднего состава твердой фазы $aefg$ пересечется с линией фигуративных точек сплава. Это соответствует точке h на линии среднего состава твердой фазы и температуре точки 5. Эта точка является температурой неравновесного солидуса сплава для рассмотренных условий неравновесной кристаллизации. В этот момент образуется последний внешний слой кристалла, состав которого также определяется точкой на равновесном солидусе, соответствующем температуре окончания кристаллизации. Это концентрация C_m (см. соответствующие точки на рисунках 2.2, а и б). Таким образом, по сечению кристалла, формирующегося в условиях неравновесной кристаллизации, возникает химическая неоднородность, которая носит название *внутрикристаллитной или дендритной ликвации*.

2.3 Структура сплавов после неравновесной кристаллизации

Разница химического состава твердого раствора между центральными частями кристалла и его периферийными слоями является количественной характеристикой дендритной ликвации и носит название *степень дендритной ликвации*. Степень дендритной ликвации зависит от ряда факторов. Она тем существеннее, чем больше расстояние между линиями ликвидус и солидус (по горизонтали) на диаграмме фазового равновесия и чем меньше диффузионная подвижность компонентов системы. Скорость охлаждения в кристаллизационном интервале температур неоднозначно влияет на степень дендритной ликвации. При очень малых скоростях охлаждения, когда при кристаллизации достигают-

ся условия фазового равновесия в системе, внутрикристаллитная ликвация отсутствует. Увеличение скорости охлаждения при кристаллизации до $10^2 - 10^4$ К/с приводит к максимальным степеням дендритной ликвации, поскольку при этом может оказаться полностью подавленной диффузия в твердой фазе, а обменная диффузия на границе раздела фаз еще развивается достаточно полно. Однако при увеличении скорости охлаждения до 10^9 К/с подавляется и этот самый быстрый диффузионный процесс, обеспечивающий поддержание равновесных концентраций на границе раздела фаз и способствующий упорядоченному присоединению атомов компонентов системы к формирующейся кристаллической структуре твердого раствора. В условиях подавления и этого процесса затвердевание жидкости происходит неупорядоченным присоединением атомов от жидкого раствора к твердому, получающему аморфное (некристаллическое) строение, но однородный химический состав. При этом дендритная ликвация вновь отсутствует.

Поскольку в системах металлического типа кристаллизация идет с образованием тонкоразветвленных дендритных кристаллов, то различие по химическому составу в связи с образованием внутрикристаллитной ликвации наблюдается не по сечению макрокристалла, а по сечениям их ветвей, образующих дендритные ячейки (рисунок 2.3).

Чем более разветвленным оказывается дендритный кристалл, тем мельче дендритные ячейки, тем меньше диффузионные пути, которые придется преодолевать атомам компонентов системы при последующем гомогенизационном отжиге сплава для выравнивания состава его твердого раствора.

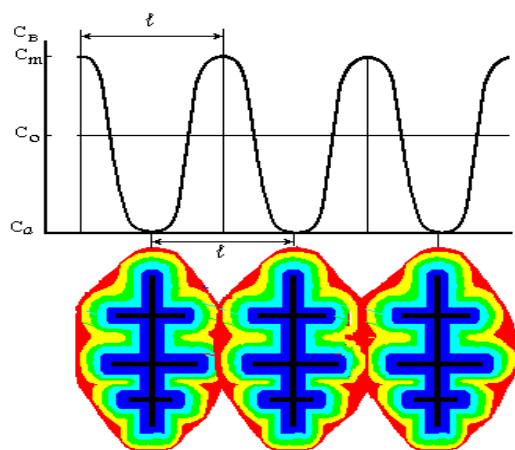


Рисунок 2.3. Распределение компонентов в регулярной неоднородной системе, образованной кристаллизующимися параллельно расположенными дендритными кристаллами либо ветвями единого дендрита: 1,2,3 - дендриты либо ветви единого кристалла; l - расстояние между осями дендритов в области наиболее грубого проявления химической неоднородности; C_a , C_m - концентрации, соответствующие точкам на диаграмме рис.2.2

Учитывая, что в закристаллизованном материале образуется не один дендрит, а система близкорасположенных кристаллов либо дендритных ячеек, химическая неоднородность в макрообъемах может быть описана как регулярная неоднородная система, содержание компонентов в которой характеризуется синусоидальным распределением по сечению.

Математически такое распределение описывается выражением

$$C(X) = C_o + (C_m - C_o) \cdot \cos(2\pi X/l)$$

Для большинства практических задач такое распределение хорошо согласуется с экспериментальными данными. Математическое представление неоднородной регулярной системы позволяет моделировать многие процессы структурообразования в условиях ограниченной диффузионной подвижности компонентов при неравновесной кристаллизации и решать задачи определения технологических параметров будущего гомогенизационного отжига.

2.4 Особенности структурных превращений при неравновесной кристаллизации в системах с ограниченной растворимостью

В системах с ограниченной растворимостью, например, эвтектического либо перитектического типа, неравновесная кристаллизация твердых растворов протекает аналогично рассмотренному случаю с неограниченным рядом твердых и жидких растворов. Поэтому кристаллизующиеся сплавы в данных системах также будут иметь дендритную ликвацию.

Однако наряду с химической неоднородностью кристаллов основного твердого раствора при неравновесной кристаллизации в рассматриваемых системах возникают неравновесные структурные составляющие, как правило, располагающиеся по границам кристаллизующихся дендритных кристаллов либо даже

по границам дендритных ячеек (рисунок 2.4). Их образование обусловлено тем, что при кристаллизации неравновесной жидкости ее состав, изменяясь по линии равновесного ликвидуса, может достигнуть таких значений, при которых она становится способной участвовать в трехфазных невариантных реакциях эвтектического либо перитектического типа, формируя соответствующие структурные составляющие. Например, в системе эвтектического типа (рисунок 2.4,а) кристаллизация жидкости не заканчивается при температуре точки d , а охлаждение не закристаллизовавшегося ее остатка до температуры эвтектической горизонтали сопровождается достижением состава, определяемого точкой E диаграммы.

Это означает, что такая жидкость оказывается насыщенной одновременно обоими компонентами A и B , в связи с чем она при переохлаждении будет кристаллизоваться не как однородный твердый раствор, а диффузионно расслаиваясь на две фазы и образуя регулярную эвтектическую структурную составляющую. Она располагается, как видно на рисунке 2.4,б, в виде самого последнего слоя на кристаллизующемся дендритном кристалле, что соответствует границам зерен литого сплава.

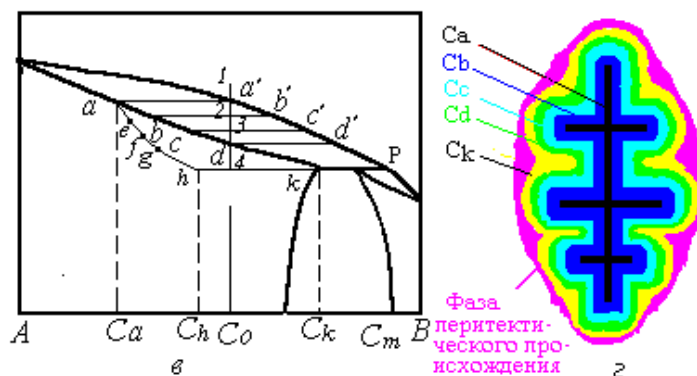
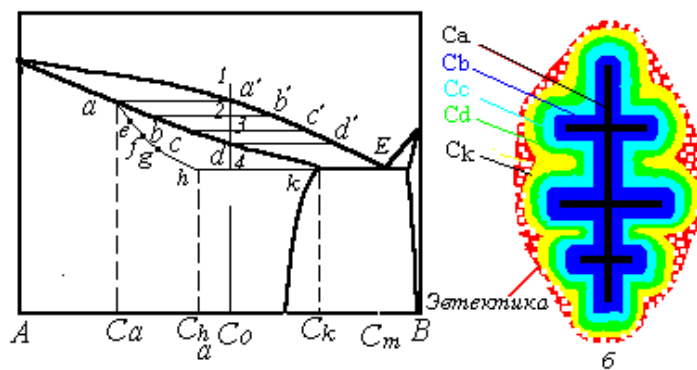


Рисунок 2.4. Схемы неравновесной кристаллизации в системах с ограниченной растворимостью (*а, в*), и формирующиеся структуры (*б, г*): *а, б* - система эвтектического типа; *в, г* - перитектического типа

В системе перитектического типа (рисунок 2.4,в) остаток незакристаллизовавшейся неравновесной жидкости по достижении температуры перитектической горизонтали принимает концентрацию точки *P*. А это означает, что такая жидкость при последующем переохлаждении будет взаимодействовать с нижележащим тонким слоем только что закристаллизовавшегося твердого раствора, имеющего равновесный состав C_k , в результате чего будет образована новая фаза перитектического происхождения с составом точки *N*. Прослойка этой фазы, как и в предыдущем случае, располагается по периферии кристаллизующегося дендритного кристалла, что соответствует границам зерен в слитке (рисунок 2.4,г).

Дальнейшее продолжение ускоренного охлаждения сплавов подавляет не только диффузионные процессы при кристаллизации, но и последующие диффузионные превращения в твердом состоянии, например выделение вторичных фаз из твердых растворов, обусловленные переменной ограниченной растворимостью компонентов. В этой связи линии переменной ограниченной растворимости могут вырождаться в вертикальные прямые линии, определяя получение после окончания охлаждения состояния пересыщенных твердых растворов.

Таким образом, в системах с ограниченной растворимостью характер распределения компонентов в макрообъемах литого материала осложняется выделением прослоек *неравновесных структурных составляющих* (рисунок 2.5), устранение которых при отжиге потребует дополнительных усилий.

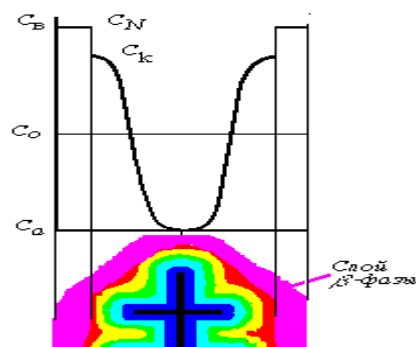


Рисунок 2.5. Распределение компонента В по сечению дендритного кристалла после неравновесной кристаллизации в системе перитектического типа: обозначения концентраций и точек соответствуют рисунку 2.4,в

Как следует из приведенного рисунка, кроме синусоидального распределения компонентов по сечению неоднородного твердого раствора, на межфазной границе наблюдается скачок концентраций, который определяется условиями равновесия в этих микрообъемах, достигаемыми даже при неравновесной кристаллизации в связи с малыми диффузионными путями при обменной диффузии компонентов между контактирующими фазами. Установление такого фазового равновесия на межфазной границе делает относительно устойчивой дендритную ликвацию в твердом растворе до тех пор, пока при гомогенизационном отжиге не будет полностью растворена неравновесная структурная составляющая. Ее устранение приводит к тому, что концентрация компонентов в твердом растворе вблизи бывшей межфазной границы C_k становится неравновесной, что способствует дальнейшему нормальному течению выравнивающей диффузии по сечению кристалла твердого раствора.

При неравновесной кристаллизации в системе эвтектического типа распределение компонентов по сечению таких кристаллов будет аналогичным с тем лишь различием, что скачку концентрации компонентов от C_k до C_N будет соответствовать скачок от C_k до C_E . При этом концентрация C_E будет характеризовать средний состав двухфазной (эвтектической) составляющей, а не состав какой-либо одной из фаз.

2.5 Основные последствия неравновесной кристаллизации

Важнейшими последствиями неравновесной кристаллизации, ухудшающими свойства сплавов, являются:

понижение солидуса - это снижение температуры плавления, что может привести к появлению микроучастков преждевременного оплавления в структуре слитка или отливки, нагреваемых для обработки давлением, закалки или других видов горячей обработки; сохранение последствий неравновесной кристаллизации в свариваемых полуфабрикатах приводит к образованию горячих трещин в околошовной зоне и резко развитой микропористости;

понижение пластичности сплавов за счет повышенной хрупкости неравновесных структурных составляющих в случае холодной пластической деформации, и образования оплавленных приграничных прослоек легкоплавких эвтектик в результате нагрева для деформирования; при этом понижение пластичности проявляется как непосредственно на слитках, так и на готовых полуфабрикатах, в которых после пластической деформации сохраняются неоднородности химического состава;

получение строчечной структуры послековки, штамповки, прокатки, прессования в связи с вытягиванием в строчки неравновесных структурных составляющих, что вызывает появление резко выраженной анизотропии свойств;

понижение коррозионной стойкости в связи с образованием гальванических пар твердого раствора с неравновесными структурными составляющими и между соседними областями самого твердого раствора, имеющими резко различные значения элект-рохимического потенциала; сохранение на межзеренных границах неравновесных структурных составляющих может приводить к межкристаллитной коррозии и коррозионному растрескиванию при одновременном воздействии коррозионных сред и механических нагрузок;

пересыщение твердых растворов, которые, являясь нестабильными, при дальнейшей эксплуатации изделий могут распадаться, вызывая необратимые изменения свойств сплавов, размеров и формы изделий, и даже приводить к их разрушению без видимых на то причин.

Таким образом, химическая неоднородность, обусловленная последствиями неравновесной кристаллизации в слитках или отливках, снижает надежность

работы изделий, ухудшает технологичность материала и в связи с этим должна быть устранена, что достигается проведением гомогенизационного отжига.

Глава 3

ОТЖИГ-ГОМОГЕНИЗАЦИЯ КАК ДИФФУЗИОННЫЙ ПРОЦЕСС И ЕГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ

При гомогенизационном отжиге последствия неравновесной кристаллизации устраняются в результате осуществления диффузионных процессов, которые в период кристаллизации оказались не реализованными.

3.1 Диффузия в неоднородной системе

Диффузионные закономерности отжига-гомогенизации основываются на 1-м и 2-м законах Фика, определяющих интенсивность массообмена и конечное распределение концентрации компонентов по сечению неоднородной диффузионной системы в зависимости от температуры процессов и длительности их осуществления.

Согласно первому закону Фика, диффузионный поток вещества через данное сечение в единицу времени прямо пропорционален градиенту концентраций dC/dx и площади сечения S :

$$I = -D \frac{dC}{dx} \cdot S.$$

Изменение концентрации диффундирующего вещества со временем в некоторой области пространства описывается вторым законом Фика:

$$\frac{dC}{d\tau} = D \frac{d^2C}{dx^2},$$

где dC/dx - градиент концентрации (определяется распределением концентрации (dC) по расстоянию (dx)); S - площадь сечения образца, на которой происходит диффузионный перенос вещества; $d\tau$ - время; D - коэффициент диффузии, соответствующий количеству вещества, продиффундировавшего за 1 с через площадку 1 см^2 при градиенте концентрации dC/dx , равном 1; размерность коэффициента диффузии $\text{см}^2/\text{с}$.

В условиях градиента концентрации диффузия сопровождается перемещением атомов от объемов с большей концентрацией к меньшей. Коэффициент диффузии определяется уравнением Аррениуса:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{Q}{RT}},$$

где D_0 - const не зависит от температуры и определяется химическим составом сплава; R - универсальная газовая постоянная; T - температура нагрева; Q - энергия активации диффузии, определяющая энергетические затраты для перехода атомов из одного атомного положения в другое; эта величина также не зависит от технологических параметров отжига, а определяется свойствами диффузионной системы.

Частное решение второго закона Фика для регулярной неоднородной системы с рядом ограничений, отражающих независимость коэффициента диффузии от состава и стремление системы к установлению во всех ее точках по расстоянию принять единую конечную концентрацию твердого раствора, записывается в виде

$$C(x, \tau) = C_o + (C_m - C_o) \cdot \cos(2\pi x/l) \exp(-4\pi^2 \cdot D\tau/l^2),$$

где $C(x, \tau)$ - текущее распределение концентрации диффундирующего вещества по расстоянию (x) во времени (τ); C_m - максимальная концентрация растворенного вещества; l - размер дендритной ячейки.

Графически это выражение характеризуется системой синусоидальных кривых, описывающих распределение растворенного компонента после различной длительности гомогенизации (рисунок 3.1).

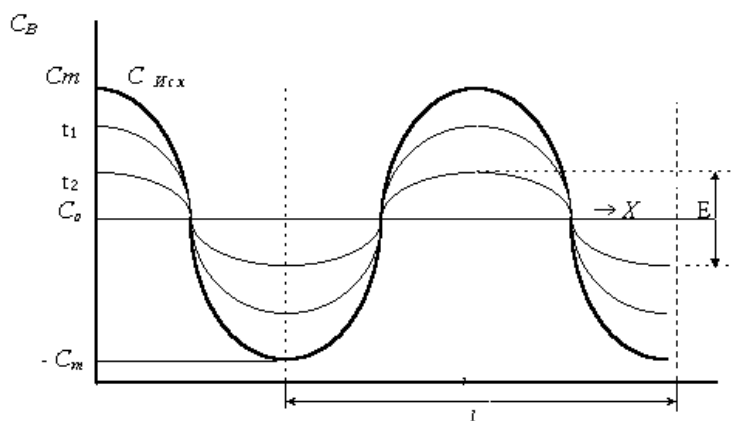


Рисунок 3.1. Изменение распределения растворенного компонента в процессе гомогенизации после различных длительностей выдержки: $\tau_1 < \tau_2$; l - размер дендритной ячейки; E - степень остаточной химической неоднородности

Учитывая, что степень гомогенизации твердого раствора при отжиге определяется приближением концентрации растворенного вещества к среднему составу сплава лишь в точках, характеризующихся в исходном состоянии максимальными ее отклонениями от равновесия, для оценки технологических параметров отжига можно рассматривать выражение

$$C_m - C_o = \exp(-4\pi^2 \cdot D\tau / l^2),$$

Из этого выражения становится ясным, что отклонение от равновесной концентрации твердого раствора ($C_m - C_o$) при одной и той же температуре отжига (постоянстве коэффициент диффузии) и времени отжига (τ) будет тем меньше, чем меньше размер дендритной ячейки (l). Причем для достижения требуемой степени гомогенизации время отжига уменьшается в квадратичной зависимости при уменьшении размера дендритных ячеек.

Таким образом, для сокращения длительности отжига необходимо использовать любые технологические приемы, обеспечивающие уменьшение размерных характеристик химической неоднородности в исходной структуре, например, ускорять охлаждение расплава при кристаллизации или применять модифицирование расплава. Кроме того, иногда перед гомогенизационным отжигом слитковые заготовки подвергают предварительной обработке давлением с ис-

пользованием “мягких” схем деформации, исключаящих образование трещин в слитках. При этом зерна в сплаве вытягиваются, уменьшаются в поперечном сечении, неравновесные составляющие дробятся, что приводит к уменьшению протяженности диффузионных путей, сокращая длительность гомогенизации. Кроме того, такая пластическая деформация увеличивает плотность дислокаций в твердом растворе и концентрацию неравновесных вакансий, способствуя ускорению развития диффузионных процессов.

Анализируя последнее уравнение совместно с выражением для коэффициента диффузии, можно показать, что для увеличения полноты гомогенизации и сокращения длительности отжига необходимо в первую очередь повышать температуру процесса, поскольку скорость развития диффузионных процессов в экспоненциальной зависимости увеличивается с ростом температуры, особенно при температурах, приближающихся к температуре плавления рассматриваемого сплава.

Диффузионные процессы в системах с ограниченной растворимостью компонентов осложнены образованием при неравновесной кристаллизации неравновесных структурных составляющих, которые при отжиге должны быть диссоциированы на составляющие атомы и растворены в окружающем твердом растворе.

Как мы видели ранее (рисунок 2.5), даже в условиях неравновесной кристаллизации концентрация твердого раствора вблизи межфазной границы его с образовавшейся неравновесной структурной составляющей имеет равновесную концентрацию C_k , определяемую точкой предельной растворимости при температуре трехфазного равновесия. При отжиге эта концентрация оказывается равновесной до тех пор, пока в сплаве существует эта межфазная граница и, следовательно, пока не растворится полностью неравновесная структурная составляющая.

Растворение неравновесной структурной составляющей будет происходить лишь как процесс, обеспечивающий поддержание равновесных концентраций на межфазной границе, нарушающихся при перераспределении компонентов системы по сечению неоднородного твердого раствора между его центральными частями и указанной межфазной границей. Скорость такого диффузионного процесса чаще всего и контролирует интенсивность растворения неравновесной структурной составляющей. Однако на этот процесс может оказывать влияние

и степень устойчивости к диссоциации самой неравновесной составляющей. В любом случае растворение ее в окружающем твердом растворе заканчивается в тот момент, когда концентрация C_k еще характеризует состав твердого раствора, а изменение концентрации по сечению кристаллов становится точно синусоидальным. Дальнейшие процессы гомогенизации будут протекать так, как в выше рассмотренном случае неоднородной системы без неравновесных структурных составляющих.

Таким образом, устранение химической неоднородности в системах с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии разбивается на два этапа: первый связан с растворением неравновесных составляющих, второй - с гомогенизацией твердого раствора.

3.2 *Технологические параметры отжига-гомогенизации*

Проведенный анализ диффузионных процессов в неоднородной регулярной системе позволяет сделать выводы о технологических параметрах гомогенизационного отжига, основными из которых являются температура и длительность выдержки. *Температура* нагрева при гомогенизационном отжиге должна быть предельно высокой, близкой к температуре плавления. Это позволит предельно сократить длительность выдержки. Однако верхний предел температурного режима отжига ограничивается развитием возможных нежелательных явлений, таких как чрезмерный рост размера зерна (*перегрев*) или оплавление границ зерен, обогащенных примесями, что сопровождается насыщением газами, образованием газовой и усадочной пористости, окислением и возникновением трещин (*пережог*).

Практика показывает, что в большинстве случаев температура отжига может быть предварительно определена как (0,90 - 0,95) от температуры плавления в кельвинах. Затем для каждого конкретного сплава она уточняется на основе проводимых исследований структуры и свойств заготовок и готовых изделий. Оптимальной считается температура, которая при минимальных затратах (небольшой длительности отжига), обеспечивает достаточную технологичность материала заготовки при обработке давлением (прессовании, прокатке и др.) и заданный уровень свойств готовых изделий.

Таким образом, отработка технологических параметров гомогенизационного отжига ведется в расчете на уменьшение степени остаточной химической неоднородности до некоторого предела (величина E на рисунке 3.1). Полное устранение химической неоднородности в сплаве часто бывает недостижимым либо экономически невыгодным.

Длительность выдержки при гомогенизационном отжиге зависит от типа сплава, технологии его получения, размеров заготовок и величины садки в нагревательном устройстве (печи). Она складывается из длительности прогрева изделия по толщине либо времени прогрева по сечению крупной садки; времени, необходимого для растворения неравновесных структурных составляющих в структуре сплава; и наконец, времени, требуемого для устранения дендритной ликвации.

Длительность прогрева определяется теплотехническими расчетами на основе решения дифференциальных уравнений теплопроводности либо экспериментальными методами путем термометрирования садки в печи. На кафедре МиТОМ Красноярской государственной академии цветных металлов и золота разработаны программы расчетов на ПЭВМ типа IBM, позволяющие достаточно надежно рассчитывать это время и определять распределение температурных полей по сечению изделий и сечению садки в печи (программы “Тепло” и “Садка”).

Время, необходимое для *растворения неравновесных структурных составляющих*, можно определить эмпирическим выражением

$$\tau = a \cdot m^b,$$

где a и b - константы для конкретного сплава и технологии его производства; m - толщина растворяющихся частиц неравновесных структурных составляющих. Значение величины a во многом определяется размером обрабатываемых заготовок и изделий, а значение показателя степени b - устойчивостью неравновесных фаз и диффузионными характеристиками системы. Для алюминиевых сплавов, например, величина b колеблется от 1,2 до 2,5, при средних значениях, равных 2, что свидетельствует о преимущественно диффузионной кинетике растворения неравновесных структурных составляющих в таких сплавах.

Третья составляющая длительности выдержки при гомогенизационном отжиге определяется временем, затрачиваемым на *гомогенизацию твердого раствора*, характеризующегося в исходном состоянии либо после окончания растворения неравновесной структурной составляющей химической неоднородностью по сечению каждого зерна (внутрикристаллитной или дендритной ликвацией).

Это время достаточно надежно рассчитывается по вышеприведенному уравнению в п.3.1, которое описывает распределение концентрации растворенного вещества по сечению кристаллов во времени при заданной температуре отжига. Для расчета необходимо предварительно определить допустимую степень остаточной химической неоднородности. На кафедре МиТОМ ГАЦМиЗ разработано программное обеспечение расчетов на ПЭВМ типа IBM этой составляющей длительности выдержки гомогенизационного отжига.

Скорость нагрева и скорость охлаждения - дополнительные технологические параметры гомогенизационного отжига. Оба эти параметра не определяют результаты гомогенизации, однако их значения в большинстве случаев регламентируют.

Слитки и фасонные отливки, особенно сложной формы, следует нагревать медленно, обычно вместе с печью - во избежание возникновения термических напряжений, которые могут привести к образованию трещин или короблению изделий.

По этой же причине и охлаждение часто проводят медленно (вместе с печью). Наиболее опасными термические напряжения оказываются при нагреве, когда в структуре исходного материала, как правило, существуют еще очень хрупкие неравновесные структурные составляющие, располагающиеся в виде сетки по границам зерен. После их растворения при отжиге возникающие при охлаждении термические напряжения менее опасны с точки зрения появления трещин, хотя склонность к короблению отливок остается.

Наряду с этим, при назначении режимов охлаждения наибольшее значение уделяют учету развивающихся при охлаждении фазовых превращений. При этом применяют такие способы и скорости охлаждения, при которых в результате развития фазовых превращений дополнительно повышается пластичность сплавов. Например, после отжига стальных слитков охлаждение, как правило, проводят медленное (вместе с печью) со скоростью от нескольких градусов до

нескольких десятков градусов в час. Образующиеся при этом перлитные структуры характеризуются достаточно грубопластинчатым строением с низкими прочностными и высокими пластическими характеристиками.

Наоборот, слитки из термически упрочняемых алюминиевых сплавов после гомогенизационного отжига рекомендуется охлаждать ускоренно (например, на воздухе), за счет чего предотвращается выделение по границам зерен твердого раствора вторичных выделений обычно хрупких фазовых составляющих.

Отливки из литейных алюминиевых сплавов после продолжительной гомогенизирующей выдержки охлаждают очень быстро - в воде, что полностью предотвращает выделение избыточной фазы. Кроме того, такое сочетание гомогенизационного отжига и быстрого “закалочного” охлаждения исключает необходимость нового нагрева под закалку, сокращая общую длительность цикла получения отливок.

Суммарная длительность отжига-гомогенизации, складывающаяся из медленного нагрева крупных садок до температуры отжига, большой длительности выдержки, достигающей нескольких десятков часов, и медленного охлаждения (с печью), оказывается равной 100 - 150 ч. Поэтому целесообразно использовать не только *технические* способы сокращения длительности гомогенизации, но и *организационные* меры, позволяющие сократить или исключить отдельные операционные переходы.

Таковыми мерами может явиться посадка в печь для отжига горячих слитков, не до конца охлажденных в кристаллизаторе или изложнице, подача слитков из печи отжига на операцию горячей прокатки, исключая операции охлаждения после отжига слитков и их нового нагрева под обработку давлением. Реально такое совмещение операций может быть достигнуто с использованием проходных печей для отжига и их размещением в цехе горячей прокатки перед прокатным станом.

3.3 Характер основных структурных изменений при отжиге

Главные структурные изменения в сплавах при гомогенизационном отжиге заключаются в *устранении дендритной ликвации* в связи с гомогенизацией твердого раствора и *исчезновении включений неравновесных структурных составляющих* посредством их растворения в зернах окружающего твердого раствора (рисунок 3.2).

Можно видеть, что в результате гомогенизационного отжига происходит принципиальное изменение структуры, что обеспечивает достижение главной цели такого отжига - *повышение пластичности* материала слитка или отливки. Например, для слитков из алюминиевых сплавов относительное удлинение и относительное сужение при температурах горячей деформации возрастает в результате гомогенизационного отжига в 1,5 - 3,0 раза. Гомогенизация слитка повышает не только пластичность материала самого слитка на переделе его обработки давлением, но и вызывает увеличение пластичности готовых изделий или полуфабрикатов, что улучшает штампуемость листовых заготовок при последующей глубокой вытяжке, уменьшает количество переходов при многократной холодной прокатке тонкого холоднокатанного листа или фольги, а также при волочении тонкой проволоки или ленты.

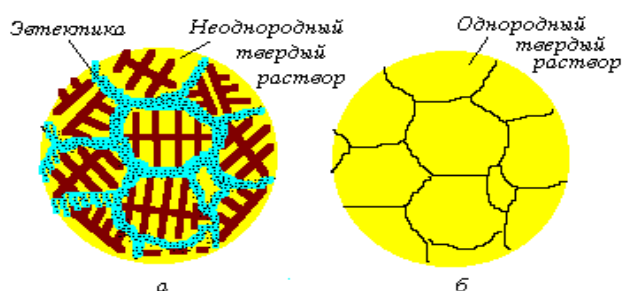


Рисунок 3.2. Характер изменения структуры сплавов в результате отжига-гомогенизации: *а* - типичная структура сплава после неравновесной кристаллизации в системе эвтектического типа с ограниченной растворимостью в твердом состоянии; *б* - структура того же сплава после отжига

3.4 Структурные дефекты в сплавах после гомогенизационного отжига

Неполная гомогенизация материала слитка приводит к сохранению в нем химически неоднородного твердого раствора, частиц неравновесных структурных составляющих, которые при последующей пластической деформации вытягиваются в направлении действия основных растягивающих напряжений (в направлении прокатки, прессования, волочения), в связи с чем в готовом изде-

лии будет наблюдаться резко выраженная анизотропия свойств. В некоторых материалах, например в высоколегированных инструментальных сталях, полностью устранить неравновесные структурные составляющие не удастся вообще. После прокатки в структуре стали сохраняется *строчечность*, представляющая собой вытянутые в строчки частицы карбидной эвтектики. Такой дефект в структуре стали называется *карбидной неоднородностью*.

В недостаточно полно гомогенизированной конструкционной стали, легированной хромом, марганцем, никелем, молибденом и др. компонентами, возможно образование *флокенов* - характерного дефекта, связанного с присутствием и неоднородным распределением водорода в стали. Флокены, как правило, образуются при охлаждении крупных поковок (сечением более 250 - 300 мм) с температуры свободнойковки. Неоднородное распределение водорода связано с неполной гомогенизацией твердого раствора не столько по водороду, как по содержанию легирующих элементов: хрома, марганца, молибдена и др., которые имеют высокое сродство к водороду. Водород, накапливаясь в микрообъемах, богатых по тому или иному легирующему элементу, пересыщает твердый раствор при охлаждении с температурыковки. Это стимулирует его выделение в свободной молекулярной форме в полостях зародышевых микротрещин. При этом создаются очень высокие внутренние давления в заполняемой молекулярным водородом полости, что вызывает возникновение разрывающих напряжений на острых краях таких микротрещин. Разрыв металлической матрицы происходит в объемах, соизмеримых с размерами отдельных крупных макрозерен стали или совокупности нескольких зерен. В плоскости разрыва флокены могут иметь дискообразную форму и размеры до 5 - 10 мм. Надрывы имеют светлую серебристую поверхность, обусловленную восстановительными химическими свойствами водорода, выделяющегося в полости флокена. Толщина дефектов несколько десятков микрон. Таким образом, каждый флокен представляет собой *внутренний макронадрыв* с очень острыми краями, концентрирующими напряжения, и вызывающими преждевременное разрушение изделия. Причем, поражение флокенами происходит преимущественно в центральных слоях изделия в поперечном сечении, занимающем до половины диаметра или толщины изделия. Дефект является окончательным браком и исправлению не подлежит. Поэтому единственным способом борьбы с таким дефектом является создание условий, обеспечивающих предотвращение образования флокенов. Это может

быть достигнуто наиболее полной гомогенизацией слитка и применением противфлокеной обработки, заключающейся в *очень медленном охлаждении* кованных заготовок с температуры деформации, использовании *изотермических ступенчатых режимов охлаждения* или *термоциклической обработки*, совмещенной с охлаждением.

Одним из нежелательных последствий отжига-гомогенизации может явиться *укрупнение зерна*. Этот дефект наблюдается преимущественно в тех сплавах, для которых характерен большой температурный интервал однофазного состояния, когда границы зерна при своей миграции не встречают существенного сопротивления. Склонностью к росту зерна характеризуются стали, титановые, медные и некоторые алюминиевые сплавы. Измельчение зерна в стали, выросшего при гомогенизационном отжиге отливок, может быть осуществлено путем проведения *отжига второго рода* после гомогенизационного. Стальные слитки подвергать такому отжигу не обязательно, поскольку измельчение зерна достигается *при горячей пластической деформации* слитка и при *окончательной термической обработке* изделий. Для *титановых сплавов*, у которых эффект изменения удельного объема фаз при фазовой перекристаллизации невелик (почти в 5 раз меньше, чем у стали), отжигом второго рода *измельчить зерно не удастся*. Поэтому единственным способом измельчения зерна титановых сплавов является использование обработки давлением в сочетании с рекристаллизационными явлениями. Отливки же из титановых сплавов необходимо гомогенизировать при таких температурах, при которых зерно существенно не растет. В *литейные алюминиевые сплавы* специально вводятся *микродобавки переходных металлов*, образующих труднорастворимые фазы, препятствующие росту зерна при любых температурных обработках, в том числе при гомогенизации или закалке.

При длительном гомогенизационном отжиге алюминиевых сплавов, легированных переходными металлами, имеющими малую равновесную растворимость в твердом состоянии, но достаточно хорошо растворяющимися в жидком алюминии, часто проявляется еще один структурный дефект, который носит название *гетерогенизации*.

При проведении отжига, целью которого является растворение в твердом растворе неравновесных структурных составляющих (промежуточные фазы алюминия с основными легирующими компонентами: медь, магний, цинк,

кремний, образовавшиеся при неравновесной кристаллизации) и гомогенизация твердого раствора по этим компонентам, параллельно могут начаться процессы его распада с выделением фаз на основе переходных элементов (марганец, хром, железо, цирконий и др.).

При гетерогенизации нежелательным является рост этих частиц до размеров, способствующих их хрупкому разрушению. Распад, сопровождающийся образованием очень мелких частиц фаз, не ухудшающих свойств сплава, препятствует росту зерна и задерживает развитие рекристаллизационных процессов, обеспечивая получение более высокого эффекта упрочнения при окончательной термической обработке. При отжиге некоторых сплавов, например алюминиевых, может происходить образование и развитие *пористости*, которая особенно нежелательна для фасонных отливок. Причинами образования пористости могут служить два физических явления: выделение избыточного водорода, растворимость которого в твердом растворе уменьшается с понижением температуры; образование и слияние избыточных вакансий, возникающих в связи с неодинаковой скоростью взаимной диффузии компонентов в условиях встречных диффузионных потоков компонентов (эффект Френкеля). При этом избыток вакансий создается в тех микрообъемах, откуда уходят атомы наиболее диффузионно подвижного вещества. Их слияние приводит к образованию пористости. Пористость такого происхождения применительно к слиткам менее опасна, по сравнению с отливками, поскольку при горячей пластической деформации (прокатке, прессовании) такие поры хорошо завариваются и не снижают механических свойств изделий.

3.5 Технологические особенности гомогенизационного отжига некоторых реальных сплавов

Наиболее широко гомогенизационный отжиг используется для сталей, алюминиевых, некоторых медных и магниевых сплавов. Углеродистые стали гомогенизационному отжигу не подвергаются. Это связано с высокой диффузионной подвижностью атомов углерода, который легко перераспределяется по сечению твердого раствора (аустенита) при любых технологических операциях, связанных с нагревом слитков или отливок до аустенитного состояния, например, под горячую обработку давлением, для отжига второго рода или под за-

калку при окончательной термической обработке. В легированных сталях хром, молибден, ванадий, вольфрам, титан и др., не только сами медленно диффундируют, но затрудняют и диффузию углерода, в связи с чем в этих системах возникают условия для образования достаточно устойчивых последствий неравновесной кристаллизации. Для наиболее полной гомогенизации и растворения неравновесных количеств карбидов легирующих элементов отжиг ведут при температурах 1050 - 1250 °С в крупных садках с выдержкой от 8 до 20 ч. Нагрев и охлаждение очень медленные (до 10 - 20 °/ч). Общая длительность цикла достигает 160 - 180 ч. Для сокращения отжига часто применяют “горячую посадку” слитков в печь для отжига. При этом используется тепло жидкого металла, не до конца остывшего в кристаллизаторе или изложнице при получении слитка. Иногда слитки с температуры отжига подают на горячую прокатку, исключая охлаждение слитков с температуры отжига до комнатной температуры и новый нагрев под прокатку. Это оказывается возможным при использовании в потоке прокатного стана проходных методических печей.

Стальные отливки после гомогенизационного отжига для измельчения размера зерна подвергают полному отжигу (отжигу второго рода). Слитки такому отжигу не подвергают, поскольку измельчение зерна достигается при горячей обработке давлением. Слитки из нержавеющей и других высоколегированных сталей перед обработкой давлением иногда подвергают зачистке (черновой механической обработке на металлорежущих станках). Для улучшения обрабатываемости резанием после гомогенизационного отжига слитки отжигают при температурах ниже критической точки A_{c1} , т.е. при температуре 600 - 680 °С в течение 5 - 12 ч.

Алюминиевые сплавы отжигают при температурах от 440 до 640 °С в зависимости от химического состава сплавов. Преимущественно эта температура на 5 - 40 °С ниже температуры неравновесного солидуса конкретного сплава. Так, для дуралюминов Д1 и Д16, температуры неравновесного солидуса которых равны 509 и 508 °С, интервалы температур гомогенизационного отжига, соответственно, составляют: 470 - 500 °С и 470 - 495 °С. Для высокопрочного сплава В95 с температурой неравновесного солидуса 475 °С температура отжига 440 - 470 °С. Для сплава системы алюминий - магний марки АМг6, имеющего температуру неравновесного солидуса 460 °С, температура отжига очень близка к солидусу - 450 - 460 °С. Для малолегированного сплава АМц соответствен-

но 650 и 600 - 640 °С. Длительность выдержки при отжиге от нескольких часов до нескольких десятков часов, в частности для сплавов типа дуралюмин это время от 8 до 36 ч, для сплавов систем Al - Mg до 48 ч.

Охлаждение слитков или слитковых заготовок из алюминиевых сплавов обычно ведут на воздухе. В ряде случаев при использовании печей непрерывного действия слитковые заготовки подают непосредственно к прокатным станам для горячей пластической деформации подстуженными с температуры отжига до температуры деформации. Отливки из алюминиевых сплавов практически всегда охлаждают после гомогенизации в воде, совмещая отжиг с закалкой.

*Магние*вые сплавы гомогенизируют при температурах 390 - 415 °С. Время выдержки 18 - 24 ч. Как и для алюминиевых сплавов, часто применяют совмещение гомогенизационного отжига с нагревом под обработку давлением (для слитков) и с закалкой (для отливок). Особенностью магниевых сплавов является их высокая химическая активность в контакте с кислородом воздуха, в связи с чем всегда существует опасность самовоспламенения. Поэтому нагрев слитков или отливок до температур отжига целесообразно вести в защитных средах, простейшей из которых является смесь воздуха с сернистым газом.

Структура магниевых сплавов, легированных алюминием и цинком, характеризуется получением после неравновесной кристаллизации эвтектических неравновесных структурных составляющих в виде непрерывной сетки по границам зерен. Для полного растворения этих структурных составляющих часто используют *ступенчатый* режим гомогенизации, выполняя нагрев сплавов сначала до температуры 370- 380°С с выдержкой 3 часа (1-я стадия), а затем подогревая до 410 - 415 °С с выдержкой также 3 часа (2-я стадия).

На первой стадии достигается частичное растворение неравновесной структурной составляющей, за счет чего обеспечивается исчезновение пленки на двойных границах между соседними зернами, приводя к установлению непосредственной связи между зернами твердого раствора, пока еще химически неоднородного, а *на второй стадии* достигается завершение растворения остатков неравновесных составляющих и полная гомогенизация твердого раствора.

Нагрев до относительно высоких для магниевых сплавов температур второй стадии отжига вызывает оплавление неравновесной структурной составляющей, имеющей эвтектическую природу, усиливая диффузионный массоперенос,

необходимый для окончательного растворения ее в твердом растворе. Низкотемпературная первая ступень позволяет не допустить разрушения изделия при нагреве по жидким эвтектическим прослойкам, которые могли бы возникнуть при нагреве изделия сразу до температур второй ступени.

3.6 Отжиг при температурах выше неравновесного солидуса

Целью отжига-гомогенизации при температурах *выше неравновесного солидуса* является увеличение степени гомогенизации структуры слитка, если при обычном гомогенизационном отжиге полная гомогенизация не достигается. При этом значительно повышается пластичность сплава, сокращается продолжительность отжига. Однако использование такого вида отжига на практике ограничено в связи с опасностью пережога и сильного порообразования, резко ухудшающих комплекс механических свойств сплавов. Известно, что нагрев сплавов до температур, вызывающих хотя бы частичное оплавление структурных составляющих, например эвтектик, приводит к резкому понижению пластичности. Это обусловлено тем, что в образующейся при оплавлении жидкости скапливаются газы, диффундирующие в нее в связи со значительно более высокой растворимостью их в жидкости по сравнению с твердым раствором. Увеличение количества примесей в очаге плавления может вызывать окисление основного металла и легирующих компонентов, образование хрупких химических соединений типа нитридов, гидридов и пр. В этом случае последующая кристаллизация очагов оплавления будет приводить к усадочным явлениям, приводящим к возникновению пористости и трещин, что свойственно явлению *пережога*.

Все эти структурные дефекты наблюдаются, если сплав нагревается хотя бы на единицы градусов выше температуры равновесного солидуса. Нагрев литого сплава до температуры выше неравновесного солидуса также приводит к образованию очагов плавления в объеме сплава. Однако появляющиеся микрообъемы жидкости в данном случае оказываются метастабильными, неустойчивыми включениями, способными к взаимодействию с окружающим твердым раствором путем диффузионного обмена атомами основных компонентов сплава в

направлении установления равновесия. Это приводит к исчезновению со временем жидких включений за счет изотермической диффузионной кристаллизации.

Непрерывная миграция поверхности раздела между твердым раствором и исчезающей жидкостью во времени предотвращает диффузионное перераспределение примесей в жидкую фазу, исключая или, по крайней мере, уменьшая ее газонасыщение. Изотермические условия кристаллизации, кинетика которой контролируется диффузионным массопереносом вещества через межфазную поверхность, уменьшают степень проявления усадки при затвердевании жидких включений, исключая образование пористости.

Таким образом, образование очагов плавления при температурах выше неравновесного, но ниже равновесного солидуса может не вызывать отрицательного воздействия на структуру и свойства сплавов, в связи с чем оказывается возможным гомогенизационный отжиг при температуре *выше неравновесного солидуса*.

Абсолютное *повышение температуры* по сравнению с обычным гомогенизационным отжигом даже на 20 - 30 градусов, особенно при температурах, близких к температуре плавления, существенно увеличивает *скорость диффузионных процессов*, что ускоряет завершение гомогенизации и приводит к более полному устранению химической неоднородности в сплаве. Например, гомогенизационный отжиг промышленных слитков из сплава Д16 при температуре 515 °С (температура неравновесного солидуса 508 °С) ускоряет гомогенизацию в 2,5 раза по сравнению с обычным гомогенизационным отжигом при 480 °С. Пластические свойства (относительное удлинение) возрастают при этом в 1,5 - 2,0 раза, что улучшает технологичность слитков при обработке давлением.

Более полное устранение неравновесных структурных составляющих в сплаве может быть обусловлено и самим фактом изменения его агрегатного состояния. Присутствие их в этих условиях в виде жидкой однородной капли вместо твердой гетерогенной, например, эвтектической колонии, улучшает условия диффузионного обмена на межфазной границе с окружающим твердым раствором, исключает необходимость диссоциации одной из фаз эвтектики. Кроме того, легче осуществляются процессы диффузионного обмена в объеме самой жидкой капли по сравнению с твердой частицей.

Этот вид отжига был предложен А.М. Бочваром еще в 1927 году, однако применение его ограничено и сейчас. Он используется лишь для некоторых сплавов, которым свойственна высокая устойчивость против пережога. Кроме того, такой отжиг не проводится, если неравновесная структурная составляющая, образующаяся при неравновесной кристаллизации, располагается в виде сплошной пленки по границам зерен. Для таких сплавов отжиг при температуре выше неравновесного солидуса приводил бы к нарушению межзеренных связей сразу по всем межзеренным поверхностям, деформации и разрушению изделий.

Глава 4

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ВИДЫ ОТЖИГА. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА.

4.1 Общие сведения о рекристаллизационных видах отжига

Рекристаллизационные виды отжига относятся к классу *отжига первого рода* и включают в себя: дорекристаллизационный, рекристаллизационный и выделяемый в отдельную классификационную группу отжиг, увеличивающий зерно. Рекристаллизационные виды отжига применяются для полуфабрикатов либо готовых изделий, полученных методами обработки металлов давлением (прокаткой, прессованием, волочением, ковкой, штамповкой и др.). Основанные на единых представлениях о механизмах структурных изменений, происходящих при нагреве деформированного металла, эти виды отжига существенно отличаются друг от друга по целям, технологическим параметрам и степени реализации последеформационных структурных превращений.

Целью основного из рассматриваемых видов отжига (*рекристаллизационного*) является повышение пластичности и уменьшение прочности деформированного материала, в результате чего улучшается его технологичность на последующих операциях обработки давлением и повышается пластичность готового изделия.

*Дорекристаллизационный отжиг, преследуя аналогичную цель, дополнительно должен обеспечивать сохранение в готовом изделии или полуфабрикате **частичного деформационного упрочнения**, полученного при предшествовавшей пластической деформации, что требуется в соответствии с условиями эксплуатации обрабатываемого изделия.*

*Отжиг, **увеличивающий зерно**, выполняется со специальными целями, чаще всего не связанными с достижением тех или иных механических свойств. В большинстве случаев такой отжиг имеет **цель - укрупнение размера зерна и формирование текстур** либо получение **монокристаллического состояния** сплава.*

Общим для всех трех видов отжига металлов и сплавов в данном случае являются особенности его структурного состояния, характеризующегося повышенным количеством физических дефектов кристаллического строения, введенных в металл при пластической деформации.

4.2 Роль пластической деформации в изменении структурного состояния деформированного металла

Элементарным актом пластической деформации является зарождение и перемещение дислокаций в объеме деформируемого металлического материала под действием приложенных напряжений.

Таким образом, структурные изменения, происходящие при пластической деформации, связаны в первую очередь с изменением плотности дислокаций в объеме деформируемого материала и их распределением. При этом дислокации, накапливающиеся в объеме деформируемого металла, могут взаимодействовать между собой, вызывая формирование новых типов дефектов кристаллического строения, таких как: *точечные* (вакансии, межузельные атомы) либо *поверхностные* (субзеренные малоугловые границы или новые высокоугловые - границы зерен).

Характер деформационных и последеформационных структурных изменений, происходящих при пластической деформации, зависит от условий деформации и в первую очередь от ее степени, скорости и температуры. При этом также следует подразделять три уровня структурных изменений, выявляемых при микроструктурном исследовании с разной степенью глубины.

Первый уровень структурных изменений при пластической деформации соответствует *макроизменениям* в структуре металла. Он проявляется при обычном микроструктурном исследовании с помощью металлографического оптического микроскопа и заключается в изменении видимой при небольших увеличениях (100 - 200 крат) формы и размеров зерен (рисунок 4.1).

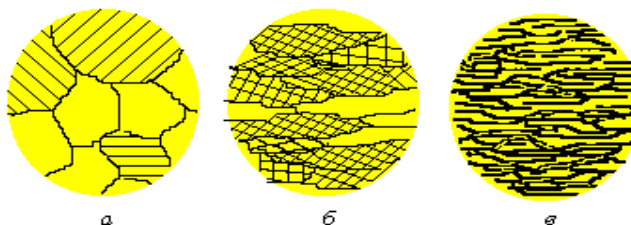


Рисунок 4.1 Зеренная структура деформированного поликристаллического материала после деформации с различными степенями: *а* - 1 - 3%; *б* - 30 - 50%; *в* - 80 - 95%

Обычно зерна вытягиваются вдоль направления деформации растяжением и уменьшаются по своей толщине (сравнить рисунок 4.1, *а* и *б*). Чем больше степень деформации, тем тоньше становятся деформированные зерна и тем более ярко выраженной становится ориентировка их границ. При очень больших степенях деформации бывшие границы зерен разрываются, дробятся, а в структуре становится преобладающим волокнистое строение, являющееся следствием более глубоких структурных преобразований на микроуровне, приводящих к образованию так называемых полос скольжения (рисунок 4.1, *в*).

Второй уровень структурных преобразований при пластической деформации соответствует *изменениям в тонком кристаллическом строении* (повышение плотности дислокаций и изменение их распределения в объеме деформированного материала, формирование дислокационных сеток и субзеренных границ, возникновение разориентировок внутри кристаллитов и на их границах, повышение концентрации неравновесных вакансий и пр.). Такие структурные изменения трудно наблюдать при изучении микроструктуры в оптический микроскоп, но они хорошо проявляются при электронномикроскопическом и рентгеноструктурных исследованиях. Кроме того, изменения в тонком кристаллическом строении решающим образом сказываются на изменении свойств металлов, в связи с чем они могут быть выявлены исследованиями их механических

свойств, например, твердости или микротвердости, а в ряде случаев методами измерения электропроводности, плотности либо иных физических свойств.

*Третий уровень изменений в структуре деформированных металлов является следствием суммирования разориентировок внутри кристаллитов и на их границах под действием приложенных напряжений деформирования, в результате чего формируется **единонаправленная ориентировка одноименных кристаллографических плоскостей и направлений во всем объеме деформированного металла, называемая текстурой деформации.***

Известно, что даже введение единичной дислокации в кристаллит приводит к появлению *разориентировки* кристаллографических плоскостей и направлений, что можно видеть на простейшей схеме, иллюстрирующей атомно-кристаллическое строение микрообъема вещества, содержащего краевую дислокацию (рисунок 4.2).

На представленной схеме в области ядра дислокации (Д) радиусом в несколько межатомных расстояний можно обнаружить искажения межатомных связей, обусловленные сжатием межатомных расстояний выше плоскости скольжения дислокации и их расширением ниже указанной плоскости ($\setminus, /$). Представленная схема наглядно свидетельствует о появлении разориентировок в кристаллическом строении вещества в окрестностях рассматриваемой дислокации.

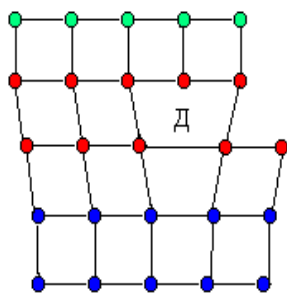


Рисунок 4.2. Схема краевой дислокации, вызывающей разориентировку кристаллографических плоскостей и направлений

Абсолютные величины угловой разориентировки каждой отдельной дислокации невелики, однако суммирование этих разориентировок при введении в кристалл при пластической деформации высокой плотности дислокаций (до 10^{12} 1/см^2) создает возможность изменения ориентировки атомных плоскостей и направлений до 45° , что соответствует полной кристаллографической переори-

ентации зерен, приводящей к возникновению *текстур* (единонаправленной кристаллографической ориентировки плоскостей и направлений во всем объеме деформированного металла).

Структурные изменения в деформируемом металле во многом зависят как от степени деформации, так и от механизма атомных перемещений под действием приложенных напряжений, т.е. от механизма пластической деформации. Важнейшими механизмами деформации, определяющими ее структурные последствия, являются: *скольжение, незакономерный поворот кристаллической решетки и двойникование*.

4.3 Деформация скольжением

Скольжение является основным механизмом пластической деформации, определяющим структурные изменения в деформированном металле и характер изменения свойств с увеличением степени деформации.

Деформация скольжением происходит путем зарождения краевых либо винтовых дислокаций и перемещения их в своих плоскостях скольжения под действием приложенных напряжений. Эта деформация приводит к смещению отдельных частей кристалла друг относительно друга на расстояния, соизмеримые с размером межатомного расстояния, по плоскостям и направлениям, с наиболее плотной атомной упаковкой.

Деформация скольжением обеспечивает не только простое перемещение дислокаций, но также сложные дислокационные взаимодействия, обеспечивающие накопление дефектов с ростом степени деформации и, как следствие, упрочнение кристаллитов.

Структурообразование при деформации по механизму скольжения наиболее полно можно исследовать при рассмотрении кривой деформационного упрочнения монокристалла с низкой исходной плотностью дислокаций (рисунок 4.3).

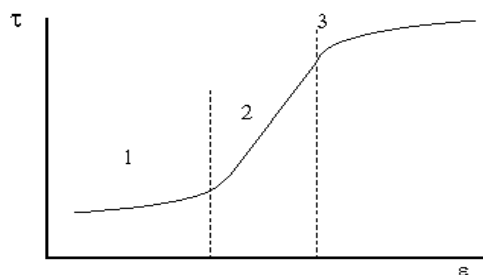


Рисунок 4.3. Кривая деформационного упрочнения монокристалла: 1, 2, 3 - стадии деформационного упрочнения

Кривая, характеризующая зависимость упрочнения металлов от степени пластической деформации, разбивается на три участка, соответствующих различным стадиям структурных изменений в тонком кристаллическом строении деформируемого материала.

Очень малые степени пластической деформации, соответствующие *первой стадии* деформационного упрочнения, вызывают развитие так называемого *легкого скольжения*, когда движение дислокаций происходит преимущественно в одной системе скольжения. Дислокации на своем пути встречают сравнительно малые сопротивления, в связи с чем упрочнение на этой стадии очень мало. Энергия пластической деформации расходуется в основном для перераспределения уже имевшихся в металле до пластической деформации дислокаций практически без изменения их количества либо с относительно небольшим увеличением их плотности.

Структурным эффектом первой стадии пластического деформирования является появление линий скольжения на полированной поверхности шлифа, являющихся результатом макросдвига по соответствующим плоскостям скольжения.

В монокристаллических образцах линии скольжения имеют только одну ориентировку. Они параллельны друг другу в пределах всего объема образца. В поликристаллических материалах можно наблюдать появление параллельных линий скольжения с собственной ориентировкой в каждом отдельном зерне, причем, плотность расположения таких линий по площади шлифа в каждом отдельном зерне может быть различной.

В некоторых зернах линии скольжения могут не образовываться на первых этапах деформации, но появляться в дальнейшем при увеличении степени пластической деформации. Это свидетельствует о том, что в поликристаллических материалах пластическая деформация начинается не одновременно в различных зернах, что зависит от особенностей кристаллографической ориентировки наиболее плотно упакованных атомных плоскостей и направлений в каждом отдельно взятом зерне относительно направления действия основных касатель-

ных напряжений. Это приводит и к появлению неоднородностей дислокационного строения после средних и высоких степеней деформации.

Двигаясь лишь в непересекающихся параллельных плоскостях скольжения, дислокации не встречают на своем пути существенного сопротивления, что соответствует очень низким значениям напряжений, определяющих стадию легкого скольжения на рассматриваемой кривой. Зеренная структура поликристалла после деформации с такими степенями практически не изменяется.

Для технически чистых металлов и сплавов экспериментальными методами участок кривой, соответствующей стадии легкого скольжения, в большинстве случаев не выявляется. Это свидетельствует о наличии в таких материалах большого числа атомов примесей либо частиц фаз, препятствующих легкому перемещению дислокаций в параллельных непересекающихся плоскостях скольжения.

Поэтому под действием даже небольших напряжений в каждом зерне активизируются одновременно несколько систем скольжения, движение дислокаций в которых приводит к их пересечениям и взаимному торможению. Эти явления составляют существо *второй стадии* деформационного упрочнения (стадия *множественного скольжения*).

Такие же процессы развиваются и в химически чистых поликристаллических веществах и монокристаллах при увеличении степени пластической деформации выше некоторого предела, соответствующего резкому подъему деформационного упрочнения на рисунке 4.3 (стадия 2). Характерным признаком второй стадии деформационного упрочнения, выявляемым при микроструктурном исследовании, является образование относительно коротких и грубых линий скольжения, пересекающихся друг с другом, на фоне вытянутых зерен вдоль направления деформирования образца (см. рисунок 4.1,б).

При относительно больших степенях пластической деформации, соответствующих стадии множественного скольжения (от 3 - 5% до 40 - 70%), под действием высоких напряжений начинают действовать вторичные системы скольжения, зарождение и движение дислокаций в которых приводит к упругому взаимодействию дислокаций, движущихся в непараллельных плоскостях, их пересечениям, в результате чего появляются неподвижные дислокационные образования, такие как *дислокации Ломер-Коттрелла*, *ступеньки на линиях дислокаций*, *узлы дислокационных сеток* и т.д. Такие образования становятся препятствиями

на пути движения подвижных дислокаций. Они увеличивают уровень напряжений, необходимых для преодоления торможений и продолжения пластической деформации.

При торможении подвижных дислокаций около неподвижных барьеров происходит скопление большого числа дислокаций в микрообъемах, а увеличение числа таких микрообъемов обеспечивает рост общей плотности дислокаций. Это количество новых дислокаций возникает при пластической деформации по различным механизмам, в том числе путем генерирования источника Франка-Рида, а также многочисленных источников, расположенных на границах зерен и включений.

Не исключено появление определенного числа дислокационных петель путем захлопывания плоских скоплений вакансий и по другим механизмам. Если в отожженном относительно чистом по примесям металле плотность дислокаций составляет $10^6 - 10^8$ 1/см² и все они располагаются преимущественно в составе границ и в их окрестностях, то после пластической деформации плотность дислокаций возрастает на несколько порядков и составляет $10^{11} - 10^{12}$ 1/см². Дислокации при этом располагаются по всему объему деформированных зерен.

Увеличение плотности дислокаций является основным структурным эффектом пластической деформации, соответствующим второй стадии деформационного упрочнения.

Однако накопление дислокаций в объеме зерен идет неравномерно. При взаимодействии дислокаций происходит их тесное переплетение, образование *объемных дислокационных сеток*. Стягивание дислокаций в плоские дислокационные образования равноценно формированию *субзеренных границ*, что приводит к фрагментации зерен и образованию блочного (субзеренного) строения зерна. При этом повышенная плотность дислокаций наблюдается в объемных скоплениях дислокаций, из которых в дальнейшем образуются субзеренные границы, и в самих субзеренных границах после их формирования.

Появление объемных дислокационных сеток начинается уже при сравнительно небольших степенях деформации (2 - 5%), однако наиболее выраженное *субзеренное строение* можно наблюдать при степенях 15 - 30%.

Более высокие степени деформации (до 70%) приводят к “облакообразному” расположению дислокаций, однако и в этом случае неоднородность в располо-

жении дислокаций в виде объемных дислокационных сеток и субзерен сохраняется.

Более того, при степенях деформации, соответствующих *третьей стадии* деформационного упрочнения (более 40 - 70% для разных металлов), сформировавшиеся ранее субзерна также вытягиваются, образуя так называемые “полосы скольжения”, представляющие собой вытянутые микрообъемы металла, насыщенные дислокациями до предельных значений их плотности, чередующиеся с такими же вытянутыми полосами металла с относительно невысокой плотностью дислокаций.

В пределах рассматриваемых степеней деформации увеличение их значения приводит к уменьшению размеров субзерен и увеличению ширины субзеренных дислокационных границ и разориентировку кристаллитов.

В связи с неоднородным распределением дислокаций в объемах металла, обусловленным их расположением на субзеренных границах и внутри субзерен, различают *внутриблочную и межблочную разориентировку*. Внутриблочная разориентировка определяется преобладанием внутри субзерна дислокаций одного знака; межблочная разориентировка - плотностью дислокаций в субзеренных малоугловых границах.

Искажения кристаллического строения могут быть выявлены методом рентгеноструктурного анализа по уширению и изменению формы интерференционных кривых. Методы гармонического анализа позволяют определить отдельно искажения, вызванные внутриблочной разориентировкой (микронапряжения 3-го рода) или межблочной (микронапряжения 2-го рода и, соответственно, размеры субзерен).

Как уже отмечалось, увеличение степени пластической деформации до значений, превышающих 40 - 70%, вызывает развитие *третьей стадии* деформационного упрочнения, которая характеризуется уменьшением коэффициента упрочнения с увеличением степени пластической деформации. Этому отвечает форма отрезка кривой на третьей стадии (рис.4.3), где рост упрочнения с увеличением степени деформации происходит с затуханием.

Такой характер упрочнения объясняется тем, что, наряду с продолжением накопления дефектов кристаллического строения и, главным образом, дислокаций, появляются условия для развития релаксационных процессов, которые частично уменьшают уровень напряженного состояния деформируемого метал-

ла. Причем чем больше степень пластической деформации в пределах третьей стадии упрочнения, тем в большей степени реализуются релаксационные явления. Этим объясняется затухающий характер упрочнения, соответствующий этой стадии.

Главной причиной релаксационных явлений на третьей стадии считают процессы поперечного скольжения и диффузионного переползания дислокаций, обусловленного появлением избытка точечных дефектов (преимущественно вакансий). В связи с этим третью стадию деформационного упрочнения часто называют стадией поперечного скольжения.

Механизмы процессов, развивающихся на третьей стадии деформационного упрочнения, связаны с высоким уровнем прикладываемых напряжений, под действием которых начинают перемещаться заторможенные ранее дислокации вместе со ступеньками, образовавшимися при пересечении дислокаций.

Ступенька, образующаяся при пересечении винтовых дислокаций, представляет собой отрезок краевой дислокации, вектор Бюргерса которой перпендикулярен вектору винтовых. Перемещение такой ступеньки вместе с заторможенными винтовыми дислокациями соответствует перемещению отрезка краевой дислокации в направлении продолжения экстраплоскости, что реально может быть реализовано лишь путем испускания потока (“хвоста”) точечных дефектов (чаще всего, вакансий) вслед за движущейся ступенькой.

Образующиеся таким образом вакансии, диффузионно перемещаясь, встречаются на своем пути линии заторможенных дислокаций, взаимодействуют с ними и обеспечивают их диффузионное переползание в поперечном направлении. Такие релаксационные процессы уменьшают уровень упругонапряженного состояния деформируемого материала за счет устранения искажений, обусловленных избыточными вакансиями деформации, а также расходования части энергии упругих напряжений на диффузионное переползание дислокаций.

Кроме того, поперечное скольжение или переползание дислокаций в соседние плоскости скольжения может приводить к встрече дислокаций противоположного знака и их частичной аннигиляции. Это также может явиться одним из видов релаксационных процессов, снижающих интенсивность упрочнения на третьей стадии, что выражается уменьшением угла наклона кривой упрочнения на участке 3 рисунка 4.3.

Характерным структурным эффектом третьей стадии является практически полная замена зеренного строения волокнистой структурой (рисунок 4.1,в), представляющей собой ориентированные вдоль направления деформации полосы скольжения, образовавшиеся при вытягивании под действием приложенных напряжений ранее образовавшихся дислокационных сеток и субзерен. Особенностью деформации на третьей стадии является резко выраженная неоднородность течения металла, которая продолжается лишь в полосах скольжения, тогда как в параллельных им объемах металла с предельно высокой плотностью дислокаций скольжение прекращается.

4.4 Последствия деформации по механизму двойникования

Деформация двойникованием, как и деформация скольжением, происходит путем смещения атомов под действием приложенных напряжений в каждой атомной плоскости деформируемого объема, однако величина сдвига атомов не превышает доли межатомного расстояния и одинакова по каждой плоскости в двойниковой области.

Деформация двойникованием приводит к скачкообразному делению кристалла плоскостью двойникования на две части, причем кристаллическая решетка одной части кристалла становится зеркальным отражением второй его части, лежащей по другую сторону от плоскости двойникования. При двойниковании в зеренном строении металла наблюдаются *двойниковые кристаллы*, характерным для которых является прямолинейная форма границ, индивидуальность каждого образующегося кристалла и параллельность всех образовавшихся двойниковых кристаллов в объеме одного зерна (рисунок 4.4).

Толщина двойниковых кристаллов обычно очень мала. Чаще всего она составляет несколько сотен межатомных расстояний. Расчеты показывают, что этому соответствуют толщины, составляющие сотые и десятые доли микрометра. Наблюдение таких кристаллов в оптический микроскоп при небольших оптических увеличениях позволяет увидеть эти кристаллы в виде тонких, не разделяющихся по толщине линий (рисунок 4.4,а). Двойники часто не пересекают всего зерна, а при своем росте останавливаются внутри зерна.

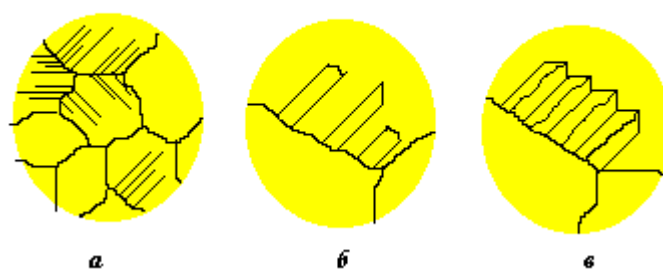


Рисунок 4.4. Форма двойниковых кристаллов в зеренной структуре:

a - общий вид двойников при небольшом оптическом увеличении; *б, в* - различные варианты сочетания когерентных и некогерентных границ двойниковых кристаллов (при использовании больших оптических увеличений)

Они не пересекают границ зерен, а если и доходят до них, то в соседних зернах могут возникнуть новые двойники, имеющие свое индивидуальное строение и ориентацию, соответствующую кристаллографической ориентровке этих зерен. Двойники могут быть ограничены прямолинейными когерентными границами либо с обеих сторон, либо с одной, тогда как с другой стороны они могут ограничиваться криволинейными, некогерентными границами (рисунок 4.4,*б, в*).

Наличие когерентных границ двойниковых кристаллов делает их очень устойчивыми, трудно устранимыми при отжиге. Поэтому деформация по механизму двойникового может оказывать существенное влияние на конечную структуру отожженных металлов и их свойства.

4.5 Механизм двойникового

Двойникование под действием механических напряжений необходимо рассматривать как процесс, конкурирующий со скольжением и развивающийся в тех случаях, когда скольжение по каким-либо причинам оказывается *затрудненным*. В большинстве случаев *двойникованию* предшествует хотя бы в небольшой степени *скольжение*, при котором образуются дислокационные скоп-

ления, играющие роль концентраторов напряжений в микролокальных объемах деформируемого металла. Двойникование вместо скольжения реализуется в том случае, если деформируемый металл характеризуется *недостаточным числом систем скольжения* в кристаллическом строении (например, в металлах с гексагональной решеткой: Zn, Bi, Sb, α -Ti и др.) и затрудненными условиями развития релаксационных процессов типа поперечного скольжения, чему отвечают высокие скорости и низкие температуры деформирования.

Двойникование - это сложный процесс, состоящий из зарождения двойника и последующего его роста. Для зарождения двойника требуется концентрация действующих напряжений в микролокальных объемах металла до уровня, превышающего некоторую критическую величину, называемую критическим напряжением двойникования.

Зарождение двойника происходит посредством коллективного смещения атомов по плоскостям двойникования под действием напряжений в минимальной (часто в монослойной) двойниковой области на равные расстояния, меньшие межатомных. При этом все атомы в пределах области двойникования смещаются друг относительно друга единообразно и взаимосвязанно. Расчеты, выполненные на основе представлений о теоретической прочности металлических материалов, показывают, что смещение атомов при формировании зародыша двойника происходит не скачкообразным поворотом кристаллографических плоскостей по всей длине формирующегося двойника, как это считали ранее, а последовательно - один за другим ("эффект падающего домино"), аналогично смещению атомов при скольжении. Механизм появления двойников может быть также связан с расщеплением отдельных дислокаций с образованием двух частичных дислокаций и дефекта упаковки между ними. В этом случае такой дефект упаковки практически становится зародышем двойника. На схеме процессов двойникования (рисунок 4.5) представлены ряд этапов, включающих появление двойника и его рост, обеспечивающий последовательное послойное увеличение ширины двойниковой области.

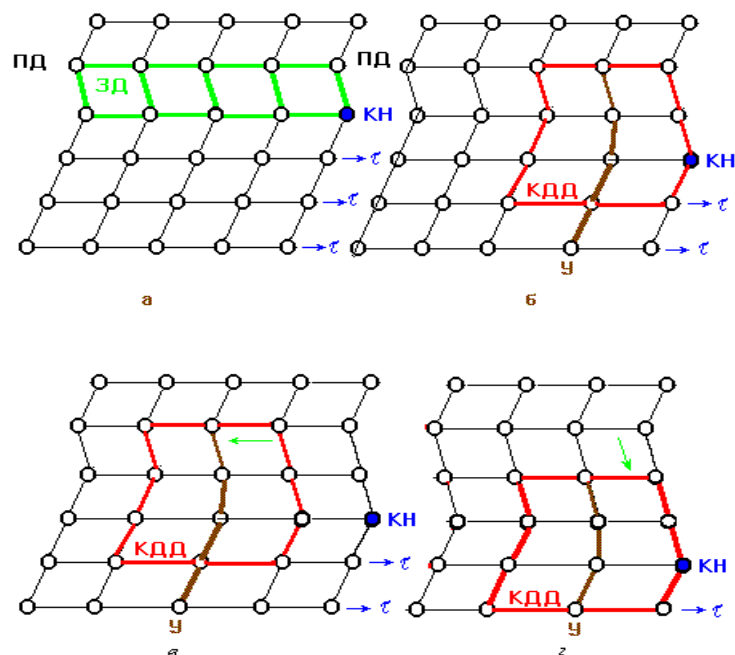


Рисунок 4.5.Схема двойникования кристалла под действием касательных напряжений τ достигающих значений критического напряжения двойникования в микролокальных областях у концентраторов (КН): *а* - зародыш двойника (ЗД) в деформируемом металле; *б* - появление двойнивающей дислокации (контур двойнивающей дислокации - КДД); *в* - сдвиг двойнивающей дислокации вдоль плоскости двойникования (ПД) на одно межатомное расстояние; *г* - зарождение новой двойнивающей дислокации, расширяющей двойник еще на одну моноплоскость

На схеме атомно-кристаллического строения микрообъема металла, содержащего зародыш двойника (рисунок 4.5,а), можно видеть, что расположение атомов в области зародыша двойника (ЗД) оказывается зеркально отраженным относительно основного объема деформируемого материала и ограниченным с обеих сторон плоскостями двойникования (ПД). Эти плоскости двойникования играют роль границ двойникового кристалла, которые характеризуются очень малой поверхностной энергией в связи с их полной когерентностью (непрерывностью атомных связей). При продолжении действия деформирующих напряжений происходит рост двойника.

При этом увеличение ширины двойниковой области осуществляется за счет последовательного послойного присоединения дополнительного числа атомов с

новой кристаллографической ориентацией к ранее образовавшемуся зародышу двойникового кристалла.

Рост двойников происходит за счет многократного образования и перемещения вдоль плоскости двойникового так называемой *двойнивающей дислокации*, представляющей собой уступ на когерентной границе двойника.

Контур двойнивающей дислокации (КДД рисунке 4.5,б,в,г), ограничивает центральную часть поперечного сечения линии этой дислокации в ближайшем атомном окружении. На схеме показаны различные положения линии дислокации на разных этапах роста ширины двойника. Появление первой двойнивающей дислокации у края зародыша двойника (рисунок 4.5,б) и ее перемещение вдоль плоскости двойникового влево (рисунок 4.5,в) через всю длину зародыша приводит к увеличению ширины двойниковой области от одного межатомного расстояния до двух.

Особенностью строения контура двойнивающей дислокации является то, что устойчиво сдвигаемый при превышении напряжений выше критического напряжения двойникового правый атомный слой (П) обеспечивает упругое смещение в промежуточное неустойчивое положение второго (центрального в КДД) слоя (У). При дальнейшем действии напряжений этот атомный слой сдвигается из своего промежуточного положения в стабильное, аналогично первому слою (П), фактически обеспечивая перемещение КДД на одно межатомное расстояние влево. Далее этот процесс непрерывно повторяется, вызывая движение двойнивающей дислокации вдоль плоскости двойникового.

При продолжении действия деформирующих касательных напряжений возможно образование новой двойнивающей дислокации на новом концентраторе напряжений (схема г), которая после прохождения вдоль плоскости двойникового влево через всю длину двойникового кристалла увеличит его ширину до трех межатомных расстояний (см. правый уступ на КДД). Такие процессы могут повторяться многократно, увеличивая ширину двойникового кристалла до сотен и тысяч межатомных расстояний.

Таким образом, в результате рассмотренных процессов в структуре металлов возникают тонкие двойниковые кристаллы, часто не превышающие по толщине нескольких десятых долей микрометра. Когерентный характер границ двойника обуславливает их низкую энергию и, следовательно, высокую устойчивость двойниковых кристаллов в структуре металла. Поэтому двойники в

структуре деформированных металлов исчезают при отжиге с большим трудом и при весьма высоких температурах нагрева. Двойники могут служить местами преимущественного образования “зародышей рекристаллизации” при отжиге и на их основе в результате ориентированного роста рекристаллизованного зерна могут образоваться так называемые *двойники рекристаллизации*.

Такие “двойники” имеют значительно большую ширину по сравнению с двойниками деформации и выявляются в структуре отожженных после деформации металлов и сплавов в виде прямолинейных достаточно широких параллельных полос, травящихся отлично от основного зерна, в котором они образовались. Например, в структуре отожженной латуни можно видеть темные широкие полосы на фоне светлого зерна или наоборот - светлые полосы на фоне темного кристалла.

Кристаллографический поворот, вызванный двойникованием при деформации, и формирование двойников рекристаллизации являются составными частями процессов, обеспечивающих формирование текстур деформации и рекристаллизации.

4.6. Деформация незакономерным поворотом кристаллической решетки

В некоторых случаях в структуре деформированных металлов и сплавов можно наблюдать светлые или темные полосы, аналогичные двойникам рекристаллизации, однако в отличие от них имеющие непрямолинейные (произвольно изогнутые) границы (рисунок 4.6).

Формирование структуры в данном случае связывают с развитием так называемой деформации незакономерным поворотом кристаллической решетки, обусловленной сложнапряженным состоянием каждого отдельного деформируемого зерна, испытывающего действие изгибающих моментов противоположных знаков. В результате такого напряженного состояния в пределах одного зерна с разных его концов формируются группы дислокаций противоположных знаков.

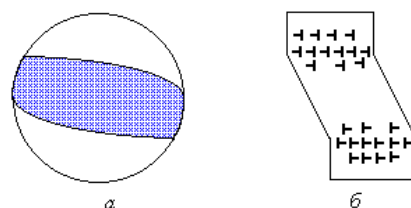


Рисунок 4.6. Схема структуры металла после деформации
незакономерным поворотом кристаллической решетки: *а* - в
плоскости шлифа; *б* - в поперечном сечении

Дислокации разного знака, движущиеся в параллельных плоскостях скольжения навстречу друг другу под действием внешних сил, останавливаются на определенном расстоянии друг от друга в результате взаимного упругого отталкивания (рисунок 4.6,б). Остановке дислокаций, кроме того, могут способствовать встречающиеся частицы избыточных фаз, примеси и другие дефекты в структуре. В результате этого в микрообъемах, располагающихся между группами дислокаций разного знака, искривляющих (разориентирующих) металл в двух противоположных направлениях, возникает область, кристаллическая решетка в которой повернута относительно остальной части кристалла на градусы и десятки градусов. В микроструктуре при этом (рисунок 4.6,а) проявляются полосы с неправильными, искривленными границами, травящиеся иначе, чем основной материал, но отличающиеся по своему виду от полос скольжения и от двойниковых кристаллов. Иногда такие эффекты в структуре металлов называют образованием *полос сброса*.

4.7 Текстура деформации

Кристаллографические развороты в каждом отдельном зерне при пластической деформации по мере увеличения ее суммарной степени обеспечивают приближение ориентировки одноименных кристаллографических плоскостей и направлений к единой направленности во всех зернах, что соответствует получению в материале *текстуры деформации*.

Текстура деформации - это состояние тонкого кристаллического строения, при котором во всем объеме деформированного металла наблюдается единая кристаллографическая ориентировка одноименных плоскостей и на-

правлений, образовавшаяся за счет их разворота в каждом зерне под действием приложенных деформирующих напряжений.

Текстуры деформации, как правило, образуются при использовании высоких степеней деформации, при которых в микроструктуре можно наблюдать ярко выраженные полосы скольжения (волокнистое строение). Такую структуру сильнодеформированного металла иногда неправильно называют “текстурой деформации”.

Текстура деформации в явном виде в микроструктуре металла не проявляется при исследовании с помощью металлографического микроскопа. Она может быть косвенно оценена после специальных режимов травления “на ямки травления”. Однако основным методом исследования текстур является рентгеноструктурный, поскольку только он дает достоверную информацию о единой кристаллографической ориентировке кристаллов в объеме металла. В этой связи следует текстуру отличать от *волокнистости и строчечности*.

Именно волокнистость, но не текстура, проявляется при микроструктурном исследовании в виде вытянутых деформированных зерен и полос скольжения. Она обнаруживается в структуре уже при небольших увеличениях (100 крат и выше).

Строчечность образуется при дроблении под действием деформирующих напряжений и вытягивании в строчки вдоль направления действия основных растягивающих напряжений избыточных фазовых и структурных составляющих, например, эвтектических включений в деформируемых алюминиевых сплавах, карбидных эвтектик в быстрорежущих сталях (карбидная неоднородность) либо строчечных выделений избыточного феррита в доэвтектоидных сталях. Текстура может быть *совершенной*, когда единая кристаллографическая направленность охватывает действительно 100% объема деформированного металла. Однако если она не совершенна, то возможны варианты *частичной* текстуры (если единой кристаллографической направленностью охвачена только часть объема, например, 40, 60% и т.д.). Текстура может быть *смешанной*, если часть объема (например, 40%) имеет одну кристаллографическую ориентировку, а оставшаяся часть объема (60%) - другую ярко проявляющуюся единую ориентировку.

Примеры текстур деформации:

при волочении проволоки из металлов с ОЦК решеткой (Fe, Mo, W) направление $\langle 110 \rangle$ параллельное оси волочения; аналогичная деформация металлов с ГЦК решеткой (Ni, Cu, Al, Pb) приводит к получению совершенной текстуры $\langle 111 \rangle$ или смешанной: $\langle 111 \rangle$ -60% + $\langle 100 \rangle$ -40%;

при одноосном сжатии металлов с ОЦК решеткой: параллельно оси сжатия $\langle 111 \rangle$ + $\langle 100 \rangle$, а в металлах с ГЦК решеткой: $\langle 110 \rangle$;

при листовой прокатке железа и других металлов с ОЦК решеткой чаще всего образуется текстура $\{100\}\langle 110 \rangle$, где плоскости (100) устанавливаются параллельно плоскостям листа, а направление $\langle 110 \rangle$ ориентируется вдоль направления прокатки; при такой же прокатке алюминия и других металлов с ГЦК решеткой текстура может быть: $\{110\}\langle 112 \rangle$.

Возникновение текстуры является основной причиной анизотропии свойств деформируемого материала, что может играть как положительную, так и отрицательную роль. Например, текстура в холоднодеформированной пружинной, канатной проволоке увеличивает прочность в осевом направлении.

Однако анизотропия пластичности листового материала, обеспечивающая высокие ее значения в долевом направлении, и пониженную в поперечном, может привести к образованию трещин при гибке листов в поперечном направлении. Причинами анизотропии свойств могут явиться и волокнистость, и строичность. При этом текстура остается все же основной причиной анизотропии.

4.8 Изменение свойств металлов и сплавов в результате пластической деформации

Важнейшим следствием пластической деформации является деформационное упрочнение и связанное с ним уменьшение пластичности. Это явление часто называют наклепом.

Предел прочности (σ_B), предел текучести ($\sigma_{0,2}$) алюминиевого сплава Д1 непрерывно растут с увеличением степени пластической деформации (ϵ) (рисунок 4.7). Причем рост предела текучести более интенсивный, чем предела прочности. В результате этого отношение предела текучести к пределу прочно-

сти увеличивается от 0,5 для недеформированного металла до 0,90 - 0,95 для сильно деформированного.

Это связано с исчерпанием способности к пластической деформации при приближении величины накопленной плотности дислокаций к ее предельному значению. Подтверждением этому является изменение относительного удлинения (δ -характеристика пластичности), которое уменьшается почти до нулевых значений при больших степенях пластической деформации.

Одновременно с ростом прочностных свойств увеличивается и удельное электросопротивление, хотя характер его роста иной по сравнению с прочностными характеристиками (рис.4.8). Это различие в характере изменения прочностных свойств и удельного электросопротивления обусловлено влиянием накопления дефектов кристаллического строения различного типа.

Рост прочностных свойств вызван, преимущественно увеличением *плотности дислокаций*, тогда как изменение удельного электросопротивления связано с повышением *концентрации точечных дефектов (вакансий)*. Известно, что увеличение концентрации вакансий при пластической деформации связывают с развитием стадии поперечного скольжения, реализуемой преимущественно при самых больших степенях деформации. В области этих деформаций и наблюдается наиболее интенсивный рост удельного электросопротивления. Для технически чистых металлов (кривая 1 на рисунке 4.8) это увеличение весьма незначительно. Оно не превышает 5-10% от номинального значения. Сплавы типа твердых растворов имеют прирост удельного электро-сопротивления при больших степенях деформации до 10 - 20% (2), а упорядоченные твердые растворы (3) - до 100 - 200%.

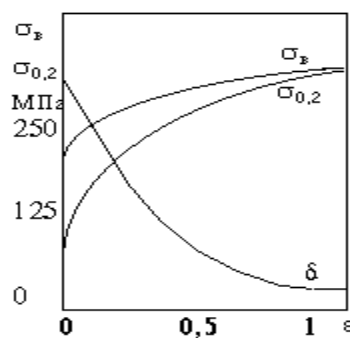


Рисунок 4.7. Влияние степени пластической деформации

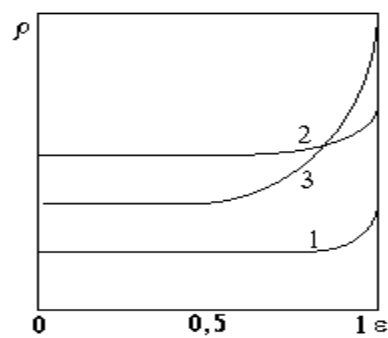


Рисунок 4.8. Влияние степени пластической деформации на

Ферромагнитные материалы характеризуются изменением магнитных характеристик с ростом степени пластической деформации. При этом характер изменения коэрцитивной силы аналогичен изменению прочностных свойств сплавов (увеличение с затуханием), а магнитная проницаемость уменьшается с ростом степени деформации аналогично уменьшению относительного удлинения (см. рисунок 4.7.). Такой характер изменения магнитных характеристик используют для создания неразрушающих методов определения механических свойств, используя корреляционные зависимости между магнитными и характеристиками прочности и пластичности.

Интересно изменяется плотность металла при деформации (рисунок 4.9) Увеличение числа дефектов кристаллического строения уменьшает плотность упаковки атомов в кристаллическом строении, снижая значение плотности. Причем, плотность в наибольшей степени определяется наличием избыточных вакансий, в связи с чем наибольшее уменьшение плотности наблюдается при больших степенях деформации. При степенях деформации, близких к 100%, наблюдается небольшой прирост плотности, что объясняется частичным уменьшением избытка точечных дефектов при реализации релаксационных эффектов диффузионного переползания дислокаций при их взаимодействии с избыточными точечными дефектами.

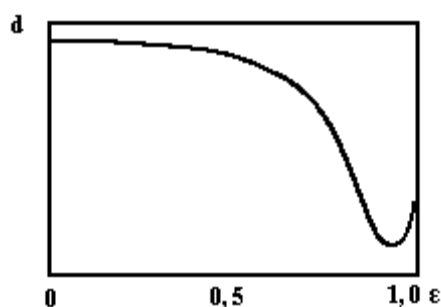


Рис.4.9. Изменение плотности деформируемого металла в зависимости от степени пластической деформации

Кроме рассмотренного влияния пластической деформации необходимо иметь в виду, что увеличение числа физических дефектов в объеме и на поверхности деформируемых материалов вызывает повышение химической активности поверхности, что проявляется уменьшением коррозионной стойкости деформированных металлов и сплавов.

Глава 5

ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ НАГРЕВЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА

Структурное состояние металлов и сплавов после холодной пластической деформации является неустойчивым (метастабильным). Оно характеризуется высоким запасом свободной энергии, которая в дальнейшем становится движущим фактором развивающихся при нагреве дорекристаллизационных и рекристаллизационных процессов.

Этот запас свободной энергии был создан при деформации путем введения в металл высокой плотности дислокаций, образования сложной субзеренной структуры, избыточной концентрации точечных дефектов. Последующий нагрев приводит к частичному устранению тех или иных дефектов кристаллического строения, совершенствованию структуры, непрерывному уменьшению степени ее метастабильности и последовательному уменьшению запаса свободной энергии.

В связи с повышением температуры нагрева и увеличением длительности выдержки процессы в холоднотекформированном металле или сплаве протекают в следующем порядке:

1 - дорекристаллизационные процессы (*возврат*), включающие явления *отдыха, полигонизации и рекристаллизации на месте*;

2 - рекристаллизационные процессы, развивающиеся в три последовательные стадии: *первичной, собирательной и вторичной рекристаллизации*.

Дорекристаллизационные процессы (*возврат*) отличаются от рекристаллизационных тем, что они обеспечивают изменение тонкого кристаллического строения в каждом отдельном зерне поликристаллического материала, *не изме-*

няя зеренного строения металла в целом, тогда как рекристаллизационные процессы приводят к образованию совершенно *новой структуры*, часто не связанной с исходным зерненным строением.

5.1 Содержание процессов отдыха

Отдых является составной частью *возврата*. Его иногда называют возвратом первого рода. Отдых не вызывает видимых в структуре изменений, в том числе и в дислокационном строении деформированного металла. При отдыхе не происходит и изменений механических свойств деформированного материала. На начальных стадиях превращений, протекающих в холоднодеформированном металле после пластической деформации, реализуются самые тонкие структурные изменения, связанные с уменьшением концентрации неравновесных точечных дефектов, что составляет *основное содержание процессов отдыха*.

Понятие отдыха объединяет ряд элементарных структурных изменений, таких как (рисунок 5.1):

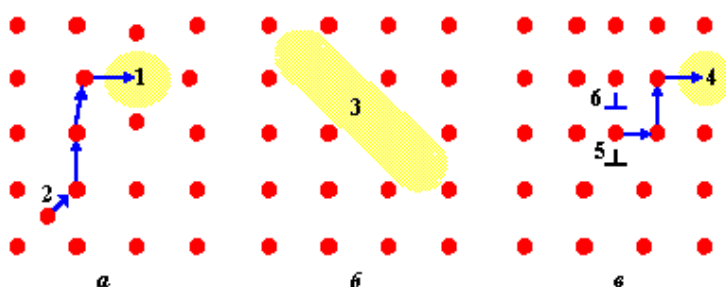


Рисунок 5.1. Схемы атомных перемещений в кристаллической решетке металлов, соответствующие различным механизмам отдыха: *а* - слияние пар: вакансии (1) - межузельный атом (2); *б* - образование тривакансии (3); *в* - взаимодействие вакансии (4) с краем экстраплоскости (5) линии дислокации. 6 - новое положение края экстраплоскости после взаимодействия атома (5) с вакансией. Стрелками показаны возможные атомные перемещения, обеспечивающие реализацию механизма отдыха

аннигиляция точечных дефектов за счет встречи и слияния пар: вакансии - межузельный атом (схема *a*);

миграция межузельных атомов и вакансий с образованием групп точечных дефектов, таких как: бивакансия, тривакансия (схема *б*), краудион и др.;

миграция вакансий и групп вакансий к ловушкам, таким как: границы зерен, поверхность кристалла, отдельные дислокации (схема *в*).

Первый механизм отдыха (рисунок 5.1,*a*) особых комментариев не требует. Перемещение в свободную позицию (1) любого атома, находящегося в ближайшем окружении вакансии (например, по маршруту, указанному стрелками), приводит к замещению высвобождающегося вакантного узла дислоцированным атомом (2), в результате чего оба дефекта аннигилируют, уменьшая свободную энергию системы.

Точечные дефекты, особенно вакансии, являются весьма подвижными, в связи с чем они непрерывно перемещаются. Встречи одноименных точечных дефектов, например вакансий, приводят к их слиянию в единую протяженную несплошность. При слиянии двух вакансий такое образование называется *бивакансией*, трех - *тривакансией* (рисунок 5.1,*б*), четырех - *краудионом*. Такие комплексные дефекты оказываются еще более подвижными в кристаллической структуре металла, чем отдельные вакансии, что способствует развитию третьего механизма отдыха - аннигиляции точечных дефектов при их взаимодействии с более грубыми дефектами кристаллического строения, такими как поверхность кристалла, границы зерен и субзерен, линии отдельных дислокаций.

Точечные дефекты, встречая на своем пути поверхностный или линейный дефект, отдают ему свою энергию, которая расходуется на их перемещение, изменение их формы и протяженности. На рисунке 5.1,*в* показан путь возможных перемещений атомов, замещающих вакансию, в результате чего в процессе замещения вакантного узла может принять участие атом поз.5 из края экстраплоскости, что в свою очередь вызовет диффузионное переползание дислокации в направлении, перпендикулярном вектору Бюргерса в соседнюю плоскость скольжения (поз.6). При этом следует иметь в виду, что для такого переползания дислокации в соседнюю плоскость скольжения необходимо взаимодействие не с единичной вакансией, а с множеством - по одной в каждой атомной плоскости, перпендикулярной линии дислокации, по всей ее длине.

Особенностью *кинетики* отдыха является отсутствие инкубационного периода. Скорость его развития максимальна в самый начальный период после окончания деформации, которая затем снижается по мере его протекания, причем процессы отдыха могут развиваться самопроизвольно даже непосредственно при пластической деформации. Этот эффект проявляется тем в большей степени, чем выше температура деформации.

Уменьшение концентрации точечных дефектов при отдыхе оказывает влияние на изменение физических свойств: удельного электросопротивления и плотности вещества. Наиболее тонко реагирует на эти процессы электросопротивление. Оно уменьшается со временем при снижении концентрации вакансий и дислоцированных атомов (рисунок 5.2).

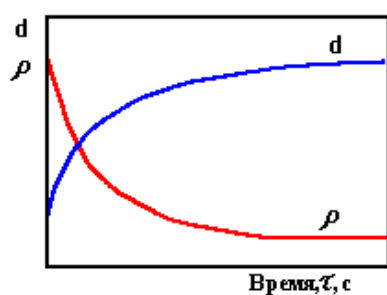


Рисунок 5.2. Изменение удельного электросопротивления ρ и плотности d металла при отдыхе

Плотность вещества *увеличивается по мере развития процессов отдыха* (d на рисунке 5.2).

Характер изменения физических свойств при отдыхе обусловлен типом кинетики этих процессов, в соответствии с которой наибольшая интенсивность процессов соответствует их начальному периоду. Уменьшение интенсивности отдыха по мере его развития обусловлено исчерпанием движущего фактора процессов, которым является сам избыток дефектов, устраняемых при отдыхе.

5.2 Полигонизация

Полигонизацию и последующую рекристаллизацию на месте называют иногда “возвратом второго рода”, поскольку оба эти процесса связаны с изменением тонкого кристаллического строения деформированного металла, не оказывая влияния на зеренное строение.

Под полигонизацией понимают такое перераспределение (с частичной аннигиляцией) дислокаций, которое приводит к образованию областей кристалла, достаточно свободных от дислокаций, отделенных друг от друга малоугловыми дислокационными границами - вертикальными дислокационными стенками и разориентированных между собой на малые углы, не превышающие одного углового градуса.

Полигонизация происходит при нагреве металлов и сплавов, пластически деформированных преимущественно на небольшие степени (единицы процентов). Благоприятным типом пластической деформации, инициирующей развитие полигонизации, является изгиб.

В кристалле, изогнутом с постоянным радиусом кривизны, в плоскостях скольжения, параллельных оси изгиба, могут возникать как положительные, так и отрицательные дислокации. Однако число дислокаций одного знака обязательно будет превышать число дислокаций противоположного знака. Разница между ними и будет определять степень макрокривизны кристалла и суммарную величину его внутриблочной разориентировки. При этом предполагается, что дислокации при деформации образуются и перераспределяются только в параллельных системах скольжения, исключая их пересечения и закрепления друг другом. Такое перераспределение дислокаций отрывает их и от атомов закрепляющих примесей, в связи с чем после окончания деформации они оказываются весьма подвижными, способными к взаимодействию их друг с другом своими полями упругих искажений.

Нагрев металла с таким состоянием дислокационной структуры обеспечивает реализацию легкого взаимодействия дислокаций между собой. При этом в первую очередь могут происходить дислокационные реакции, при которых дислокации противоположных знаков встречаются и аннигилируют. В результате такого взаимодействия в кристалле несколько уменьшается плотность дислокаций, а остающиеся дислокации оказываются преимущественно одного знака. Далее близкорасположенные дислокации одного знака, находящиеся в параллельных плоскостях скольжения, притягиваются, выстраиваясь друг под другом, поскольку их положение в виде вертикальных дислокационных стенок отвечает минимуму суммарной свободной энергии.

На рисунке 5.3 представлена схема распределения дислокаций в изогнутом кристалле: *а* - сразу после деформирования изгибом; *б* - после нагрева до температур около $0,3 T_{пл}$, соответствующих развитию полигонизации.

Образующиеся “вертикальные дислокационные стенки” по своей физической сущности являются *малоугловыми субзеренными границами*, отделяющими между собой микрообъемы металла (*субзерна*), относительно свободные от дислокаций и кристаллографически разориентированные на малые углы, не превышающие, как правило, двадцати угловых минут, в крайнем случае, одного градуса.

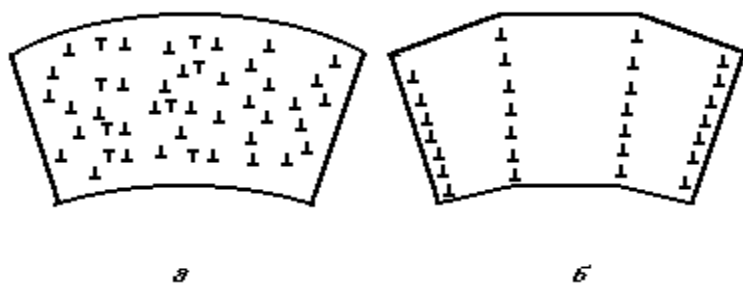


Рисунок 5.3. Схемы распределения дислокаций в структуре изогнутого кристалла: *а* - непосредственно после деформирования изгибом на малые степени; *б* - после нагрева до температур полигонизации

Таким образом, процесс полигонизации, заключающийся в перераспределении дислокаций, частичном уменьшении их плотности и сопровождающийся формированием субзеренного строения, приводит к более существенным изменениям в деформированном материале по сравнению с процессами отдыха. При полигонизации в связи с указанными процессами происходят некоторые изменения механических свойств. Характер этих изменений зависит от исходной структуры металла или сплава и его химического состава.

Некоторое уменьшение прочностных свойств в результате полигонизации связано с частичным уменьшением плотности дислокаций и уменьшением дальнодействующих полей упругих искажений при выстраивании дислокаций в вертикальные дислокационные стенки. В то же время дислокации в полигонизованном металле оказываются закрепленными друг другом в субзеренных гра-

ницах, в связи с чем возрастает сопротивление малым деформациям. Это соответствует увеличению *длительной прочности* и уменьшению *скорости ползучести*. Особенно сильно закрепляются дислокации в состоянии субзеренных границ при перераспределении на них атомов примесей (явление *деформационного старения*) либо при выделении на этих границах высокодисперсных избыточных фаз в термически упрочняемых сплавах. Такие сплавы приобретают свойство повышенной *жаропрочности*.

Субзеренная структура, образовавшаяся в результате полигонизации, является относительно устойчивой дислокационной конфигурацией, в связи с чем сплавы, претерпевшие полигонизацию, в дальнейшем трудно рекристаллизуются. При этом в таких материалах сохраняется повышенная плотность дислокаций после дополнительных высокотемпературных нагревов, например, при окончательной термообработке. Это способствует сохранению в закаленных и состаренных изделиях более высокой прочности по сравнению с материалами, в которых при предварительной обработке полигонизация не сформировала устойчивой субзеренной структуры.

Это явление наиболее часто наблюдается в полуфабрикатах, полученных методом прессования (выдавливанием через матрицу), и носит название *пресс-эффект*.

5.3 Рекристаллизация на месте

Полигонизация в деформированных металлах может и не происходить. Как уже указывалось, для ее развития необходимо, чтобы предварительная пластическая деформация была проведена на небольшие степени, при которых перераспределение дислокаций происходит только в непересекающихся системах скольжения. Если пластическая деформация была выполнена на большие степени, то вслед за процессами отдыха начнутся сразу процессы первичной рекристаллизации.

Если в металле все же полигонизация прошла, то при повышении температуры нагрева или увеличении длительности выдержки металла при повышенной температуре сформировавшаяся субзеренная “полигонизованная” структура может претерпевать преобразования, заключающиеся в росте размеров суб-

зерен, уменьшении их числа и увеличении кристаллографической разориентировки субзерен относительно субзеренных границ. Такое изменение субзеренной структуры называется *рекристаллизацией на месте* (“*in situ*”).

Этот процесс может осуществляться по двум механизмам (рисунок 5.4):

“срастанием” двух близкорасположенных субзеренных границ (схема а);

“расформированием” незамкнутой субзеренной границы на две соседние (схема б).

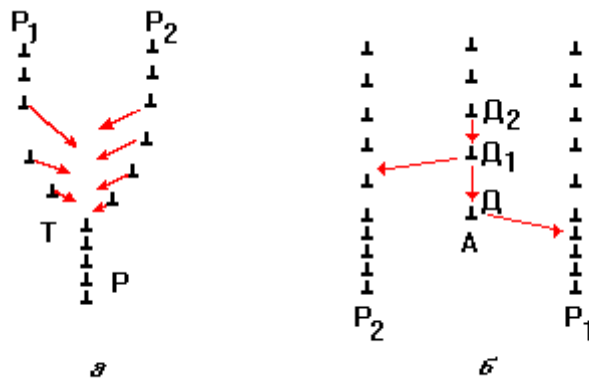


Рисунок 5.4. Схемы дислокационных перемещений при реализации рекристаллизации на месте: а - “срастание” двух субзеренных границ; б - “расформирование” незамкнутой субзеренной границы

При реализации *первого механизма* рекристаллизации на месте две дислокационные стенки P_1 и P_2 “срастаются” путем последовательного стягивания дислокаций их нескомпенсированными полями упругих искажений. Образование тройной точки Т, которая последовательно перемещается за счет диффузионного переползания дислокаций, обеспечивает замену двух старых стенок P_1 и P_2 одной новой Р.

При этом плотность дислокаций в новой стенке оказывается равной сумме плотностей дислокаций в стенках P_1 и P_2 , соответственно увеличивая угол кристаллографической разориентировки относительно новой субграницы. При этом количество субзерен уменьшается на единицу. В ряде случаев по такому механизму может сформироваться высокоугловая граница, приводящая к развитию первичной рекристаллизации.

Второй механизм этого процесса заключается в постепенном исчезновении дислокационной стенки Р, если эта стенка не проходит через весь кристалл. В этом случае расстояния между дислокациями Д, Д₁ и Д₂, находящимися у края такой дислокационной стенки, увеличиваются к краю стенки. Это связано с тем, что концентрация напряжений, имеющая место у края стенки в связи с неуравновешенностью крайней дислокации, стремится сместить крайние дислокации друг от друга, как показано на рисунке. Увеличение расстояния от дислокации Д до предыдущей Д₁ уменьшает связь их между собой, в связи с чем дислокация Д может легче провзаимодействовать с дислокацией в новой плоскости скольжения, расположенной в соседней стенке. Это приводит к ее перемещению к этой стенке, увеличивая здесь плотность дислокаций. При этом протяженность стенки Р уменьшается. Аналогичным образом поведут себя в дальнейшем дислокации Д₁, Д₂, а затем и все остальные. Последствия такого процесса аналогичны рассмотренным по первому механизму. Рекристаллизация на месте может также не происходить, если в структуре ранее не произошли процессы полигонизации.

Процессы полигонизации и рекристаллизации на месте обеспечивают наиболее устойчивое расположение избыточных дислокаций в структуре металлов и сплавов при последующих технологических нагревах, что, наряду с проявлением дополнительного упрочнения в результате “пресс-эффекта”, способствует повышению жаропрочности сплавов.

Глава 6

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННОГО МАТЕРИАЛА

Нагрев деформированных металлов до температур выше определенного предела, называемого *температурным порогом рекристаллизации*, приводит к коренному преобразованию структуры, результатом которого является формирование нового зеренного строения и принципиальное изменение дислокаци-

онной структуры металла при резком уменьшении плотности дислокаций. При этом структурные преобразования развиваются в следующей порядке: первичная, собирательная и вторичная рекристаллизация.

Процессы рекристаллизации - это процессы замены одних зерен данной фазы другими зернами этой же фазы, обладающими более высоким структурным совершенством и меньшей энергией. Процессы совершаются путем возникновения и движения новых границ с большими углами разориентировки (первичная рекристаллизация) или только движения таких границ (собирательная и вторичная рекристаллизация).

6.1 Механизмы первичной рекристаллизации

Физические представления о процессах первичной рекристаллизации позволяют представить механизм развития структурных преобразований, приводящих к коренной перестройке структуры и тонкого кристаллического строения деформированного материала. Основным механизмом первичной рекристаллизации предусматривает ее развитие в две стадии: *а* - зарождение высокоугловых границ в деформированном металле; *б* - миграция границ. Термодинамическим стимулом первичной рекристаллизации является *избыточная объемная свободная энергия*, введенная в металл при пластической деформации путем насыщения объема металла дефектами кристаллического строения и, преимущественно, дислокациями, плотность которых после деформации на несколько порядков выше значений, характерных для отожженного металла.

Этот запас свободной энергии при создании соответствующих условий обуславливает самопроизвольное преобразование дислокационной структуры, приводящее к возникновению кристаллографических разориентировок соседних микрообъемов кристаллитов, достигающих значений 15 - 20°. Это создает условия для возникновения зародышевых высокоугловых границ.

Формирование зародышевой высокоугловой границы можно себе представить как процесс “стягивания” дислокаций в плоское дислокационное образование, имеющее локально высокую плотность дислокаций (рисунок 6.1).

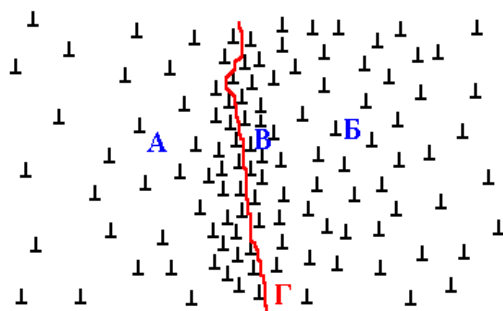


Рисунок 6.1. Схема микронеоднородности распределения дислокаций в структуре деформированного металла, иллюстрирующая возможность образования зародышевой высокоугловой границы (Г) при стягивании дислокаций в микрообъеме с предельно высокой плотностью дислокаций (В). А и Б - области металла, примыкающего к формирующейся высокоугловой границе

Область металла В, характеризуется аномально высокой плотностью дислокаций, достаточной для кристаллографической разориентировки примыкающих к ней областей А и Б друг относительно друга на угол выше $15 - 20^\circ$. При достаточно высокой температуре, превышающей некоторый предел, называемый *температурным порогом рекристаллизации*, оказывается возможным взаимодействие дислокаций в области В, в результате которого формируется плоское дислокационное образование, представляющее собой незамкнутый отрезок зародышевой высокоугловой границы.

Если в деформированном металле отсутствуют готовые области с достаточной для образования рекристаллизованной границы плотностью дислокаций одного знака, то такие плотности могут появиться путем предварительного перераспределения дислокаций за счет *коалесценции* соседних субзерен с исчезновением разделяющих их субграниц и перераспределением на формирующуюся границу остальных дислокаций из прилежащих объемов субзерен.

Это позволяет достичь в рассматриваемом микрообъеме локально высокую плотность дислокаций, достаточную для создания кристаллографической разориентировки $15 - 20^\circ$ и образования зародышевой высокоугловой границы (рисунок 6.2).

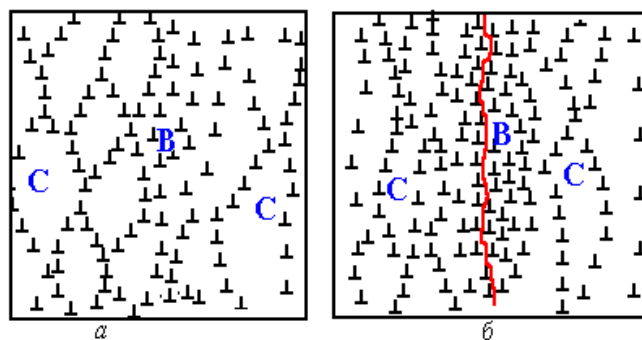


Рисунок 6.2. Характер дислокационных перегруппировок в структуре деформированного металла на стадии, предшествующей формированию зародышевой высокоугловой границы в области В: *а* - плотность дислокаций в области В недостаточна для формирования высокоугловой границы; в структуре имеются субзерна С: примыкающие к рассматриваемой области; *б* - после коалесценции субзерен дислокации перераспределились в область В, обеспечив увеличение плотности дислокаций до уровня, достаточного для образования высокоугловой границы

Роль зародышей рекристаллизации могут также играть *обрывки старых границ* зерен, разрушенных пластической деформацией. Такие обрывки практически являются готовыми зародышевыми границами, способными к миграции и собственно рекристаллизации, обеспечивающей уменьшение плотности дислокаций в деформированном металле.

В слабо деформированных металлах роль границ рекристаллизации могут выполнять *исходные границы* зерен, если соседние зерна, разделенные этой границей, получили разную степень пластической деформации и, следовательно, различную плотность дислокаций.

Перемещение рекристаллизованной границы при первичной рекристаллизации можно представить следующим образом. После появления зародышевых границ рекристаллизации они оказываются подвижными в результате неодинаковой плотности дислокаций в микрообъемах металла, примыкающих к ней с обеих сторон (см., например области А и Б на рисунке 6.1). При этом граница мигрирует в сторону металла, обладающего более высокой плотностью дислокаций. Этот процесс физически обусловлен взаимодействием границы с выходящими на нее дислокациями, что вызывает изменение энергетического со-

стояния границы, частичное изменение ее строения. Кроме того, аннигилирующая при таком взаимодействии дислокация отдает свою энергию границе, которая в локальном участке перемещается на небольшое расстояние навстречу с взаимодействующей дислокацией.

При взаимодействии с границей большого числа дислокаций такой процесс внешне напоминает непрерывное движение границ рекристаллизации параллельно самим себе с соответствующим “выметанием” встречающихся дислокаций. Вслед за движущейся границей остается область металла, относительно свободная от дислокаций. Когда объем такого металла достигает 1,5 - 2,0%, то он может быть обнаружен как методами рентгеноструктурного анализа, так и с помощью светового микроскопа.

Структурно выявляемые минимальные объемы рекристаллизованного металла называют зародышами рекристаллизации и по их появлению в структуре часто судят о начале рекристаллизационных процессов. Однако рассмотренные физические модели процессов позволяют сделать заключение о том, что начальные этапы первичной рекристаллизации происходят значительно ранее, чем это следует из экспериментов, основанных на определении количества металла, свободного от дислокаций.

Миграция границ, сопровождающаяся поглощением дислокаций в объеме деформированного металла, идет до тех пор, пока не будут полностью устранены все микрообъемы бывшего деформированного зерна. Этим *заканчивается* процесс первичной рекристаллизации. В результате первичной рекристаллизации формируется сравнительно мелкое рекристаллизованное зерно с большой степенью кривизны и протяженностью рекристаллизованных границ. Этому состоянию структуры отвечает высокий запас поверхностной свободной энергии, являющийся движущим фактором последующих стадий *собирающей и вторичной* рекристаллизации.

Особый интерес представляет механизм первичной рекристаллизации металла, деформированного на малые степени, в котором роль границ рекристаллизации играют границы старых соседних зерен, получивших разную степень пластической деформации. При этом исключается этап зарождения, а рекристаллизация начинается прямо с миграции границ, аналогично собирающей рекристаллизации, которая рассматривается ниже. Однако такая рекристаллизация все же является первичной, поскольку в качестве движущего фактора

этой миграции выступает избыточная энергия, запасенная *объемом зерен* при насыщении его дислокациями, как и в других вариантах механизма первичной рекристаллизации.

Особенностью механизма первичной рекристаллизации в данном случае является то, что отдельные границы между двумя зернами начинают мигрировать таким образом, что на них образуются выступы в сторону зерна, обладающего повышенной плотностью дислокаций, которое в дальнейшем поглощается полностью образовавшимся выступом. При этом зерно, располагающееся по другую сторону от этой границы, фактически укрупняется на величину объема поглощенного зерна, т.е. зерна, обладавшего до этого более высокой плотностью дислокаций.

Таким образом, результатом первичной рекристаллизации металла, деформированного с малыми (*критическими*) степенями деформации, является *укрупнение размера зерна* по сравнению с обычными представлениями о первичной рекристаллизации как процессе, обеспечивающем *получение мелкозернистых рекристаллизованных структур*. При этом средний размер зерен может увеличиваться в 2 - 3 раза и более.

6.2 Собирательная рекристаллизация

После завершения первичной рекристаллизации в металле сохраняется достаточно высокий уровень избыточной энергии, введенной при пластической деформации. Металл в таком состоянии характеризуется *высокой протяженностью межзеренных рекристаллизованных границ* в связи с высокой степенью их кривизны и малыми размерами рекристаллизованных зерен. Повышение температуры нагрева металла обеспечивает дальнейшее снижение запаса свободной энергии, что обеспечивается при развитии *собирательной и вторичной рекристаллизации*.

Собирательная рекристаллизация развивается путем миграции межзеренных границ в направлении установления равновесия на этих границах между двумя соседними зернами и в тройных стыках (рисунок 6.3).

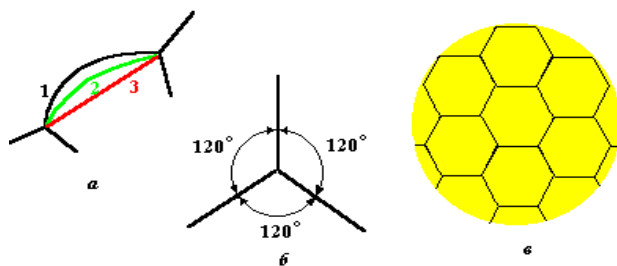


Рисунок 6.3. Схема процессов, развивающихся при собирательной рекристаллизации: *а* - миграция границы между двумя зернами, обеспечивающая ее выпрямление: 1 - начальное положение границы; 3 - конечное положение выпрямленной границы; 2 - след перемещающейся во времени границы; *б* - условие равновесия в “тройном” стыке: равенство углов между границами трех зерен в окрестности точки стыка; *в* - схема конечной структуры после завершения собирательной рекристаллизации

Условием равновесия на границе между двумя соседними зернами является минимальная протяженность такой границы, чему соответствует ее *прямолинейность*. Поэтому на криволинейных межзеренных границах, сформировавшихся в результате развития первичной рекристаллизации, собирательная рекристаллизация будет проходить путем миграции границ “параллельно” самим себе к центру радиуса кривизны границы, т.е. в направлении ее выпрямления (рисунок 6.3,*а*). Условием равновесия в тройном стыке (рисунок 6.3,*б*) является *равенство углов* между границами трех зерен, соприкасающихся друг с другом в “тройной” точке. Все три угла должны быть равными 120° , что отвечает минимуму сил поверхностного натяжения в рассматриваемом стыке.

Анализируя последовательно процессы, приводящие к установлению равновесия на единичной межзеренной границе, а затем в зоне стыка трех зерен, можно видеть, что эти процессы становятся конкурирующими друг другу и обеспечивающими непрерывность миграции межзеренных границ вплоть до установления относительного равновесия. При этом если до начала процесса граница была криволинейной, а в тройных стыках наблюдалось относительное равновесие (см. рисунок 6.3,*а*, поз.1 границы), то при ее выпрямлении будут нарушены условия равновесия в обоих тройных стыках (см. поз.2, 3 на этом же рисунке). Это требует начала процессов миграции всех трех границ вместе со

стыком в сторону угла, меньшего 120° . При этом, возникающее равновесие в тройном стыке за счет его миграции вместе с примыкающими границами вызывает их искривление, что требует вновь установления равновесия на единичных границах (их выпрямления).

Можно заметить, что достижение равновесия на криволинейной границе и в тройных стыках происходит путем миграции границ и стыков всегда в сторону одного и того же зерна. Как правило, это наиболее мелкие зерна. Миграция происходит до тех пор, пока эти такие зерна не исчезнут полностью. Все границы зерен при этом становятся прямолинейными, а углы во всех тройных стыках оказываются равными 120° (рисунок 6.3,в). Это может оказаться возможным лишь при относительном равенстве размеров подрастающих при собирательной рекристаллизации зерен. Такое структурное состояние отвечает окончанию стадии собирательной рекристаллизации.

В реальной ситуации такое “идеальное” зеренное строение чаще всего не может быть сформировано, поскольку наличие дефектов кристаллического строения в объемах зерен, неодновременность развития рекристаллизационных процессов в соседних зернах, наличие примесей, а также наложение друг на друга различных стадий рекристаллизации приводят к некоторой разнотекучести и нарушению равно-мерного “сотового” зеренного строения. Однако и в реальных структурах всегда можно обнаружить множество прямолинейных границ между зернами и равновесные тройные стыки трех зерен.

Собирательная рекристаллизация приводит к некоторому росту рекристаллизованных зерен, однако основной рост зерен наблюдается все же на последующей стадии *вторичной* рекристаллизации.

6.3 *Вторичная рекристаллизация*

Вторичная рекристаллизация, как и собирательная, развивается за счет избыточной энергии, запасенной в деформированном металле при предшествовавшей пластической деформации и сохраняющейся в металле в виде *повышенной протяженности границ* рекристаллизованных зерен. Условием развития вторичной рекристаллизации является различная *стабильность* высокоугловых границ, образовавшихся при предшествующих рекристаллизационных процес-

сах. Стабильность межзеренных границ, во-первых, определяется значением кристаллографической разориентировки зерен, примыкающих к данной границе, и, во-вторых, закреплением их атомами примесей и частицами фаз.

Основы потери стабильности сформировавшихся на стадии первичной рекристаллизации высокоугловых границ уходят к последним моментам завершения собирательной рекристаллизации, когда в результате поглощения соседними растущими зернами находившегося между ними более мелкого зерна формируется новая граница между этими растущими зернами.

Если обоими растущими зернами и поглощаемым зерном кристаллографическая разориентировка была сформирована на стадии первичной рекристаллизации и отвечала условиям образования высокоугловых границ, то после поглощения промежуточного зерна двумя растущими, случайным образом ориентированными друг относительно друга, такой степени разориентировки в месте их встречи может не оказаться. Эта граница оказывается *нестабильной*.

Граница между сравнительно слабо разориентированными зернами, не закрепленная атомами примесей или частицами фаз, расформируется либо на две или более малоугловых субзеренных границ либо даже на отдельные дислокации. При этом встречающиеся зерна после расформирования границы фактически объединяются, что приводит к скачкообразному росту размера зерна. Часто объединяются таким образом сразу несколько зерен, в результате чего формируется структура, в которой скачкообразно выросшие очень крупные зерна оказываются окруженными мелкозернистой матрицей. Избирательный рост зерен является только “толчком” к развитию вторичной рекристаллизации.

Далее она осуществляется миграцией границ, аналогично процессам собирательной рекристаллизации, обеспечивая выравнивание межзеренных границ и установление равновесия в тройных стыках. Поскольку после появления первых скачкообразно выросших зерен их размер очень сильно отличается от размеров окружающей мелкозернистой матрицы, процесс миграции границ идет непрерывно вплоть до полного исчезновения мелких зерен и общего огрубления структуры (рисунок 6.4).

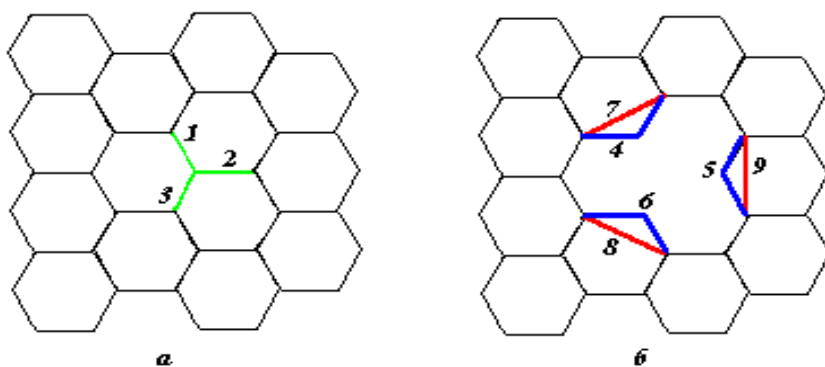


Рисунок 6.4. Схема начальных процессов вторичной рекристаллизации: *а* - после собирательной рекристаллизации границы 1, 2, 3 оказались нестабильными; *б* - после расформирования границ 1,2,3 границы 4, 5, 6 оказываются криволинейными, миграция которых приводит к их выпрямлению до положения 7,8,9

Если после собирательной рекристаллизации границы 1,2,3 (схема *а*) оказываются нестабильными, то они расформировываются, в связи с чем появляются неуравновешенные криволинейные границы 4,5,6 (схема *б*), которые, в свою очередь, выпрямляясь и мигрируя параллельно самим себе, занимают новые положения 7,8,9. Эти процессы приводят к скачкообразному росту нового зерна и исчезновению мелкозернистой окружающей матрицы.

Образующиеся крупные зерна могут достигать размеров, соизмеримых с размерами изделия. Например, в листах трансформаторной стали после отжига зерна прорастают на всю толщину (до 1 мм) и по площади до нескольких квадратных дециметров.

Сопутствующим процессом при вторичной рекристаллизации является перераспределение атомов примесей, в том числе газовых включений, к границам зерен, имеющим относительно малую протяженность. При этом на границах резко повышается концентрация примесей, обуславливающих образование тонких, но хрупких пленок либо образование вдоль границ газовой пористости, что ухудшает свойства изделий. Такое явление носит название *пережог*.

6.4 Основные закономерности рекристаллизации

Назначение температурно-временных параметров рекристаллизационного отжига основывается на знании основных закономерностей влияния этих параметров и исходного структурного состояния деформированного металла на развитие структурных изменений при нагреве.

В качестве важнейших количественных технологических параметров процессов рекристаллизации выступают: *температура нагрева, время выдержки* при отжиге. В ряде случаев имеют определенное значение такие параметры отжига, как *скорость нагрева, скорость охлаждения* металла при отжиге.

В качестве важнейшей технологической характеристики, определяющей исходное структурное состояние деформированного металла и характер развивающихся при отжиге структурных превращений, является *степень и температура пластической деформации*. Определенное значение может иметь *исходный (до деформации) размер зерна*.

Большое влияние на рекристаллизационные и дорекристаллизационные процессы оказывает *химический состав* сплавов как по основным компонентам, так и по примесям. Развитие рекристаллизационных процессов зависит от содержания в сплаве самых малых количеств *примесных атомов*, входящих в сплав в пределах норм, определяемых государственными стандартами.

Как было показано в предыдущих параграфах, рекристаллизационные процессы могут начаться лишь в том случае, если в металле созданы условия для образования высокоугловой границы или ее перемещения в направлении металла, получившего после пластической деформации повышенную плотность дислокаций. В этой связи *первая* закономерность рекристаллизации может быть выражена следующей формулировкой:

для того чтобы вызвать рекристаллизацию, необходима некоторая минимальная деформация. Такая минимальная деформация может быть названа критической.

При значениях деформации менее критической наиболее вероятным механизмом структурных изменений может стать возврат с его этапами отдыха, полигонизации и рекристаллизации на месте. Отсутствие разориентировки, достаточной для формирования высокоугловой границы, исключает или существенно сдвигает рекристаллизационные процессы в направлении температур, близких к температурам плавления.

При степенях деформации, равных или лишь несколько превышающих значения критической деформации, первичная рекристаллизация происходит по особому механизму, при котором она начинается с миграции границ, отделяющих соседние зерна, получившие различную степень пластической деформации (см. п.6.1).

Результатом такой рекристаллизации становится укрупнение зерна, в отличие от обычной первичной рекристаллизации, приводящей к получению мелкозернистых структур.

Согласно второй закономерности для развития рекристаллизации, деформированный металл должен быть нагрет выше некоторой минимальной температуры, называемой температурным порогом рекристаллизации. Чем меньше степень деформации, тем выше температура, необходимая для начала рекристаллизации.

Графическое выражение второй закономерности рекристаллизации представляется кривой (рисунок 6.5), отображающей зависимость температуры начала рекристаллизации деформированного металла от степени деформации.

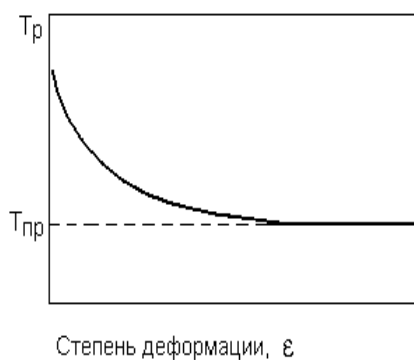


Рисунок 6.5. Влияние степени пластической деформации на температуру начала рекристаллизации

Как показывает приведенная кривая, температура начала рекристаллизации не опускается ниже некоторого предела при любых степенях деформации. Эта минимальная температура соответствует началу рекристаллизации для металла, продеформированного с предельно высокими степенями.

Таким образом, температурным порогом рекристаллизации можно назвать минимальную температуру, при которой возможно начало развития первичной рекристаллизации в сильнодеформированном металле.

Температурный порог рекристаллизации не является некоторой константой материала, аналогичной температурам фазовых переходов или температурам плавления, однако его величина все же регламентируется и имеет вполне определенный физический смысл.

А.А.Бочвар связал величину температурного порога рекристаллизации с температурой плавления материала через коэффициент пропорциональности K , который для технически чистых металлов почти всегда равен 0,4:

$$T_{\text{пр}} = K T_{\text{пл}},$$

где $T_{\text{пл}}$ - температура плавления металла или сплава в Кельвинах.

Однако, кроме влияния температуры плавления, значение температурного порога рекристаллизации в значительной мере зависит от особенностей химического состава сплавов и, главным образом, от содержания малых количеств примесей. Для химически чистых металлов коэффициент K может уменьшаться до 0,3 и даже до 0,25. Для сплавов $K = 0,5 - 0,6$, а в некоторых случаях рекристаллизация не происходит даже при температурах вблизи температуры плавления сплава.

Для примера можно привести значения температурного порога рекристаллизации алюминия различной степени чистоты по примесям:

Чистота Al, %:	99,7	99,9	99,99	99,9992
$t_{\text{пр}}$, °C:	240	200	100	- 45

Таким образом, выдержка сверхчистого алюминия (99,9992%) при комнатной температуре будет соответствовать протеканию рекристаллизационных процессов, т.е. развитию процесса отжига, в то время как для отжига алюминия с большим содержанием примесей рекристаллизация не начинается и при нагреве до температур 100 - 200°C и более.

Пластическая деформация, проведенная при температуре выше температурного порога рекристаллизации, называется *горячей* деформацией, а выпол-

ненная при температурах ниже температурного порога рекристаллизации - *холодной*. В связи с этим деформация очень чистого алюминия при комнатной температуре является *горячей*, тогда как деформация вольфрама ($t_{пл} = 3400\text{ }^{\circ}\text{C}$) при температуре $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ - *холодной*.

Третья закономерность рекристаллизации определяет взаимосвязь продолжительности отжига и температуры начала рекристаллизации (рисунок 6.6).

С увеличением продолжительности отжига температура начала рекристаллизации понижается.

Приведенные кривые характеризуют кинетику рекристаллизации. Видно, что отжиг в течение 1000с обеспечивает протекание процессов рекристаллизации во всем объеме деформированного алюминия, если температура отжига выше $325\text{ }^{\circ}\text{C}$. При $310\text{ }^{\circ}\text{C}$ она еще только начинается.

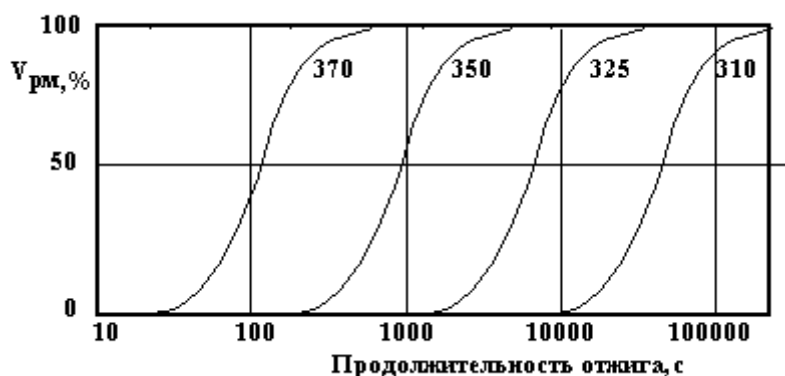


Рисунок 6.6. Влияние технологических параметров отжига на объем рекристаллизованного металла ($V_{рм}$) - алюминия технической чистоты: цифры у кривых - температура отжига, $^{\circ}\text{C}$

Кратковременный нагрев (10 с) приводит к появлению первых зародышей рекристаллизации только в том случае, если температура отжига соответствует $370\text{ }^{\circ}\text{C}$. При более низких температурах кратковременный нагрев не приводит к появлению зародышей, что соответствует “*инкубационному периоду*” рекристаллизации.

Под инкубационным периодом рекристаллизации следует понимать время, которое затрачивается на формирование зародышевых высокоугловых границ и начало их перемещения, в результате чего в структуре появляются микрообъемы металла, свободные от дислокаций в количестве, которое оказывается возможным обнаружить тонкими методами анализа, например, рентгеноструктурным.

Чувствительность рентгеноструктурных методов анализа 1,5-2,0%, поэтому инкубационный период рекристаллизации - такая длительность процесса, при которой появляется это количество зародышей.

Четвертая закономерность характеризует зависимость температуры начала рекристаллизации от размера исходного зерна.

Чем больше исходный размер зерна, тем большая степень пластической деформации требуется для того, чтобы рекристаллизация протекала при заданной температуре и длительности отжига.

Рекристаллизация легче реализуется при наличии в исходной (деформированной) структуре избытка дефектов кристаллического строения, создаваемых пластической деформацией. Однако границы зерен, протяженность которых велика в мелкозернистом исходном материале, сами становятся потенциальными участками начала рекристаллизации. Для развития рекристаллизации в таком металле требуется ввести при деформации меньшее число дополнительных дефектов, чем в случае исходного крупнозернистого материала.

Пятая закономерность рекристаллизации определяет зависимость температурных параметров рекристаллизации от температуры и степени предшествующей деформации. Это обусловлено тем, что если температурные условия деформации позволяют параллельно с деформационными структурными изменениями развиваться и рекристаллизационным либо дорекристаллизационным, то такие релаксационные процессы уменьшают величину достигаемого деформационного изменения структуры и оказывают влияние на рекристаллизацию при последующем отжиге.

При заданной степени деформации более высокая температура деформации обеспечивает развитие рекристаллизации при более высоких температурах и приводит к получению более крупного рекристаллизованного зерна. Степень деформации, необходимая для получения определенного деформационного упрочнения, увеличивается с ростом температуры деформирования.

Рекристаллизационные и дорекристаллизационные явления, протекающие непосредственно при пластической деформации, называются соответственно процессами *динамической* рекристаллизации или *динамического* возврата.

Шестая закономерность рекристаллизации определяет влияние параметров отжига, предшествующей деформации и других факторов на *размер рекристаллизованного зерна*. Важность этой закономерности требует ее рассмотрения в отдельном разделе главы.

6.5 Размер рекристаллизованного зерна и диаграммы рекристаллизации.

Размер рекристаллизованного зерна во многом определяет свойства полуфабрикатов и готовых изделий, в связи с чем он является одной из важнейших характеристик качества продукции металлургических предприятий, специализирующихся на выпуске листовой продукции, проволоки и ленты, прутков и профилей из меди, алюминия и их сплавов.

Размер зерна металлов и сплавов, формирующегося в результате развития рекристаллизационных процессов, определяется рядом факторов, главными из которых являются степень деформации и температура рекристаллизации. Согласно 6-й закономерности рекристаллизации *конечный размер зерна тем меньше, чем больше степень деформации и ниже температура отжига*.

Кроме того, на размер рекристаллизованного зерна оказывают влияние: *время отжига, скорость нагрева до температуры отжига, химический состав сплава и исходный (до деформации) размер зерна*.

Анализ влияния *степени деформации* на размер рекристаллизованного зерна после отжига при постоянной температуре выше температурного порога рекристаллизации (рисунок 6.7) показывает, что при степенях деформации менее критической ($\epsilon_{кр} < 1 - 15\%$ для разных металлов и сплавов) размер зерна не изменяется по сравнению с исходным до деформации. При этом в структуре не наблюдается существенных изменений, что свидетельствует о том, что при использовании степеней деформации менее критической рекристаллизация не развивается, что соответствует рассмотренной ранее первой закономерности рекристаллизации. После деформации с критической степенью рекристаллизационный отжиг приводит к скачкообразному росту размера зерна в два - три

раза и более. Причины такого аномального характера развития рекристаллизации были рассмотрены ранее (см. п.6.1).



Рисунок 6.7. Влияние степени пластической деформации (ϵ) на размер рекристаллизованного зерна r_z : $r_{исх}$ - исходный до пластической деформации размер зерна; $\epsilon_{кр}$ - критическая степень деформации

Как было показано, это связано с особенностями развития механизма первичной рекристаллизации в слабдеформированном металле, которая происходит без зарождения новых зародышевых высокоугловых границ путем миграции старых границ между зернами, получившими различную степень деформации и, следовательно, различную плотность дислокаций.

Граница в этом случае начинает мигрировать в сторону зерна с повышенной плотностью дислокаций, обеспечивая поглощение этого зерна соседним с меньшей плотностью дислокаций. Такое “объединение” соседних зерен и приводит к скачкообразному росту зерна.

Увеличение степени деформации по сравнению с критической приводит к уменьшению размера рекристаллизованного зерна, что объясняется увеличением при нагреве числа формирующихся зародышевых высокоугловых границ, способных к последующей миграции (см. механизмы первичной рекристаллизации в п.6.1). Это увеличивает число зародышей рекристаллизации и уменьшает окончательный размер рекристаллизованных зерен после исчезновения последних участков деформированной структуры в рассматриваемом объеме.

Влияние *температуры и длительности отжига* имеет достаточно сложный характер на размер рекристаллизованного зерна (рисунок 6.8). При уровне тем-

ператур отжига, соответствующих развитию первичной рекристаллизации, температура отжига сравнительно слабо влияет на размер рекристаллизованных зерен.

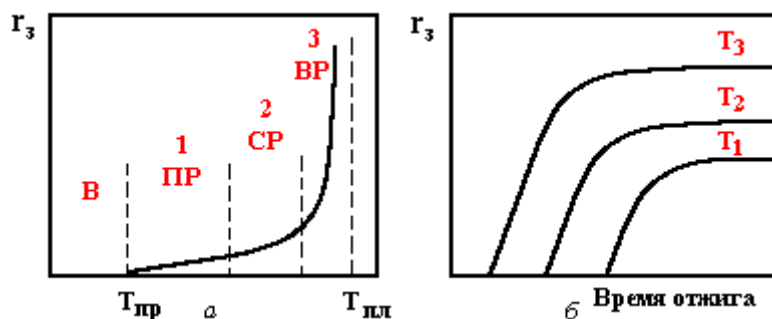


Рисунок 6.8. Влияние температуры отжига (а) и длительности выдержки при отжиге (б) на размер рекристаллизованного зерна: I - участок первичной рекристаллизации; II - собирательной рекристаллизации; III - вторичной рекристаллизации $T_1 < T_2 < T_3$

Рост зерен на этом этапе рекристаллизации происходит лишь до столкновения границ соседних растущих зародышей рекристаллизации, определяя конечный размер зерен отношением объема металла к числу зародышей рекристаллизации, образовавшихся в заданных условиях в этом объеме. На рисунке 6.8,а такому этапу соответствует первый пологий участок кривой.

При дальнейшем повышении температуры отжига, обеспечивающей развитие собирательной рекристаллизации (участок II кривой), размер зерна увеличивается более значительно по сравнению с первичной рекристаллизацией, что обусловлено ускоряющим влиянием температурного фактора на процессы самодиффузии, определяющей кинетику миграции границ зерен на этой стадии.

Наиболее интенсивный рост зерна происходит при развитии вторичной рекристаллизации, включающей на первом ее этапе избирательный рост за счет объединения соседних зерен при исчезновении нестабильных высокоугловых границ, с последующим поглощением этими зернами окружающей мелкозернистой матрицы по механизмам, аналогичным собирательной рекристаллизации (участок III кривой).

Анализ полной зависимости размера рекристаллизованного зерна от температуры рекристаллизации показывает, что размер зерна определяется механизмом развития рекристаллизационных процессов и в меньшей степени - температурой отжига в пределах рассматриваемой стадии рекристаллизации.

Влияние *длительности выдержки* при температуре отжига на размер рекристаллизованного зерна описывается затухающими кривыми (рисунок 6.8,б) для каждой из температур отжига.

Каждой из представленных кривых соответствуют единые закономерности, которые можно описать следующим образом. Рекристаллизация начинается не сразу, а после некоторого инкубационного периода. В это время происходят начальные процессы рекристаллизации: образование зародышевых высокоугловых границ, начальные этапы их миграции до того момента, когда объем рекристаллизованных “зародышей” достигает величин, способных быть обнаруженными известными методами структурного анализа.

Длительность инкубационного периода зависит от температуры отжига. Она уменьшается с повышением температуры отжига. После образования зародышей рекристаллизованных зерен их рост существенно зависит от времени, однако, лишь в начальный период выдержки.

В дальнейшем увеличение размера зерна замедляется вплоть до полного прекращения роста. При больших выдержках размер зерна определяется только температурой отжига, но не длительностью выдержки.

Рассмотренный характер зависимости размера рекристаллизованного зерна от длительности выдержки объясняется тем, что движущим фактором этого процесса является избыток поверхностной энергии границ зерен, определяющийся протяженностью самих границ. Таким образом, рост зерен, уменьшая протяженность границ, уменьшает и величину движущего фактора их миграции.

Влияние длительности отжига на размер рекристаллизованного зерна следует учитывать лишь в случае осуществления непрерывных совмещенных процессов обработки давлением и отжига, осуществляемого в проходных печах, когда длительность отжига каждого элемента непрерывно движущегося полуфабриката (ленты, проволоки и др.) исчисляется несколькими секундами или минутами. При выполнении садочных процессов отжига, когда длительность выдержки определяется требованиями прогрева массивной садки в печи, влия-

ние времени выдержки при отжиге практически отсутствует. В этом случае для получения регламентированного размера зерна процесс регулируется точным поддержанием температуры отжига и использованием строго определенных степеней предварительной пластической деформации изделия.

Скорость нагрева до температуры отжига также оказывает ограниченное влияние на размер рекристаллизованного зерна. Как правило, размер рекристаллизованного зерна тем меньше, чем выше скорость нагрева изделия (полуфабриката) до температуры отжига.

Это связано с тем, что при использовании высоких скоростей нагрева деформированного металла до температуры рекристаллизационного отжига в структуре сохраняются практически все дефекты кристаллического строения, введенные в металл при пластической деформации, тогда как при медленном нагреве до этих же температур количество этих дефектов уменьшалось бы еще до того, как в структуре начались процессы первичной рекристаллизации.

Сохранение в структуре высокой плотности дислокаций и других дефектов кристаллического строения до температуры начала рекристаллизационных процессов обеспечивает одновременное образование большого числа зародышей рекристаллизации, способствуя уменьшению конечного размера зерна. Необходимо помнить однако, что такая роль скорости нагрева выявляется только при сравнении резко различающихся по скорости нагрева процессов, например, при сравнении индукционного нагрева со скоростями $1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и более с обычными печными нагревами со скоростью несколько градусов в секунду.

Ограниченное влияние на размер рекристаллизованного зерна оказывает и *размер исходного (до деформации) зерна*. В общем случае, чем мельче зерно металла до его деформации, тем мельче и рекристаллизованное зерно готового изделия после отжига (при одной и той же степени пластической деформации). Это связано с тем, что в результате одинаковой деформации металл с исходной мелкозернистой структурой получает более высокую плотность дислокаций, что способствует возникновению при рекристаллизационном отжиге большего числа зародышей рекристаллизации в единице объема и, следовательно, меньшего размера рекристаллизованного зерна.

Однако такие различия в плотности дислокаций заметны лишь в том случае, если степени деформации металла не велики. При использовании больших степеней деформации это различие становится несущественным и не оказывает

более влияния на развитие рекристаллизационных процессов, а значит, и на размер зерна.

Существенное влияние на размер рекристаллизованного зерна оказывает *химический состав сплава*. Легирующие элементы, входящие в сплав, образуя твердые растворы, замедляют диффузионные процессы, во многом определяющие рекристаллизацию, что замедляет миграцию границ и уменьшает размер образующегося зерна.

Примеси, даже при содержании сотых и тысячных долей процента, концентрируясь на линиях дислокаций, границах зерен, тормозят развитие рекристаллизационных процессов, уменьшают размеры рекристаллизованных зерен. Образование *частиц вторых фаз* с участием легирующих компонентов и примесей обеспечивает “механическое” торможение миграции границ, также способствуя получению более мелкозернистой рекристаллизованной структуры.

Однако на практике в условиях установившейся технологии производства для каждого конкретного сплава, когда изменение химического состава резко ограничено, роль его как параметра, определяющего размер зерна, также не велика. Таким образом, основными параметрами, наиболее широко используемыми для регулирования размера рекристаллизованного зерна, остаются степень пластической деформации и температура отжига. Для комплексной оценки этих двух параметров часто применяют пространственные диаграммы рекристаллизации.

Размер рекристаллизованного зерна - очень важная характеристика качества рекристаллизованного металла, поскольку она определяет уровень механических и технологических свойств готовых изделий и полуфабрикатов.

Примером влияния размера зерна на качество готовых изделий является характерный вид брака, получаемого при глубокой вытяжке рекристаллизованного листового материала с получением изделий типа “стакан”. Ранее было установлено, что пластическая деформация в каждом отдельном зерне - явление индивидуальное.

Зерна, расположенные на поверхности листового материала, при глубокой вытяжке деформируются таким образом, что изменение их размеров и формы приводит к изменению внешней формы поверхности.

При мелкозернистом деформируемом материале это не сказывается на величине шероховатости поверхности. Если же размер зерна становится соизме-

римым с размерами выступов и впадин на поверхности, допускаемых требованиями по шероховатости, то это приводит к получению брака готовых изделий. Грубая шероховатость на поверхности, обнаруживаемая невооруженным взглядом, носит название “апельсиновой корки”.

6.6 Пространственные диаграммы рекристаллизации

Диаграммы рекристаллизации представляют собой трехкоординатную систему, горизонтальное двухкоординатное поле которой характеризует сетку технологических параметров обработки, а по вертикали откладывается размер зерна (рисунок 6.9).

Различают три основных типа диаграмм. Диаграммы *первого* типа определяют размер зерна после отжига холоднодеформированного металла в зависимости от степени холодной деформации и температуры рекристаллизационного отжига. В этом случае величина ε на рисунке 6.9 определяет степень холодной пластической деформации, предшествовавшей отжигу, а T - температуру рекристаллизационного отжига.

Для диаграмм *второго* типа эти же координаты будут обозначать соответственно степень и температуру горячей деформации, а по вертикали на этой диаграмме значения τ_3 определяют размер зерна, получаемого сразу после горячей деформации, которое формируется в результате развития *динамической рекристаллизации*.

Диаграммы рекристаллизации *третьего* типа отличаются от рассмотренных наличием второго уровня поверхности, геометрически расположенной над первичными поверхностями, и которая характеризует размер рекристаллизованного зерна, получаемого после дополнительных нагревов, связанных с окончательной термической обработкой (нормализацией, закалкой, отпуском и другими операциями).

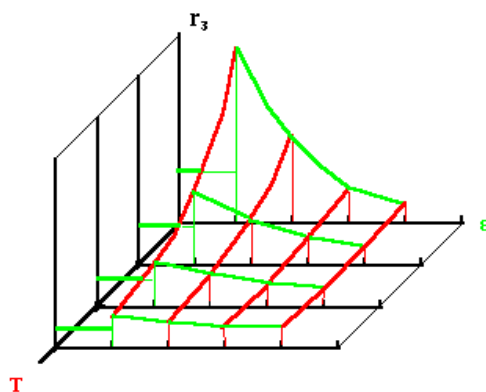


Рисунок 6.9. Общий вид пространственной диаграммы рекристаллизации

Диаграммы рекристаллизации третьего типа определяют склонность к росту зерна при дополнительных технологических нагревах в зависимости от предыстории получения конкретного полуфабриката и изделия.

6.7 Изменение свойств металлов и сплавов при отжиге рекристаллизационного типа

Как известно, основной целью рекристаллизационного отжига является повышение пластичности металла или сплава и снижение сопротивления пластической деформации. Таким образом, изменение механических свойств при рекристаллизационном и дорекристаллизационном отжиге - основной эффект отжига.

В то же время отжиг, обеспечивающий существенное изменение тонкого кристаллического строения, должен изменять комплекс физических и химических свойств, преимущественно в направлении, противоположном тому, которое наблюдается при пластической деформации (рисунок 6.10).

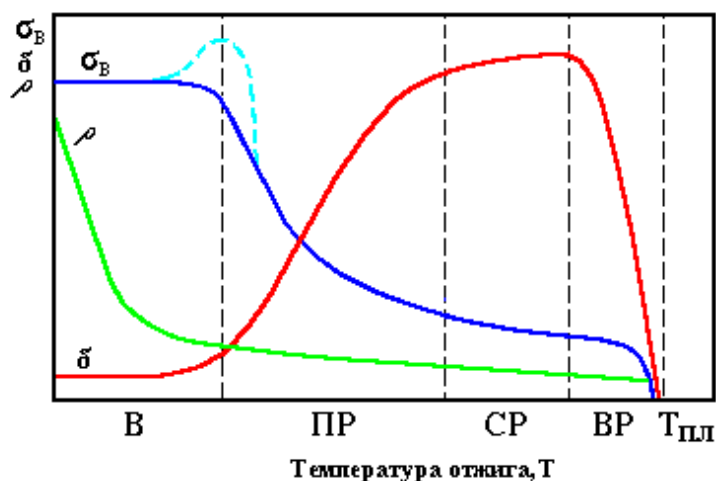


Рисунок 6.10. Изменение механических свойств σ_v, δ и удельного электросопротивления ρ в зависимости от температуры отжига: В - интервал температур развития возврата; ПР - первичной рекристаллизации; СР - собирательной; ВР - вторичной рекристаллизации

В связи со сложностью структурных превращений, протекающих при отжиге, изменение значений механических свойств происходит неоднородно при корректировке технологических параметров отжига. Эти изменения определяются реализацией таких основных превращений при отжиге, как: возврат, первичная, собирательная и вторичная рекристаллизация.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что на стадии *возврата* основным структурным эффектом отжига является уменьшение концентрации точечных дефектов, наиболее сильно изменяющих величину удельного сопротивления, а наиболее значительное изменение механических свойств (уменьшение предела прочности и увеличение пластичности) связано со стадией *первичной рекристаллизации*, коренным образом уменьшающей избыточную плотность дислокаций, введенных в металл при пластической деформации, и формирующей новую зеренную структуру.

Собирательная рекристаллизация, лишь несколько увеличивающая размер рекристаллизованного зерна, обеспечивает продолжение снижения прочности и повышения пластичности, но в меньшей мере, чем при первичной рекристаллизации.

Особым образом изменяются механические свойства металлов и сплавов на стадии *вторичной* рекристаллизации. В этом случае они обусловлены не основ-

ными рекристаллизационными процессами, а главным образом, сопутствующими явлениями. Особенностью этих изменений является одновременное уменьшение и прочностных, и пластических характеристик, что обычно наблюдается при *перезжоге*.

Особым образом могут изменяться прочностные свойства технически чистых металлов и многих сплавов при отжиге в интервале температур, соответствующих переходу от процессов возврата к начальным моментам первичной рекристаллизации (см. штриховая линия на кривой изменения предела прочности на рисунке 6.10). Увеличение прочностных свойств при отжиге в таких температурных условиях связывают с закреплением дислокаций атомами примесей, например, по механизму образования “облаков Котрелла” или “облаков Сузуки” при сохранении еще высокого уровня деформационного упрочнения. Это явление и результирующее изменение прочностных свойств называют *эффектом “деформационного старения”*.

Как уже указывалось, свойства металлов при рекристаллизационном отжиге изменяются преимущественно в направлении, противоположном тому, что наблюдалось при пластической деформации. Поэтому, рассматривая изменение *магнитных характеристик* ферромагнитного материала, можно отметить, что отжиг обеспечивает уменьшение значений коэрцитивной силы и увеличение магнитной проницаемости. После отжига уменьшается химическая активность металлов, а следовательно, увеличивается их *коррозионная стойкость*.

Большое влияние на работоспособность изделий в процессе эксплуатации оказывает явление *анизотропии свойств*, которое определяется различием количественных значений этих свойств, определенных на образцах, вырезанных в разных направлениях. Вклад в анизотропию свойств могут вносить несколько структурных особенностей, в том числе: волокнистость, строчечность и текстура. После отжига волокнистость имеет ограниченное значение, поскольку при этом она может сохраняться лишь в не полностью рекристаллизованном материале как следствие очень высокой степени деформации при сохранении после отжига некоторого количества нерекристаллизованного металла с ориентированной формой субзерен в виде “полос скольжения”.

Строчечная структура может формироваться лишь в двухфазных или более сложных сплавах, в которых равновесные или метастабильные структурные составляющие оказываются вытянутыми в виде “строчек” вдоль направления

прокатки или иных видов деформации. Это обеспечивает неодинаковое распределение таких включений в поперечном сечении образца, подвергаемого испытаниям в разных направлениях.

Однако наиболее сильное влияние на анизотропию свойств металлов и сплавов оказывают особенности кристаллографического строения каждого отдельного зерна и всего объема металла, а также их соответствие направлению вырезки образца, что определяется наличием *текстуры рекристаллизации*.

6.8 Текстура рекристаллизации

Известно, что в результате пластической деформации со средними и высокими степенями в металле может формироваться текстура деформации, возникновение которой обусловлено разворотом кристаллографических плоскостей и направлений непосредственно при деформации под действием приложенных напряжений. Наличие единонаправленной кристаллографической ориентировки в объеме деформированного металла стимулирует формирование при отжиге так называемой *текстуры рекристаллизации*, которая как и текстура деформации, представляет собой *единонаправленное кристаллографическое расположение во всем объеме рекристаллизованного металла кристаллографических плоскостей и направлений, возникающее в результате ориентированного роста новых рекристаллизованных зерен при развитии первичной и более глубоких стадий рекристаллизации*.

Текстура рекристаллизации обнаруживается в структуре металла теми же методами, что и текстура деформации, т.е. преимущественно рентгеноструктурным анализом, поскольку физически они имеют единую природу, отличаясь лишь механизмом их формирования.

Соотношения между текстурой деформации и текстурой рекристаллизации могут быть различными. Текстура рекристаллизации после отжига может оказаться *такой же*, как и текстура деформации до отжига, либо измениться, получив совершенно *иное* расположение кристаллографических плоскостей и направлений, но *единое* во всем объеме металла. Наконец, при наличии в исходной структуре деформированного металла текстуры деформации текстура рекристаллизации может не образоваться. Это различие в соотношении текстур

деформации и рекристаллизации зависит от ряда факторов, главными из которых являются: вид пластической деформации, степень деформации, температура и время выдержки при отжиге, а также содержание примесей.

Вид пластической деформации оказывает влияние на текстуру рекристаллизации, поскольку он определяет текстуру деформации в исходном состоянии деформированного изделия. Например, при волочении проволоки текстура рекристаллизации почти всегда остается такой же, как и текстура деформации. Однако она изменяется, если температура отжига достаточно высокая. Алюминиевая проволока при отжиге до 500°C и медная до 1000°C получает текстуру $\langle 111 \rangle$, т.е. такую же, как и после деформации. Но при отжиге при более высоких температурах текстура изменяется на $\langle 112 \rangle$.

В катаном листе из металлов с кристаллической решеткой гранецентрированного куба (Al, Cu, Ni, Au) текстура деформации $\{110\}\langle 112 \rangle$ сменяется текстурой рекристаллизации $\{100\}\langle 001 \rangle$. Такая текстура называется “*текстурой куба*”. При этом направление ребра куба $[001]$ достаточно точно устанавливается вдоль направления прокатки, а плоскость куба (100) параллельно плоскости прокатанного листа.

При прокатке листа из металлов с решеткой объемно центрированного куба (железо, малоуглеродистая сталь, молибден, вольфрам) текстура рекристаллизации зависит от степени пластической деформации. Чем она выше, тем больше склонность к сохранению текстуры деформации. Так, у железа при малых деформациях в структуре наблюдается сохранение двух ориентировок $\{100\}\langle 001 \rangle + \{110\}\langle 001 \rangle$. При больших деформациях плоскость (100) устанавливается параллельно плоскости прокатки, а направление $[110]$ составляет угол 15° с направлением прокатки. Кроме того может иметь место текстура $\{110\}\langle 001 \rangle$.

В целом можно сформулировать правило, согласно которому *чем ниже температура и меньше длительность рекристаллизационного отжига, тем выше склонность текстуры рекристаллизации к сохранению типа текстуры деформации. Отжиг при высоких температурах, обеспечивающих развитие собирательной и вторичной рекристаллизации, способствует получению более совершенной текстуры.*

На характер текстуры рекристаллизации могут оказывать влияние *примеси*. Их присутствие в металле в состоянии твердого раствора может задерживать

рост рекристаллизованных зерен в одном из кристаллографических направлений и усиливать в другом. Это обусловлено местом предпочтительного размещения адсорбированных атомов примесей в тех или иных плоскостях и направлениях в кристаллической решетке. При этом текстура рекристаллизации, свойственная чистому металлу, может резко измениться под действием очень небольшого количества атомов примесей (тысячные доли процента). В других случаях текстура, свойственная чистому металлу, наоборот, может стать более совершенной. Это будет зависеть от индивидуальных свойств примесей, их количества в металле, а также от степени деформации, температуры отжига и иных факторов.

Текстура рекристаллизации может оказаться вредной либо полезной в зависимости от типа решаемых практических задач. Наибольший вред текстуры рекристаллизации и обусловленная ею анизотропия механических свойств (преимущественно, пластичности) приносит в случае глубокой вытяжки изделий типа “стакан” из листового материала.

Для металлов с гранецентрированной кубической решеткой свойственна *текстура куба $\{001\}<100>$* , при наличии которой в тонком листе относительное удлинение на образцах, вырезанных в направлении прокатки и в перпендикулярном к нему, примерно одинаково и составляет примерно 16%. Однако в направлении диагонали грани куба, т.е. под углом 45° к направлению прокатки, относительное удлинение достигает значения 73%. При глубокой вытяжке заготовки из такого листа наличие текстуры вызывает образование волнистого края. Это явление носит название *фестонистость* (рисунок 6.11).

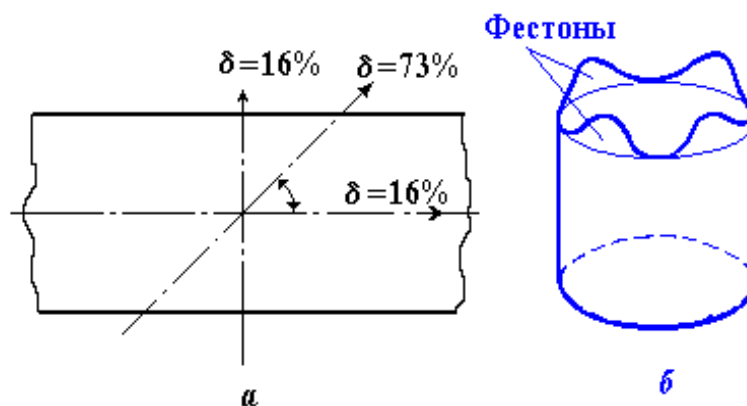


Рисунок 6.11. Анизотропия пластичности медной полосы (а)

и изделие с “фестонами”(б), образовавшимися из нее при глубокой вытяжке

Текстура оказывается полезной для трансформаторной стали. Известно, что эта сталь при использовании ее для изготовления магнитопроводов электрических трансформаторов в условиях эксплуатации постоянно перемагничивается с частотой, соответствующей частоте преобразуемого электрического тока.

Перемагничивание связано с потерями энергии, величина которых зависит от свойств материала магнитопровода. Минимальные потери на перемагничивание достигаются в том случае, если направление магнитного потока совпадает с кристаллографическим направлением $[100]$ в кристаллической решетке железа, а максимальными становятся потери, если вдоль направления магнитных силовых линий устанавливается кристаллографическое направление $[111]$. Поэтому, наличие в листе трансформаторной стали текстуры $\{110\}\langle 100\rangle$, называемой *“ребровой текстурой”*, позволяет существенно снизить потери на перемагничивание. Отжиг, который обеспечивает получение требуемой текстуры в полуфабрикате или изделии, называют *“текстурирующим отжигом”*.

Глава 7

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО И ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОГО ОТЖИГА СПЛАВОВ

Рекристаллизационный отжиг в практике термической обработки имеет большое самостоятельное значение. Он используется в качестве предварительных или промежуточных операций перед обработкой давлением для придания деформируемому металлу наибольшей пластичности, уменьшения сопротивления деформации, а также при окончательной термической обработке для обеспечения необходимых свойств изделия. В ряде случаев к металлам и сплавам, подвергаемым обработке давлением, предъявляются требования по получению строго регламентированного размера зерна. Это также достигается методом

рекристаллизационного отжига. Требование мелкозернистости готового полуфабриката чаще всего предъявляется в том случае, если обрабатываемый материал предназначен для получения изделий методом глубокой вытяжки. Мелкозернистый материал обеспечивает получение гладкой однородной поверхности изделия, тогда как глубокая вытяжка грубозернистого материала приводит к получению “апельсиновой корки” – характерного брака, заключающегося в грубой шероховатости поверхности, особенно в месте перегиба от дна к цилиндрической поверхности “стакана”.

Основными технологическими параметрами технологии рекристаллизационного отжига металлов и сплавов являются: температура отжига, и длительность выдержки при этой температуре. Дополнительными технологическими параметрами могут выступать скорость нагрева и скорость охлаждения. Ниже будут рассмотрены условия назначения таких параметров для различных групп металлов и сплавов, для которых наиболее широко используется рекристаллизационный отжиг.

7.1 Железо и его сплавы

Температурный порог рекристаллизации железа 450 °С. Для *углеродистых сталей* он составляет 450 - 650 °С. Использование выражения для определения температуры отжига, предложенного А.А. Бочваром ($T_{отж} = T_{пр} + 100...150$ °С), приводит к значениям температуры отжига для железа и углеродистых сталей 650 - 700°С. В большинстве случаев температура отжига для конкретных сталей укладывается в рассмотренное выше выражение. Бочвара А.А, однако если расчетная температура окажется выше 700°С, то она все же ограничивается точкой A_{c1} , т.е. 727 °С, поскольку ее превышение приведет к развитию фазовой перекристаллизации, что в ряде случаев нежелательно.

Для *сталей, легированных хромом, алюминием, молибденом и иными легирующими элементами*, повышающими точку фазового превращения, температура отжига может быть повышена до 750 - 770 °С, однако это также не должно приводить к переводу стали в аустенитное состояние. Такая температура отжи-

га применяется для стали 38ХМЮА, а также *быстрорежущих сталей* типа Р18, Р6М5 и др.

Длительность выдержки при рекристаллизационном отжиге углеродистых сталей может быть небольшой (10 - 60 мин) и зависит от толщины заготовки. *Легированные стали* требуют выдержек в 1,5 - 2 раза больших в связи с замедленным развитием диффузионных процессов, играющих большое значение в развитии рекристаллизации. *Охлаждение* после отжига углеродистых и легированных сталей не регламентируется и чаще всего проводится на спокойном воздухе.

Стали аустенитного класса типа 12Х18Н10Т принципиально отличаются по технологии рекристаллизационного отжига от углеродистых и легированных сталей перлитного класса. Кристаллическая решетка гранецентрированного куба, в которой диффузионные процессы развиваются медленнее, чем в менее плотной ОЦК-решетке, требует использования более высоких температур отжига. Этому же требует легирование стали большим количеством хрома, никеля и других компонентов. Температура отжига таких сталей составляет 1050 - 1100 °С. Кроме развития чисто рекристаллизационных процессов в таких сталях при указанных температурах отмечается сопутствующее растворение избыточных карбидов в аустените, что способствует получению однофазного структурного состояния и обеспечивает повышение коррозионной стойкости нержавеющих сталей и увеличение их пластичности. Охлаждение таких сталей с температуры отжига производят, как правило, ускоренно (в воде), что также способствует сохранению однофазного состояния стали. Таким образом, в едином процессе совмещается рекристаллизационный отжиг и закалка.

Высокоуглеродистые (эвтектоидные и заэвтектоидные) инструментальные стали характеризуются низкой пластичностью в связи с высоким содержанием твердого, хрупкого цементита и неблагоприятной пластинчатой формой его частиц в составе перлита. Поэтому при отжиге таких сталей преследуется цель осуществить не только рекристаллизацию феррита, но и *сфероидизацию* цементита.

В этой связи температура отжига выбирается предельно высокой, близкой к точке A_{c1} (680-710 °С), а длительность выдержки 5 -12 ч, что необходимо для преобразования цементитных пластин в сферические частицы, в результате чего формируется структура *зернистого перлита*, обеспечивающая повышение

пластичности стали. При этом пластины цементита, чередующиеся с ферритом в составе перлита, сначала дробятся на относительно мелкие частицы, а затем сфероидизируются. Механизмы этих явлений будут рассмотрены при изучении процессов фазовой перекристаллизации.

В малоуглеродистых сталях обыкновенного качества, *раскисленных алюминием*, при нагреве до температур рекристаллизационного отжига еще до начала процессов рекристаллизации возможно выделение тонких *игольчатых нитридов алюминия*, которые ориентируются в направлении волокнистой структуры деформированной стали, вызывая резко выраженную анизотропию свойств, особенно пластичности. При последующей рекристаллизации эти выделения препятствуют росту рекристаллизованных зерен поперек направления прокатки, способствуя образованию вытянутых рекристаллизованных зерен, аналогичных тем, которые были в деформированном состоянии. Это усиливает проявление анизотропии свойств. Устраняется этот дефект путем ускоренного нагрева до температуры рекристаллизационного отжига.

Чрезмерно выросшее при рекристаллизационном отжиге зерно в стали можно *исправить* пластической деформацией с последующим рекристаллизационным отжигом при относительно низких температурах или путем отжига второго рода.

7.2 Алюминий и его сплавы

Температурный порог рекристаллизации алюминия зависит от чистоты его по примесям и колеблется в пределах от 100 до 290 °С. Для сплавов его значение достигает 290 - 350 °С. Термически неупрочняемые сплавы и технический алюминий (алюминий марок АД0, АД1, сплавы АМц, АМг6 и др.) отжигают при температуре 350 - 420 °С с выдержкой от 0,5 до 2,0 ч и охлаждением на воздухе. Такие условия отжига в основном соответствуют условиям назначения температуры, предложенным А.А. Бочваром. Особенностью отжига таких материалов является целесообразность ускоренного нагрева изделий и полуфабрикатов до температуры отжига с целью предотвращения образования полосчатой структуры после рекристаллизации. Это связано с тем, что в техническом алюминии и большинстве термически неупрочняемых сплавов на его основе содержится в качестве легирующего компонента, технологических добавок или

примесей некоторое количество марганца, имеющего способность неравномерно распределяться по сечению твердого раствора и существенно задерживать рекристаллизацию в микрообъемах металла, содержащих повышенное его количество. Поэтому при медленном нагреве рекристаллизация начинается неодновременно в вытянутых микрообъемах сплава, бедных по содержанию марганца, и в соседних полосах, обогащенных им. Это приводит к получению вытянутых рекристаллизованных зерен, вызывая анизотропию механических свойств. При больших скоростях нагрева до температур отжига обеспечивается одновременное образование зародышей рекристаллизации по всему объему материала, исключая формирование вытянутых рекристаллизованных зерен.

Отжиг термически упрочняемых алюминиевых сплавов осложняется протеканием сопутствующей фазовой перекристаллизации. При нагреве до температур рекристаллизационного отжига в двухфазных и более сложных по фазовому составу сплавах происходит растворение избыточных фаз в твердом растворе на основе алюминия, что вызывает его упрочнение. Выделение из него при последующем охлаждении высокодисперсных частиц избыточных фаз также вызывает упрочнение сплава и понижение пластичности, что уменьшает эффективность рекристаллизационного отжига. Поэтому назначение температуры рекристаллизационного отжига предусматривает компромиссные решения, при которых уже в достаточной мере развиваются рекристаллизационные процессы, но еще очень слабо проявляет себя фазовая перекристаллизация. Поэтому условие А.А. Бочвара по назначению температуры отжига не выполняется. Обычно для сплавов типа дуралюмин (Д1, Д16), авиали (АВ, АК6, АК8 и др.) температуру отжига принимают 350 - 370 °С с охлаждением на воздухе.

Высокопрочные сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu типа В95 при этой температуре не рекристаллизуются, поэтому их вынужденно отжигают при температурах 390 - 430 °С, при которых уже существенно развиваются процессы фазовой перекристаллизации. В этом случае охлаждение осуществляют замедленно (не более 30°/ч) до 150 - 200 °С. После горячей деформации все термически упрочняемые сплавы отжигают при повышенной температуре (390 - 430 °С) с последующим медленным охлаждением с теми же скоростями. При этом для сплавов типа дуралюминов медленное охлаждение заканчивают при температуре 260 °С.

7.3 *Магний и его сплавы*

Температурный порог рекристаллизации *магния* около 100 °С. Для большинства *магниевых сплавов* 250 - 280 °С. Температура отжига практически для всех сплавов 350 °С. Длительность выдержки 0,5 - 2,0 ч. Охлаждение производят на воздухе. Скорость нагрева и охлаждения не оказывает влияния на результаты отжига. Особенностью отжига магниевых сплавов остается *опасность самовоспламенения и взрыва* в контакте с селитрами. Поэтому использование для нагрева селитровых ванн *категорически не допускается*, а при осу-

ществлении отжига, особенно крупных заготовок необходимо использовать защитные среды. Отжигают магниевые сплавы как после холодной, так и после горячей деформации.

7.4 Медь и медные сплавы

Медь и большинство медных сплавов упрочняющей термической обработке не подвергают, поэтому для таких сплавов рекристаллизационный отжиг становится основным видом термической обработки, определяющим качество изделий. Температурный порог рекристаллизации меди колеблется в от 180 до 230 °С. Для большинства двойных латуней и бронз составляет 300 - 400 °С, для сплавов меди с никелем (мельхиоров, нейзильберов), а также хромовых бронз - 400 - 500 °С.

Для меди температуру рекристаллизационного отжига выбирают 500 - 700 °С, что существенно в большую сторону отличается от рекомендаций А.А. Бочвара. Как видно из приведенных данных превышение температуры отжига над температурным порогом рекристаллизации составляет 300 ° и более вместо 100 - 150 ° по вышеуказанным рекомендациям. Аналогично температура отжига двойных латуней и бронз составляет 600 - 700 °С, а медно-никелевых сплавов и хромовых бронз - 700 - 850 °С. Такое положение объясняется тем, что у меди и медных сплавов широкий температурный интервал развития первичной рекристаллизации, существенно не укрупняющей размер зерна. Применение же повышенных температур увеличивает скорость рекристаллизационных процессов и позволяет получать более однородную структуру.

На примере медных сплавов в связи с рассмотренной особенностью можно сформулировать один из общих подходов для назначения температур рекристаллизационного отжига:

условие назначения температур по рекомендациям А.А.Бочвара на 100 - 150° выше температурного порога рекристаллизации соответствует лишь нижней температурной границе отжига. Верхним пределом температуры отжига является температура недопустимого перегрева либо пережога сплава, ухудшающих технологичность полуфабрикатов или конечные свойства изделий.

Скорость охлаждения меди и большинства двойных сплавов на ее основе практически не оказывает влияния на результаты отжига, поэтому может применяться любой. На практике такие сплавы часто охлаждают в воде, за счет чего достигается очистка поверхности полуфабриката (проволоки, ленты и др.) от окалины. Двухфазные латуни и бронзы таким образом охлаждать нельзя, поскольку во многих из них могут происходить мартенситные превращения либо формирование метастабильных фазовых составляющих с пониженной пластичностью.

7.5 *Никель и никелевые сплавы*

Температура начала рекристаллизации *чистого никеля* 300 °С. В *технически чистом никеле и никелевых сплавах* она составляет 350 - 550 °С. Температура отжига 700 - 800 °С, а никелевых сплавов 800 - 1100 °С, что так же, как и для меди значительно превышает значения температурного порога рекристаллизации.

Длительность выдержки при отжиге никелевых сплавов должна быть небольшой (1-15 мин.) в связи с интенсивным ростом зерна при развитии собирательной рекристаллизации.

Скорость охлаждения с температуры отжига зависит от типа сплава. Для *технически чистого никеля и термически неупрочняемых сплавов* (НМц5 - марганцовистый никель, НМЖМц-28-2,5-1,5 - монель-металл, Х20Н80 - нихром) охлаждение может быть любым и чаще всего его проводят на воздухе. Для *термически упрочняемых сплавов* типа Х20Н80Т3 - (нимоник) охлаждение должно быть ускоренным (в масле или даже в воде) в связи с опасностью выделения из твердого раствора вторичных фаз - упрочнителей, что может вызвать нежелательное в данном случае упрочнение, а также привести к межкристаллитной коррозии из-за выделения интерметаллидных частиц по границам зерен.

7.6 *Титан и его сплавы*

Титан, как и железо, является полиморфным металлом, поэтому особенности технологии рекристаллизационного отжига титана и его сплавов во многом напоминают рассмотренные для железа и сталей. Наряду с этим известно, что титан технической чистоты и большинство титановых сплавов характеризуются

весьма низкой технологичностью при обработке давлением, поэтому для повышения запаса пластичности и уменьшения сопротивления деформированию титановые сплавы подвергаются рекристаллизационному отжигу *обязательно* как после холодной, так и после горячей деформации. Кроме того, титан и его сплавы при высокотемпературных нагревах оказываются очень склонными к росту зерна, которое практически невозможно измельчить методами фазовой перекристаллизации. Поэтому мелкое зерно в титановых сплавах получают рекристаллизационным отжигом при оптимальных температурах. Температурный порог рекристаллизации *чистого титана* 450 °С. Для *титановых сплавов* он равен 550 - 600 °С. Оптимальными температурами рекристаллизационного отжига являются: для *титана* 550 - 700 °С, а для большинства *титановых сплавов* 630 - 750 °С. Длительность выдержки небольшая (10 - 40 мин), охлаждение на воздухе. Превышение указанных температур вызывает усиленный рост зерен по механизму собирательной рекристаллизации. Кроме того, при температурах выше 800 - 850 °С для разных сплавов происходит фазовое превращение, обеспечивающее упрочнение сплавов и понижение пластичности, т.е. эффектов, противоположных целям рекристаллизационного отжига.

7.7 *Отжиг, увеличивающий зерно*

Согласно классификации видов термической обработки операция отжига, увеличивающего зерно, выделена в самостоятельную группу, как четвертый вид отжига первого рода. Рассматривая цели, преследуемые этой обработкой, можно считать такое выделение правильным, хотя *структурные превращения*, лежащие в его основе, *общие* с уже рассмотренным рекристаллизационным отжигом. С точки зрения основных целей, которые ставятся перед отжигом, увеличивающим зерно, они прямо противоположны по сравнению с рекристаллизационным отжигом. Если рекристаллизационный отжиг выполняется для повышения пластичности и уменьшения сопротивления пластической деформации, то для отжига, увеличивающего зерно, механические свойства имеют второстепенное значение. Если при рекристаллизационном отжиге обычно получают сравнительно мелкозернистые структуры, то при отжиге, увеличивающем зерно, наоборот, увеличение размеров зерна до значений, соизмеримых с размерами самого изделия, оказывается основной его целью. Если при рекристал-

лизационном отжиге чаще всего стремятся предотвратить формирование текстур для уменьшения степени анизотропии свойств, то при отжиге, увеличивающем зерно, получение совершенной текстуры оказывается специальной целью. В этом случае отжиг часто называют *текстурирующим*.

Аналогично рассмотренному противопоставлению такие же подходы используют и при назначении технологических режимов обработки. Если при проведении рекристаллизационного отжига для получения мелкозернистого строения металла стараются избегать пластической деформации с критическими степенями, то для принципиального укрупнения зерна при отжиге, увеличивающем зерно, деформация со степенями, равными или близкими к ним, является одним из важнейших технологических приемов, позволяющих достичь целей отжига. То же можно сказать и о температурах отжига. Как известно, наиболее интенсивный рост зерен при отжиге происходит на стадии вторичной рекристаллизации, поэтому температуру отжига, увеличивающего зерно, принимают в 1,5 - 2,0 раза превышающую температурный порог рекристаллизации, что в большинстве случаев составляет 0,8 - 0,85 от температуры плавления.

Наиболее типичным представителем технологии отжига, увеличивающего зерно, является отжиг трансформаторной стали. Его осуществляют нагревом больших пачек тонколистового материала (10 - 20 т и более) до температуры 1100 - 1200 °С с выдержкой 20 - 30 ч в защитной среде *влажного водорода*, медленным нагревом и охлаждением вместе с печью с пропусканием через рабочее пространство защитной среды. Общий цикл отжига может составить 150 ч. При этом достигаются три важнейших структурных эффекта, улучшающих качество трансформаторной стали, в результате чего уменьшаются потери на перемагничивание стали при эксплуатации:

увеличение размера зерна, пронизывающих насквозь всю толщину листа (0,2 - 0,8 мм) и занимающих на поверхности листа площади до нескольких квадратных дециметров, уменьшает протяженность границ, что существенно увеличивает магнитную проницаемость стали;

получение совершенной ребровой текстуры уменьшает потери на перемагничивание в связи с достижением правильной ориентировки кристаллографических направлений в решетке железа относительно направления магнитных силовых линий в переменном магнитном поле трансформаторов, в котором сталь используется в качестве магнитопроводов;

взаимодействие поверхностных слоев металла с внешней водородной средой в процессе отжига способствует окончательному диффузионному удалению из объема стали остаточного углерода, что также уменьшает потери в магнитопроводах на их перемагничивание.

Другим примером технологии, использующей отжиг, увеличивающий зерно, является комплексная технология деформации и отжига тонкой вольфрамовой проволоки, используемой для навивки спиралей в электрических лампах накаливания. Проблема вольфрамовых нитей заключается в малой долговечности работы ламп в связи со склонностью обычной вольфрамовой проволоки к ползучести при высоких температурах. Повысить сопротивление ползучести оказывается возможным путем получения так называемой *стапельной структуры*, характеризующейся тем, что в поперечнике тонкой проволоки должно преимущественно располагаться лишь одно зерно, длина которого вдоль оси проволоки должна быть в несколько раз или в несколько десятков раз больше поперечного размера зерна. Это существенно уменьшает ползучесть нитей под действием их собственного веса при нагреве до температур эксплуатации (2500 °С). Стапельную структуру можно получить путем правильного сочетания степеней деформации при ковке и волочении проволоки, в том числе на промежуточных переделах и при окончательной деформации перед отжигом, увеличивающим зерно. Способ получения стапельной структуры разработан в ГУЦМиЗ.

Отжиг, увеличивающий зерно, может быть использован в качестве одной из технологий для получения монокристаллов. В этом случае также методами деформации с критическими степенями и последующего отжига при высоких температурах, близких к температуре плавления металла, получают крупнокристаллический образец, имеющий во всем объеме 2 - 3 зерна. Далее такой образец подвергают деформации на небольшие степени, близкие к критической, причем неоднородно по длине образца. При высокотемпературном отжиге такого образца единичные границы зерен, имевшиеся в объеме образца, начинают мигрировать от края, продеформированного на минимальную степень, до противоположного, получившего более высокую степень деформации. При такой миграции через весь образец вслед за мигрирующей границей во всем объеме остается единственное зерно, поглотившее все остальные. Таким образом, формируется монокристалл, т.е. образец, содержащий во всем объеме только одно зерно.

ОТЖИГ ВТОРОГО РОДА. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВОЙ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Понятие *отжига второго рода* объединяет в себе такие виды отжига, целью и теоретической основой которых является *фазовая перекристаллизация*.

Таким образом, возможность проведения отжига второго рода сплавов может быть определена при анализе диаграммы фазового равновесия системы. Он возможен для сплавов, нагрев и охлаждение которых вызывает развитие таких видов фазовой перекристаллизации, как:

полиморфное превращение в чистых компонентах, сплавах типа твердых растворов и иных фаз, претерпевающих перестройку кристаллической решетки в твердом состоянии;

процессы *растворения - выделения* избыточных фаз при нагреве и охлаждении в связи с переменной ограниченной растворимостью в граничном твердом растворе на базе основного компонента;

эвтектоидные превращения, обусловленные различными причинами;

другие виды превращений в твердом состоянии (*перитектоидные, моно-тектоидные и др.*).

Ниже рассматриваются варианты диаграмм фазового равновесия, определяющие возможность выполнения отжига второго рода и типы превращений, лежащих в основе структурных изменений при отжиге.

8.1 Отжиг второго рода и диаграммы фазового равновесия

Наиболее наглядным видом фазовой перекристаллизации в металле или сплаве является *полиморфное (аллотропическое)* превращение, заключающееся в перестройке кристаллической решетки при переходе через критическую точку металла или сплава. В чистом компоненте это превращение невариантно и

протекает в изотермических условиях выше либо ниже критической точки соответственно при нагреве и охлаждении. В двухкомпонентных сплавах при образовании твердых растворов полиморфное превращение становится моновариантным, протекающим при нагреве и при охлаждении в межкритическом интервале температур, причем растворение второго компонента в твердом растворе на основе металла-растворителя может либо понижать, либо повышать температуру начала и конца полиморфного превращения (рисунок 8.1).

Сплавы обеих систем, соответствующие составам, обозначенным C_0 , при нагреве от комнатной температуры до температуры t_3 претерпевают полную фазовую перекристаллизацию, при которой зерна α -твердого раствора заменяются новыми зернами β -твердого раствора во всем объеме сплава. При охлаждении происходит обратное превращение. Любое фазовое превращение развивается образованием внутри исходной фазы зародышей новой фазы с последующим их ростом до столкновения соседних растущих зерен таким образом, что размеры образующихся новых зерен определяются лишь числом зародышей, образовавшихся в единице объема и скоростью их роста в использованных условиях нагрева или охлаждения.

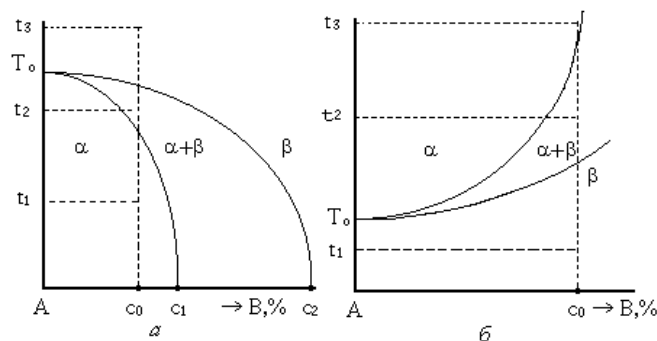


Рисунок 8.1. Диаграммы фазового равновесия с наличием полиморфного превращения у чистого компонента (температура превращения T_0) и твердых растворов на основе полиморфного металла. В качестве растворенного вещества выступает компонент В, понижающий (а) или повышающий (б) температуры начала и конца полиморфного превращения

Причем при каждом цикле фазовой перекристаллизации в пределах одного исходного зерна может образовываться один или более зародышей новой фазы. Поэтому в большинстве случаев после каждого цикла фазовой перекристалли-

зации образующиеся зерна оказываются мельче, чем зерна исходной фазы. Таким образом, один цикл нагрева и охлаждения дважды измельчает размер зерен, формируя мелкозернистое строение сплавов после фазовой перекристаллизации. Управляя числом образующихся зародышей и скоростью их роста при фазовой перекристаллизации, можно достичь существенного измельчения зерна, что позволяет влиять на механические свойства сплавов.

Пример диаграммы фазового равновесия в системе с наличием переменной ограниченной растворимости компонентов в твердом состоянии (например, эвтектического типа) представлен на рисунке 8.2.

Основным видом фазовой перекристаллизации в такой системе является превращение, обусловленное *переменной растворимостью* компонентов в граничных твердых растворах на основе компонентов системы (линии Mm и Nn на диаграмме). При нагреве сплавов (1 или 2) до температуры t_n избыток β -фазы растворяется в α -твердом растворе. При этом состав твердого раствора изменяется по линии mM от концентрации C_m - при комнатной температуре до концентрации, соответствующей составу сплава 1, либо до величины C_k в сплаве 2. При температуре t_0 в сплаве 1 достигается состояние насыщения твердого раствора. При дальнейшем нагреве сплав оказывается однофазным, а твердый раствор ненасыщенным.

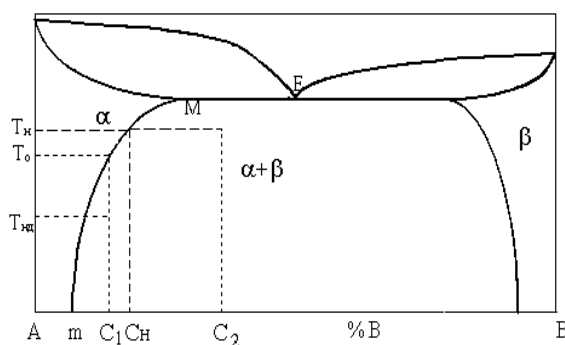


Рисунок 8.2. Фазовая диаграмма эвтектического типа с ограниченной переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии

При охлаждении в связи с уменьшением растворимости компонента B в твердом растворе из него вновь может выделяться избыточная β -фаза, количество которой в равновесном состоянии определяется правилом рычага. Расчеты

показывают, что фазовые превращения в такой системе развиваются не во всем объеме сплава, а лишь в объеме, занимаемом в состоянии равновесия избыточной β -фазой. Таким образом, в рассматриваемой системе фазовая перекристаллизация происходит только в части объема сплава, в связи с чем она носит название *частично*.

В сплаве 2 твердый раствор при нагреве постоянно насыщается компонентом B , как и в сплаве 1, однако вплоть до температуры t_n сплав остается двухфазным. Поскольку нагрев до температур, близких к эвтектической, может привести к *пережогу* или усиленному *росту зерна*, такой высокотемпературный нагрев для отжига второго рода не применяется. Это не позволяет полностью растворить избыточную фазу, в связи с чем фазовая перекристаллизация как при нагреве, так и при охлаждении реализуется не полностью. Фазовая перекристаллизация при нагреве до температур двухфазного состояния сплава называется *неполной*.

В рассматриваемой системе отжигу второго рода могут подвергаться все сплавы, ограниченные концентрациями точек m и n . Однако основные термически упрочняемые сплавы в таких системах имеют составы, расположенные в интервалах концентраций лишь немного левее и правее точек предельной растворимости (M и N). Поэтому отжигу второго рода наиболее часто приходится подвергать именно такие сплавы. Основным результатом отжига второго рода в таких системах может стать преобразование структурного состояния избыточной фазы, что заключается в изменении характера распределения ее по объему сплава, например, путем превращения прожилок избыточной фазы, располагающихся по границам зерен, в совокупность высокодисперсных частиц, равномерно распределенных по объему матричного твердого раствора. Это может значительно изменять прочностные и особенно пластические характеристики сплава.

Третьим важнейшим фазовым превращением, обуславливающим возможность проведения отжига второго рода, является *эвтектоидное* превращение (рисунок 8.3).

Эвтектоидному превращению в системе на приведенной диаграмме соответствует точка S и линия PSK . Проходя практически через всю диаграмму, линия PSK охватывает широкий интервал составов сплавов в рассматриваемой системе, которые могут подвергаться отжигу второго рода. В чистом виде, не ослож-

ненное другими видами фазовой перекристаллизации, эвтектоидное превращение протекает лишь в сплаве, соответствующем точке S диаграммы. В этом сплаве при нагреве и охлаждении выше и ниже температуры точки S проходит дважды полная фазовая перекристаллизация.

В сплавах доэвтектоидных (левее точки S) при переходе через критическую точку сплавы претерпевают эвтектоидное превращение лишь в части объема, а остающаяся часть претерпевает полиморфное превращение, рассмотренное выше (см. рисунок 8.1). Нагрев до температур, соответствующих двухфазному состоянию, и последующее охлаждение позволяет осуществлять неполную фазовую перекристаллизацию. Однако нагрев доэвтектоидного сплава выше верхней критической точки (линия GS) и последующее охлаждение до комнатной температуры позволяют осуществить полную фазовую перекристаллизацию, складывающуюся из двух частичных превращений: *эвтектоидного* в части объема и *полиморфного* в остальной.

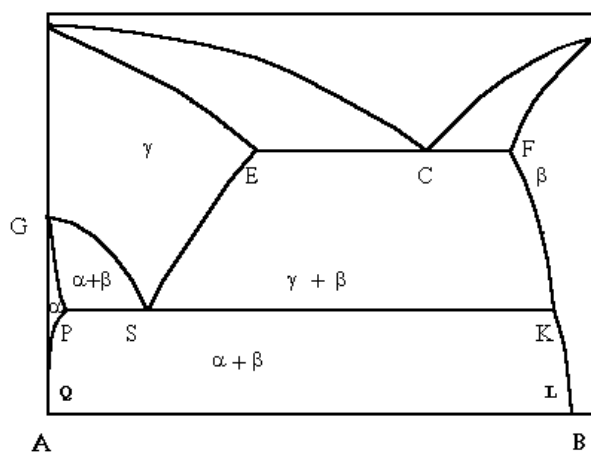


Рисунок 8.3. Диаграмма фазового равновесия с эвтектоидным превращением

Аналогично заэвтектоидные сплавы (правее точки S) при нагреве в двухфазную область (выше линии SK , но ниже SE) и последующем охлаждении также претерпевают лишь неполную фазовую перекристаллизацию, складывающуюся из частичного эвтектоидного превращения и неполного растворения и выделения избыточной фазы, связанных с переменной ограниченной растворимостью компонента B в γ -твердом растворе согласно линии SE диаграммы. Нагрев до температур, превышающих верхнюю критическую точку (линия SE), и после-

дующее охлаждение до комнатной температуры обеспечивают развитие полной фазовой перекристаллизации, также складывающейся из двух частичных.

Такое сочетание разных видов фазовой перекристаллизации в рассматриваемой системе позволяет использовать различные технологические варианты отжига второго рода и в широких пределах изменять структуру и свойства сплавов. Кроме того, как видно на рисунке 8.3, в системе можно обнаружить еще целый ряд линий (например, FK , KL , PQ), определяющих возможность развития других видов фазовой перекристаллизации и, соответственно, дополнительных видов отжига.

Рассмотренными диаграммами не ограничивается возможность назначения технологии отжига второго рода, хотя они и являются наиболее распространенными. Отжиг возможен также в системах с *перитектоидным*, *монотектоидным* и другими видами фазовой перекристаллизации.

8.2 Основные закономерности фазовой перекристаллизации

В соответствии с основными положениями термодинамики все самопроизвольные процессы в системе могут происходить лишь в направлении, обеспечивающем уменьшение свободной энергии в системе. Типичные кривые изменения свободной энергии в зависимости от температуры и состава фаз (рисунок 8.4) показывают, что если в системе фазы α и β претерпевают полиморфное превращение при температуре T_0 из одной фазы в другую, то линии, характеризующие изменение их свободной энергии в зависимости от температуры, должны пересекаться при этой температуре.

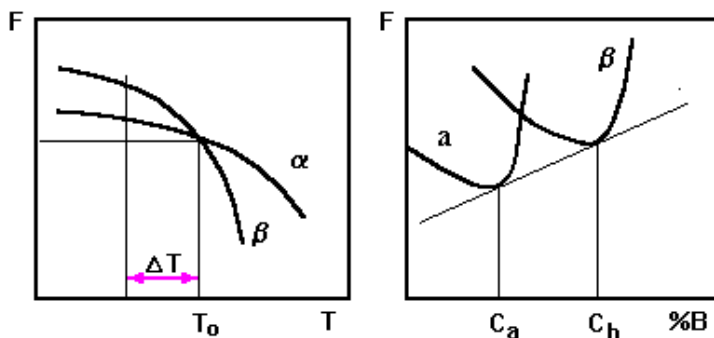


Рисунок 8.4. Графики изменения свободной энергии в системе, характеризующие фазовое равновесие в системе: *а* - изменение свободной энергии в системе двух фаз, претерпевающих полиморфное превращение при температуре T_0 ; *б* - условия фазового равновесия в системе двух фаз переменного состава

Это означает, что при температуре T_0 , называемой температурой *фазового равновесия*, обе фазы имеют одинаковую величину свободной энергии. Отклонение от этой температуры вниз или вверх приведет к тому, что свободная энергия одной из фаз окажется ниже, чем другой, и, следовательно, именно эта фаза становится равновесной при данных температурных условиях. Это происходит потому, что образование некоторого объема новой фазы, обладающей меньшей свободной энергией по сравнению с исходной, будет приводить к уменьшению общей свободной энергии системы. Таким образом, при температурах ниже T_0 равновесной будет α -фаза, а при более высоких температурах - β -фаза.

Если фазовое превращение происходит в системе двух фаз, которые характеризуются не только различными кристаллическими решетками, но и переменным химическим составом, то условия фазового равновесия определяются диффузионными процессами перераспределения компонентов системы между фазами через межфазную границу, а внутри каждой из фаз при этом должны протекать диффузионные процессы, поддерживающие однородность химического состава по сечению каждой из фаз. Поэтому для каждой из исследуемых температур устанавливается определенное соотношение не только значений свободной энергии системы, но и величин равновесных концентраций фаз, находящихся в состоянии равновесия. На рисунке 8.4,б можно видеть, что при концентрации левее C_a минимальной свободной энергией обладает α -фаза. При концентрации второго компонента, превышающей значение C_b , равновесной при рассматриваемых температурных условиях является β -фаза, как фаза с минимальной свободной энергией в этих условиях. Если в системе содержание второго компонента соответствует интервалу концентраций от C_a до C_b , то минимуму свободной энергии будет соответствовать смесь фаз, характеризую-

щихся совершенно однозначными значениями равновесных концентраций, определяемых точками касания прямой линии, проведенной к кривым изменения свободной энергии каждой из фаз. Поэтому при фазовом переходе из одной фазы в другую равновесной концентрацией α -фазы вблизи межфазной границы будет величина C_a , а β -фазы - C_b . Интенсивность фазового перехода будет определяться абсолютной разницей свободных энергий исходной и образующейся фаз, поэтому чем больше разница между реально реализуемой температурой фазового перехода и температурой фазового равновесия ($\Delta T = T_0 - T_1$), тем интенсивнее протекает фазовое превращение (см. рисунок 8.4,а). Кроме того, интенсивность фазового перехода в системе фаз с переменной концентрацией зависит от градиентов равновесных концентраций фаз вблизи межфазной границы. Чем больше эти градиенты, тем интенсивнее развиваются фазовые превращения.

Разность ΔT между температурой устойчивого фазового равновесия двух фаз T_0 и температурой фазового превращения относительно этой точки в реальных условиях нагрева или охлаждения T , называется степенью перенагрева или степенью переохлаждения.

Необходимость перенагрева (либо переохлаждения) для осуществления фазового перехода связана с затратами энергии на образование межфазной поверхности при появлении нового объема. Если образование объема кристаллика новой фазы уменьшает общую свободную энергию системы, то для образования его поверхности энергия должна быть подведена извне. Поэтому при очень малых отклонениях от равновесной температуры соотношение между затратами энергии на образование поверхности и выделение энергии, обусловленной появлением нового объема, может оказаться не в пользу развития превращения. Кроме того, на межфазных границах концентрируются упругие напряжения, вызванные разницей удельных объемов превращающихся фаз, связанной с отличиями их кристаллографического строения. Математически в первом приближении это может быть выражено уравнением

$$\Phi = - f \cdot V + S \cdot (\sigma + \sigma_y),$$

где Φ - суммарная свободная энергия системы; V и S - соответственно объем и поверхность образующегося зародыша новой фазы; f - разница удельных зна-

чений свободной объемной энергии старой и новой фаз; σ -удельная энергия межфазной поверхности; σ_y -упругая поверхностная энергия, обусловленная различием удельных объемов старой и новой фаз, имеющих разные кристаллические решетки. Выразив значение объема V и поверхности S зародыша кристалла через единый геометрический параметр, например, через радиус сферического зародыша r_k , можно представленное выше уравнение проанализировать графически (рисунок 8.5), что позволяет наглядно представить затраты энергии для образования зародыша, способного к самопроизвольному росту, а также показать роль степени переохлаждения в этом процессе.

При появлении первых очень мелких зародышей новой фазы, меньших некоторой критической величины (r_k), затраты энергии на образование межфазной поверхности оказываются выше, чем величина высвобождающейся энергии за счет появления объема этих зародышей новой фазы. Таким образом, непосредственно после переохлаждения в начальные моменты превращения новая фаза может образовываться только в условиях подвода извне энергии, необходимой для образования поверхности, и, следовательно, не может развиваться как самопроизвольный процесс.

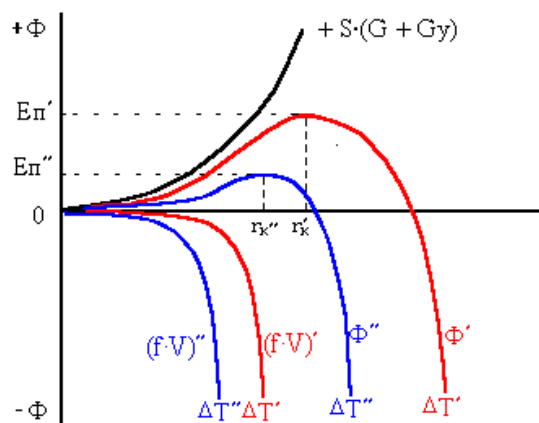


Рисунок 8.5. Изменение полной свободной энергии системы Φ и ее разложение на составляющие: объемной энергии $-f \cdot V$ и поверхностной $+S \cdot (\sigma + \sigma_y)$

Уровень энергии, который необходимо подвести к системе для начала самопроизвольного развития превращения, определяется величиной потенциального энергетического барьера E_p . При увеличении размера зародыша более критиче-

ского r_k , полная свободная энергия системы непрерывно уменьшается. А это значит, что зародыши, имеющие размер, больше критического, способны к самопроизвольному росту, обеспечивая непрерывное развитие фазового превращения.

С увеличением степени переохлаждения (или перенагрева) растет выигрыш объемной свободной энергии (см. рисунок 8.4,а), при этом значение отрицательного члена уравнения для полной свободной энергии системы возрастает. Такому эффекту соответствуют две кривые $(-f \cdot V)$, построенные для $\Delta T'$ и $\Delta T''$.

Поверхностная энергия мало зависит от степени переохлаждения (или перенагрева) в связи с чем суммирование объемной свободной энергии для различных степеней переохлаждения ($\Delta T' < \Delta T''$) дает кривые полной свободной энергии системы Φ' и Φ'' (рис. 8.5), характеризующиеся тем, что с увеличением степени переохлаждения (или перенагрева) уменьшается потенциальный энергетический барьер превращения и размер критического зародыша. Учитывая, что в любой статистической системе меньших величин всегда значительно больше, чем больших, уменьшение критического размера зародыша означает и рост количества зародышей, образующихся в единицу времени при фазовых превращениях с увеличением степени переохлаждения (или перенагрева).

Число зародышей, образующихся в единицу времени при фазовой перекристаллизации (n), является первым *кристаллизационным* параметром, определяющим кинетику превращения. *Второй* кристаллизационный параметр - *линейная скорость роста* кристаллов (c). Впервые такие кристаллизационные параметры были предложены и описаны Тамманом для анализа процессов кристаллизации жидкости.

Однако они аналогично описывают и процессы, протекающие в металлах и сплавах в твердом состоянии. Поэтому и здесь они называются кристаллизационными *параметрами Таммана*. Их изменение в зависимости от степени перенагрева и переохлаждения приведены на рисунке 8.6.

Как видно, что с увеличением степени перенагрева наблюдается непрерывный рост обоих кристаллизационных параметров, что обусловлено двумя причинами: увеличением движущего фактора превращения - разности величин свободной энергии исходной и образующейся фаз, а также ростом интенсивности диффузионных процессов при увеличении абсолютного значения температуры превращения.

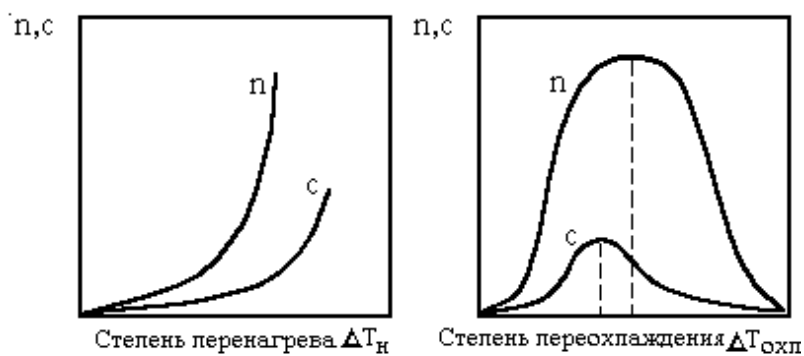


Рисунок 8.6. Кривые Таммана для процессов фазовой перекристаллизации, характеризующие зависимость числа центров фазовой перекристаллизации (n) и скорости роста кристаллов новой фазы (c): a - от степени перенагрева; b - от степени переохлаждения

При охлаждении увеличение степени переохлаждения, как и в предыдущем случае, сначала повышает и число центров фазовой перекристаллизации, образующихся в единицу времени, и линейную скорость роста кристаллов. Однако в рассматриваемом случае обе кривые, достигая максимума, оказываются ниспадающими в дальнейшем, определяя уменьшение интенсивности процессов фазовой перекристаллизации при снижении абсолютного значения температуры превращения. Причем максимум на кривой числа центров смещен относительно максимума линейной скорости роста кристаллов в сторону более высоких степеней переохлаждения. Это означает, что когда линейная скорость роста зародышей новой фазы уже начинает убывать, число образующихся зародышей все еще продолжает увеличиваться, в результате чего происходит уменьшение размеров частиц формирующихся фаз, определяя общее измельчение структуры. При очень больших степенях переохлаждения кристаллизационные параметры могут уменьшиться до нулевых значений, что означает возможность полного подавления процессов диффузионной фазовой перекристаллизации. Эта особенность лежит в основе технологии *закалки* - операции термической обработки, которая будет рассматриваться в последующей части изучаемого курса.

Представленные выше закономерности развития процессов относятся к типу *самопроизвольной* фазовой перекристаллизации, поскольку при рассмотрении

считалось, что она обусловлена лишь энергетическими флуктуациями атомов вещества, претерпевающего превращение. Реально в металлических системах процессы фазовой перекристаллизации протекают в условиях наличия иных энергетических флуктуаций, по сравнению со статистическими колебательными движениями атомов в идеальной кристаллической решетке около положения равновесия. Этими дополнительными флуктуациями могут являться физические и химические неоднородности реальных фазовых и структурных составляющих в рассматриваемой системе. Возникновение зародышей новых фаз и их рост на готовых поверхностях раздела либо с участием дефектов кристаллического строения соответствует процессам *несамопроизвольной фазовой перекристаллизации*.

8.3 Влияние реальной структуры сплава на развитие фазовой перекристаллизации

Реальная структура сплава характеризуется наличием в ней большого количества разнообразных готовых поверхностей или иных локальных участков, на которых облегчено образование зародышей и их последующий рост за счет влияния дефектов кристаллического строения на процессы перестройки решетки или диффузионный массоперенос атомов.

Готовыми поверхностями раздела, способствующими развитию фазовой перекристаллизации, являются: границы зерен, стенки пор и микротрещин, любые межфазные границы, в том числе поверхности мельчайших частиц оксидов, сульфидов, карбидов, нитридов и других включений. *Границы зерен и межфазные границы* - наиболее грубые поверхностные дефекты в кристаллическом строении фаз. Они обладают избытком свободной энергии по сравнению с объемами металла внутри зерен или вдали от межфазных границ. Это уменьшает затраты энергии на образование новой поверхности раздела образующегося зародыша, содействуя более легкому преодолению потенциального энергетического барьера образования зародыша критического размера. Границы зерен являются сложными дислокационными образованиями, вдоль которых облегчен диффузионный перенос атомов по сравнению с диффузией веществ в идеальной кристаллической решетке. На границы зерен, как и на иные дефекты кристаллического строения, еще до начала собственно фазовой перекристаллиза-

ции перераспределяются атомы растворенного вещества, создавая необходимую для зарождения кристаллов новой фазы флуктуацию концентрации, что также облегчает развитие фазовой перекристаллизации на границах.

Существенное значение для образования зародышей новой фазы имеют *субзеренные границы*, а также *скопления дислокаций* и даже *отдельные дислокации*. Особую роль в процессах зарождения играют *дефекты упаковки*, возникающие как в результате деформационных преобразований дислокационной структуры вещества, претерпевающего превращение, так и в результате захлопывания вакансионных дисков. Во многих случаях дефект упаковки и связанные с ним атомы второго компонента в виде упорядоченного *облака Сузуки* формируют элементарную двух-, трехслойную атомную структуру, соответствующую конфигурации расположения атомов в новой фазе. Остается лишь решить, обладает ли такой зародыш размерами, превышающими критические, что определяет его способность к дальнейшему росту.

Отдельные дислокации способствуют процессам зарождения по трем основным причинам. Во-первых, дислокации, являясь дефектами кристаллического строения, образуют вокруг себя области искажения кристаллической решетки, в которой возникают так называемые *облака Котрелла*, т.е. области повышенной концентрации атомов растворенного вещества, образуя микронеоднородности состава, облегчающие достижение требуемой флуктуации концентрации для появления зародыша, обогащенного этим компонентом. Во-вторых, дислокации, являющиеся линейными видами дефектов, становятся своеобразными *диффузионными трубками*, вдоль которых облегчается диффузионный массоперенос атомов к местам роста частиц новой фазы. В-третьих, каждая дислокация представляет собой микрообъем вещества со сложным распределением упругих напряжений относительно оси дислокации. Наиболее наглядным примером в данном случае представляется микрообъем вещества в окрестности ядра краевой дислокации. Выше края экстраплоскости все атомные плоскости находятся в *сжатом* состоянии, а в атомном слое лишь на одно межатомное расстояние ниже края экстраплоскости находится *область растяжения*. Поэтому дислокация, возникающая на межфазной границе, при образовании зародыша, компенсирует любые по направлению напряжения, способствуя зарождению кристаллов новой фазы и их росту.

На развитие процессов фазовой перекристаллизации существенное влияние оказывают *примеси*. Атомы примесей, отлагаясь на границах зерен, могут уменьшать уровень поверхностной энергии в связи с уменьшением величины искажений, свойственных обычной границе. Это достигается за счет внедрения в области несплошностей на границе атомов внедрения или путем замещения атомов основного вещества веществом примеси, имеющим иные атомные размеры, компенсируя искажения на границе. В этом случае примеси уменьшают роль границ зерен как катализаторов фазовой перекристаллизации. Примеси, оказывающие такое влияние на свойства границы, называются *горофильными*.

Некоторые примеси могут увеличивать энергию границ при расположении на них атомов или образовании частиц примесных фаз. Такие примеси называются *горофобными*. Они повышают ускоряющее влияние границ на развитие процессов фазовой перекристаллизации.

Большое влияние на развитие процессов фазовой перекристаллизации оказывает *кристаллографическое соответствие* исходной и образующейся фаз. Интенсивность развития фазового превращения будет максимальной в случае, если при образовании зародыша и его роста соблюдается принцип структурного и размерного соответствия, впервые сформулированный П.Д. Данковым и С.Т. Конобеевским (*принцип Данкова-Конобеевского*). Согласно этому принципу, “химическое превращение на поверхности твердого тела развивается таким образом, чтобы конфигурация атомов исходной твердой фазы сохранялась (или почти сохранялась) и в новой твердой фазе. Возникающая при указанном процессе кристаллическая решетка новой фазы сопрягается с кристаллической решеткой исходной фазы подобными плоскостями, параметры которых отличаются друг от друга минимально”.

Непрерывное сопряжение кристаллических решеток двух фаз на межфазной границе подобными кристаллографическими плоскостями и направлениями, заключающееся в образовании непрерывных межатомных связей с их частичным упругим искажением, обусловленным разницей в кристаллическом строении этих фаз, называется их когерентностью.

Необходимо иметь в виду, что при любом фазовом превращении, развивающемся в условиях когерентности решеток искажения в области образующейся межфазной границы неизбежны. Однако эти искажения остаются упругими, и непрерывность межатомных связей полностью сохраняется до тех пор,

пока напряжения на межфазной границе не превысят некоторого предела, при котором происходит пластический сдвиг. Это приводит к образованию дислокации на межфазной границе, что соответствует началу частичного нарушения когерентности. При дальнейшем накоплении искажений на границе, сопровождающемся пластическими сдвигами, плотность дислокаций накапливается, увеличивая степень нарушения когерентности. Полное нарушение когерентности на межфазной границе соответствует получению полностью неупорядоченного расположения атомов в переходной зоне между фазами.

Если при развитии фазового превращения когерентность обеспечивается только в одном или двух направлениях, а в других кристаллографических направлениях сопряжения решеток обеспечить не удастся, то в таком случае наблюдается ускоренный рост новой фазы в указанных одном или двух направлениях, а в остальных рост фазы ограничивается диффузионным неупорядоченным межфазным переходом. При этом формируются игольчатые либо пластинчатые выделения новой фазы. Типичным примером такого фазового превращения является образование *видманитеттового феррита*, образующегося в доэвтектоидных сталях при ускоренном охлаждении (например, на воздухе) с повышенных (выше 900 - 1000 °С) температур аустенитного состояния.

Ускоряющая роль когерентности фаз при фазовом превращении оказывается настолько сильной, что в ряде случаев требование соблюдения когерентности на межфазной границе обуславливает прохождение фазового превращения в несколько стадий, на которых образуются *промежуточные* фазы, не обозначенные на равновесных диаграммах состояния в связи с их метастабильностью. Хотя такие метастабильные фазы и обладают более высокой свободной энергией по сравнению со стабильной фазой, но они будут образовываться в первую очередь в связи с максимальным сходством в расположении атомов на соприкасающихся гранях старой и новой фаз; это обеспечивает минимум поверхностной энергии межфазной границы, которая в этом случае образуется. На последующих стадиях фазового превращения промежуточная фаза может превращаться в стабильную путем когерентной перестройки или неупорядоченных атомных переходов в зависимости от температуры процесса и иных внешних условий. Наиболее характерным примером фазовых превращений, развивающихся в несколько стадий через образование промежуточных метастабильных фаз, являются процессы распада пересыщенных твердых растворов при старе-

нии и отпуске, которые будут рассмотрены нами детально в последующей части курса.

На течение фазовой перекристаллизации оказывает влияние напряженное состояние превращающихся фаз, возникающее в системе под действием приложенных внешних сил, а также в связи с образованием внутренних напряжений при наличии термических градиентов (термические напряжения), и при неодновременном или неоднородном по объему развитии структурных превращений (структурные напряжения).

Упругие и пластические деформации, обусловленные вышеуказанными напряжениями, практически всегда ускоряют развитие фазовых превращений. Исключение составляет влияние всестороннего сжатия на развитие превращения, протекающего с увеличением объема, которое замедляется по мере роста кристалла. Примером такого превращения является процесс графитизации цементита при отжиге на ковкий чугун.

8.4 Понятие кинетики фазового превращения

Изменение относительного количества фазы, образующейся по мере развития фазового превращения, называют его *кинетикой*. Чаще всего кинетику превращений изучают во времени. Если при этом температуру превращения поддерживают постоянной, то такая кинетика *изотермическая*.

Для процессов, протекающих в условиях очень быстрого охлаждения, когда временной фактор становится практически незначимым, а изменение количества фаз определяется только температурными изменениями, то такая кинетика носит название *атермической*.

Широкое применение находит промежуточный характер кинетики, когда изменение количества фаз и их структурное состояние оценивают в условиях непрерывного охлаждения с различными скоростями в реальном масштабе времени (*термокинетические процессы*).

Для изучения кинетики превращений используют экспериментальные методы, изготавливая требуемое количество образцов из исследуемого материала, которые затем подвергают нагревам и охлаждениям до температур, обеспечивающих развитие фазовых превращений, и следят за изменением количества исходной и образующейся фаз с построением количественных зависимостей.

Для характеристики изотермических, атермических или термокинетических процессов наблюдения за количеством фаз осуществляют в температурно-временных условиях, свойственных соответствующей кинетике.

Для наблюдения за ходом процессов применяют непосредственное определение количества фаз структурными методами анализа (металлографический, рентгеноструктурный, другие методы физико-химии), либо методы измерения структурно-чувствительных свойств (магнитные свойства ферромагнитного материала, удельное электросопротивление, коэффициент теплового линейного расширения и др.).

Если методы количественного структурного анализа требуют применения закалочных экспериментов для анализа структуры в условиях прерванного на промежуточном этапе превращения, то методы измерения физических свойств позволяют изучать кинетику непосредственно при протекании фазового превращения. Оба эти метода имеют свои преимущества и недостатки. Наиболее полные и точные данные о кинетике процессов можно получить лишь при совместном использовании разных методов.

Изучению кинетики фазовых переходов помогают методы математического моделирования, основанные на анализе многочисленных экспериментальных фактов и сведений о термодинамических характеристиках изучаемых систем.

Наиболее точное описание математическими методами изотермической кинетики диффузионного фазового превращения предложено А.Н. Колмогоровым, согласно которому:

$$V_{\tau}/V_0 = 1 - \exp(-A \cdot \tau),$$

$$A = (\pi \cdot n \cdot c^3) / 3 = 1,04719 \cdot n \cdot c^3,$$

где V_{τ} и V_0 - соответственно объем образовавшейся фазы к моменту времени τ и общий исходный объем вещества, принятый за 100%; n и c - кристаллизационные параметры Таммана (соответственно число зародышей, образующихся в единицу времени и линейная скорость роста кристаллов).

Анализ этих уравнений позволяет установить, что при любой степени перегрева либо переохлаждения, независимо от количественных значений кри-

сталлизионных параметров форма кинетической кривой, определяющей изменение количества новой фазы на начальном этапе превращения и далее при развитии и затухании превращения, одинакова. Кривая имеет сигмаидальную форму. Семейство кривых представлены на рисунке 8.7.

Начальный момент любого превращения характеризуется очень медленным нарастанием количества образующейся фазы, что объясняется небольшим числом образующихся зародышей. Достаточно большое время затрачивается на образование первых 0,5-1,0% новой фазы, которые трудно обнаружить экспериментальными методами исследования.

Это время *инкубационного* периода превращения. Точку на такой кривой, соответствующую появлению начальных количеств новой фазы, называют точкой начала фазового превращения.

В дальнейшем нарастание количества новой фазы происходит с ускорением вплоть до 50% новой фазы, когда скорость превращения становится максимальной. В дальнейшем, и особенно на завершающем этапе превращения, скорость увеличения количества новой фазы затухает в связи с исчерпанием количества исходной фазы.

Положение же кинетической кривой, соответствующей развитию превращения в реальном масштабе времени при тех или иных температурных условиях, определяется коэффициентом A , т.е. кристаллизационными параметрами фазовой перекристаллизации n и c .

Причем, определяющее влияние на объем фазы, претерпевающей превращение, оказывает линейная скорость роста кристаллов (кубическая зависимость), тогда как степень дисперсности (структурное состояние) образующихся структур определяется числом центров фазовой перекристаллизации, образующихся в единицу времени.

8.5 Изотермическая кинетика фазовых превращений при нагреве и охлаждении

Режимы термической обработки металлов и сплавов во многих случаях предусматривают нагрев до температуры высокотемпературного фазового состояния, выдержку при этой температуре, ускоренное охлаждение до одной из температур ниже критической точки, повторную выдержку при заданной степени

переохлаждения, достаточную для полного завершения обратного фазового превращения, и последующее произвольное охлаждение.

Рассмотрение полного цикла превращений, протекающих при термической обработке может быть выполнено на примере исследования изотермической кинетики (рисунок 8.7).

При этом предполагается, что прямое фазовое превращение при нагреве осуществляется как в период подъема температуры до заданного значения, так и в процессе последующей изотермической выдержки при этой температуре, а обратное превращение высокотемпературной фазы в низкотемпературную происходит в изотермических условиях при второй (низкотемпературной) выдержке после подстуживания сплава до заданной степени переохлаждения.

Фазовое превращение, протекающее при нагреве или охлаждении в условиях постоянства температурного режима при заданной степени перенагрева или переохлаждения, называется **изотермическим превращением**. С учетом изменения кристаллизационных параметров при нагреве и охлаждении, в зависимости от степени перенагрева либо переохлаждения, (см. рисунок 8.6), можно проанализировать кинетику этих фазовых превращений и построить соответствующие диаграммы изотермических превращений. Построения, выполненные на едином координатном поле для нагрева и охлаждения (рисунок 8.7), позволяют рассматривать взаимосвязь превращений в едином технологическом процессе термической обработки.

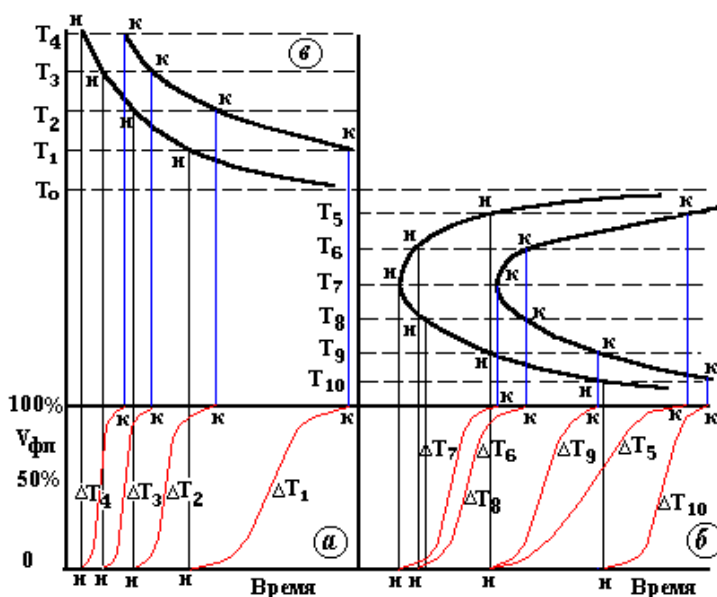


Рисунок 8.7. Кинетические кривые (*a* и *б*) и построение диаграмм изотермического превращения при нагреве (*в*) и охлаждении (*г*): T_0 - температура фазового равновесия (критическая точка сплава) $T_0 < T_1 < T_2 < T_3 < T_4$; $T_0 > T_5 > T_6 > T_7 > T_8 > T_9 > T_{10}$ - температурные условия развития фазовых превращений, соответственно при нагреве и охлаждении; точки *н* - точки начала фазовых превращений, *к* - конца

При этом оказывается возможным анализировать развитие процессов фазовой перекристаллизации во времени при каждой из использованных температур превращения. На рисунке 8.7 *a* и *б* приведены кинетические кривые, соответствующие изменению количества образующейся новой фазы при разных степенях перенагрева и переохлаждения.

Фазовое превращение при нагреве (рисунок 8.7,*a*) происходит таким образом, что при увеличении степени перенагрева непрерывно увеличиваются кристаллизационные параметры (см. рисунок 8.6,*a*), что обеспечивает повышение интенсивности превращения. При этом, уменьшается инкубационный период превращения (расстояние от начала координат до точки *н* при каждой из степеней перенагрева) и время полного завершения процесса (точки *к*).

Перенос точек *н* и *к* на изотермы температур превращения верхнего координатного поля *в* позволяет получить линии, построенные по точкам *н* и *к*, которые являются геометрическим местом точек, соответственно, начала и конца фазового превращения при нагреве.

Полученное в результате такого построения поле *в* становится *диаграммой* изотермического превращения при нагреве. Здесь область поля, левее линии “*н*”, является областью инкубационного периода и одновременно областью перенагретой низкотемпературной фазы, находящейся в состоянии подготовительного периода превращения.

Область диаграммы, находящаяся между линиями “*н*” и “*к*” - область развития фазового превращения, т.е. двухфазная область. Перемещение фигуративной точки по горизонтали от линии “*н*” к линии “*к*” сопровождается увеличением количества новой фазы, что можно проследить по соответствующей кинетической кривой на поле *a*.

Правее линии “*к*” располагается область новой высокотемпературной фазы, образовавшейся в результате превращения.

Диаграммы изотермического превращения при нагреве могут дать информацию о необходимой для завершения превращения *длительности выдержки* при температурах отжига второго рода или любых иных видах термической обработки, использующих соответствующие температуры нагрева. Диаграммы изотермического превращения строят индивидуально для конкретного материала и используют исключительно для него при назначении режимов термической обработки.

В случае фазового превращения при охлаждении применение малых степеней переохлаждения (температура T_5) обеспечивает очень медленное развитие фазового превращения, что связано с малыми значениями кристаллизационных параметров в начале переохлаждения (рисунок 8.6,б). На (рисунке 8.7,б) можно видеть большое значение инкубационного периода превращения, соответствующего температуре T_5 .

Увеличение степени переохлаждения, приводя к росту кристаллизационных параметров (n и c) до максимальных значений (рисунок 8.6,б), ускоряет развитие превращения, уменьшает инкубационный период и длительность развития превращения (температуры $T_6 - T_8$). Это обусловлено ростом термодинамических стимулов (разницы свободной старой и новой фаз) с увеличением степени переохлаждения.

Дальнейшее увеличение степени переохлаждения приводит к такому понижению абсолютных значений температуры превращения, при которых значительно замедляются диффузионные процессы, лежащие в основе механизмов фазового превращения. Это вновь замедляет развитие превращения, увеличивает длительность инкубационного периода и периода превращения (температуры T_9 и T_{10}).

Соединив все точки n , а также точки k , на координатном поле (g), можно получить *диаграмму* изотермического превращения при охлаждении, аналогично построенной выше диаграмме для превращения при нагреве. Форма новой диаграммы напоминает русскую букву *C*, в связи с чем такие диаграммы часто называют *C - образными*.

На C-образной диаграмме область левее линии “ n ” является областью инкубационного периода превращения и одновременно областью переохлажденной высокотемпературной фазы, находящейся в состоянии предпревращения. Этому состоянию соответствуют начальные этапы механизмов превращения, не

фиксирующиеся методами, используемыми при исследовании кинетики превращения.

Таковыми процессами могут быть, например, диффузионное перераспределение компонентов по сечению фазы с появлением флуктуаций концентрации, способствующих образованию первых зародышей новой фазы. Область диаграммы между линиями “н” и “к” - это область развития превращения.

Перемещение фигуративной точки между этими кривыми соответствует увеличению количества новой фазы в соответствии с кинетическими кривыми, приведенными на поле б. Область правее линии “к”-область образовавшейся в результате превращения низкотемпературной фазы.

8.6 Термокинетические диаграммы фазового превращения

Диаграммы, аналогичные изотермическим, можно строить в условиях непрерывного охлаждения с различными скоростями, фиксируя при этом точки начала и окончания развития фазового превращения. В этом случае получаемая диаграмма носит название *термокинетической*, в отличие от изотермической, рассмотренной выше.

Термокинетические диаграммы фазового превращения при охлаждении более точно отражают развивающиеся превращения в сплавах при непрерывном охлаждении, и их применение предпочтительнее в таких условиях. Однако с достаточной точностью о развитии превращений в условиях непрерывного охлаждения можно судить и по изотермическим диаграммам, имея в виду, что в условиях непрерывного охлаждения превращение начинается всегда при температурах несколько более низких, чем это вытекает из изотермической диаграммы.

Использование изотермических диаграмм вместо термокинетических связано с тем, что построение термокинетических диаграмм является более трудоемким делом, и для многих материалов они просто еще не построены. Анализируя же превращения при постоянных температурах, следует использовать только изотермические диаграммы.

Изотермические и термокинетические диаграммы превращения переохлажденной фазы сталей и сплавов имеют очень большое значение в практике термической обработки.

С их помощью можно определить оптимальные температуры и длительности изотермической выдержки при осуществлении изотермического отжига, изотермической закалки, скорости охлаждения, обеспечивающие получение заданной структуры и свойств сплавов, температуры пластического деформирования при термомеханической обработке, критические скорости закалки и т.д.

Диаграммы фазового превращения при нагреве дают возможность определить рациональную степень подъема технологической температуры нагрева над критической точкой с целью достижения оптимальных условий скорейшего завершения фазового превращения и гомогенизации состава высокотемпературной фазы. Диаграммы фазового превращения при охлаждении определяют оптимальные степени переохлаждения и температурно-временные технологические параметры термической обработки, обеспечивающие получение заданной структуры и свойств сплавов. С помощью диаграмм фазового превращения при охлаждении можно решать также обратную задачу - оценку получаемых структур сплавов, претерпевающих фазовую перекристаллизацию по тому или иному режиму.

Анализ превращений в сплаве, претерпевающим фазовое превращение, на примере, приведенном на рисунке 8.8, показывает, что медленное охлаждение со скоростью, соответствующей кривой 1, обеспечивает начало развития фазового превращения при небольшой степени переохлаждения (ΔT_1).

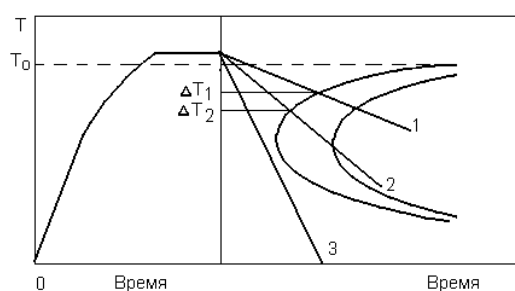


Рисунок 8.8. Пример использования диаграммы изотермического превращения для анализа структурных изменений при непрерывном охлаждении: 1,2,3 - графики снижения температуры при различных скоростях охлаждения; ΔT_1 и ΔT_2 - степени переохлаждения в начальные моменты разви-

тия фазового превращения при охлаждении со скоростями 1 и 2 соответственно; T_0 - температура фазового равновесия (критическая точка сплава)

Как известно (см., например, рисунок 8.6,б), кристаллизационные параметры при малых степенях переохлаждения имеют минимальные значения, в связи с чем будет образовываться небольшое количество центров фазовой перекристаллизации, при этом образующаяся новая фаза после превращения будет крупнозернистой. Любой сплав в таком состоянии имеет низкие прочностные и высокие пластические характеристики.

Применение более высокой скорости охлаждения (2), обеспечивает начало развития превращения при более высоких степенях переохлаждения (ΔT_2). Увеличение кристаллизационных параметров при этом измельчает формирующуюся структуру и увеличивает прочностные свойства сплава. Использование еще более высоких скоростей охлаждения (3 и более) вообще подавляет развитие превращения и обеспечивает фиксирование при комнатной температуре высокотемпературной фазы, что коренным образом изменяет структуру и свойства сплава.

С вопросами практического использования диаграмм изотермического и термокинетического превращения мы еще не раз столкнемся в дальнейших разделах курса.

Глава 9

ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В СТАЛЯХ. ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

Фазовая перекристаллизация в углеродистых сталях в соответствии с диаграммой железо - углерод представлена пятью парами превращений, развивающихся соответственно при нагреве и охлаждении:

полиморфное превращение аустенита в высокотемпературный дельта-феррит при нагреве и обратное превращение при охлаждении (линии NI и NH диаграммы);

Из рассмотренных видов фазовой перекристаллизации применительно к процессам отжига второго рода наибольшее значение имеют прямое и обратное эвтектоидное превращение, а также превращения, характеризующие изменения структуры доэвтектоидных и заэвтектоидных сталей за счет образования избыточных фаз: феррита и вторичного цемента.

Линия PSK на диаграмме железо - углерод, соответствующая развитию прямого и обратного эвтектоидного превращения проходит параллельно оси концентраций практически через всю диаграмму. Это значит, что эвтектоидные превращения, кроме технически чистого железа, развиваются во всех железо-углеродистых сплавах: сталях и чугунах.

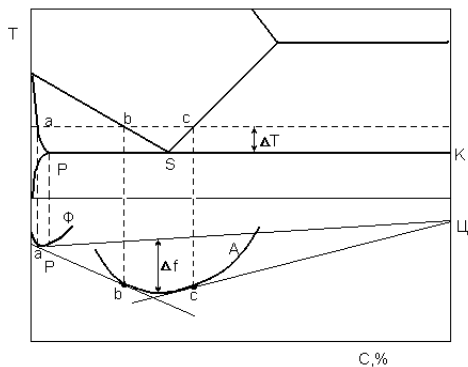


Рисунок 9.1. Зависимость свободной энергии фаз от их состава в системе железо - углерод при развитии аустенитного превращения в условиях перенагрева (ΔT - степень перенагрева)

Однако в чистом виде, не осложненные никакими другими фазовыми превращениями, они развиваются в чисто эвтектоидной стали с содержанием углерода 0,8%. Поэтому рационально рассмотрение аустенитного превращения начать именно с этого сплава.

Обратное эвтектоидное (*аустенитное*) превращение происходит при перенагреве сплава со структурой перлита выше температуры эвтектоидного превращения (выше точки S). В этих температурных условиях меньшим уровнем свободной энергии обладает аустенит, в связи с чем появляется термодинамический стимул (Δf) превращения эвтектоидной феррито-цементитной смеси в аустенит (рисунок 9.1).

Перенагрев выше температуры эвтектоидного превращения практически немедленно приводит к появлению зародышей аустенита, которые возникают за счет тела ферритных пластинок непосредственно на межфазных границах феррита и цементита. Быстрое образование зародышей аустенита связано с двумя важнейшими причинами: большой протяженностью межфазных границ в исходном перлите и особым механизмом формирования зародышей. Согласно последним исследованиям (С.С.Дьяченко), образование аустенитного зародыша носит двухстадийный характер.

Первая стадия при этом предусматривает бездиффузионное когерентное зарождение тонкого кристалла малоуглеродистого аустенита, соответствующего исходному содержанию углерода в феррите, из которого он образовался, а на второй своей стадии за счет диффузионного обмена через границу раздела фаз он обогащается по углероду при растворении в нем примыкающего атомного слоя цементитной пластинки в составе перлита. Бездиффузионное, близкое по механизму к мартенситному превращению, образование первичного аустенитного зародыша и является важнейшей причиной очень быстрого обнаружения аустенита экспериментальными методами при изучении кинетики аустенитного превращения. Другой причиной быстрого возникновения аустенитных зароды-

шей является большая протяженность межфазных границ между ферритом и цементитом в перлитной структуре, которые стимулируют их зарождение.

Образование аустенитного зародыша сопровождается формированием двух разнородных межфазных границ этого зародыша с примыкающими к нему: ферритом - с одной стороны, и с цементитом - с другой.

Анализ условий фазового равновесия на этих межфазных границах свидетельствует о том, что аустенит, контактирующий с ферритом, должен иметь равновесную концентрацию по углероду, соответствующую точке *b* на рисунке 9.1, а тот же аустенит, но контактирующий с цементитной пластинкой, имеет равновесную концентрацию, соответствующую точке *c*.

Это приводит к возникновению градиента концентрации по углероду внутри аустенитного зародыша (рисунок 9.2) и, как следствие, вызывает развитие встречных диффузионных потоков углерода и железа по толщине образовавшегося неоднородного аустенитного зародыша.

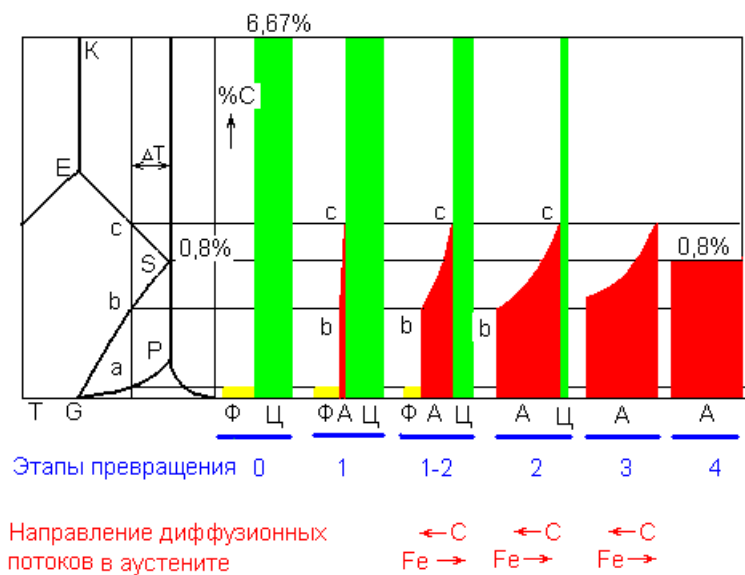


Рисунок 9.2. Концентрационные изменения в фазах при развитии аустенитного превращения: 0 - исходное состояние: выделенная микроячейка перлита, состоящая из контактирующих пластинок феррита (Ф) и цементита (Ц); 1,2,3,4-соответствующие этапы развития превращения

Такой диффузионный обмен стремится понизить содержание углерода в слое аустенита, примыкающем к цементитной пластине, и увеличить его в слое, примыкающем непосредственно к ферриту. Однако, в соответствии с диаграммой фазового равновесия железо-углерод (левая часть рисунка 9.2), концентрации b и c являются равновесными, как это было показано выше (см. рисунок 9.1), и не могут быть нарушены до тех пор, пока существуют рассматриваемые межфазные границы.

Поэтому нарушение равновесия на межфазных границах А-Ф и А-Ц за счет “выравнивающей” диффузии внутри аустенитного зародыша должно компенсироваться другими диффузионными процессами, восстанавливающими равновесные значения концентрации на соответствующих межфазных границах. Уменьшение концентрации углерода в аустените вблизи ферритной пластины достигается переходом через межфазную границу в аустенит от примыкающего феррита атомов железа, что соответствует растворению ферритной пластины в растущем по толщине аустените. Увеличение же концентрации углерода до равновесной в слое аустенита, примыкающем к цементитной пластине, достигается растворением в аустените части атомных слоев цементитной пластинки. Таким образом, скорость роста аустенитной пластины с одновременным растворением в ней с обеих сторон ферритной и цементитной пластин будет контролироваться наиболее медленным процессом гомогенизирующей (*выравнивающей*) диффузии углерода и железа по толщине зародыша.

При рассмотрении процессов обменной диффузии на межфазных границах можно видеть, что растворение ферритной пластины происходит быстрее, чем растворение цементита, в связи с чем после появления аустенитных зародышей (1-й этап превращения) можно выделить момент полного растворения ферритных пластин, когда цементитные пластины еще растворились не полностью. Окончанию растворения ферритных пластин соответствует 2-й этап аустенитного превращения.

В момент исчезновения межфазных границ А-Ф (после полного растворения ферритных пластин) концентрация b перестает быть равновесной и затем может беспрепятственно нарушаться при дальнейшем развитии “выравнивающей” диффузии. Однако она еще достаточно долго может оставаться низкой, пока не завершится 3-й этап аустенитного превращения, соответствующий окончанию растворения цементитных пластин. В этот момент становится неравновесной и

концентрация c , а сохранившийся градиент концентрации от b до c становится стимулом действительно гомогенизирующей диффузии, приводящей на 4-м этапе превращения к выравниванию содержания углерода во всем объеме аустенита на уровне эвтектоидной концентрации (0,8%).

На кинетических диаграммах изотермического развития аустенитного превращения (рисунок 9.3) каждый из рассмотренных этапов превращения выражается соответствующей кривой, определяя температурно-временные интервалы протекания тех или иных структурных изменений. Как следует из приведенных диаграмм, развитие 1-го этапа превращения (образование зародышей аустенита - линия 1) происходит при очень небольших степенях перенагрева, не зависящих практически от скорости нагрева стали. 2-й этап превращения, имеющий диффузионную кинетику, требует уже заметных затрат времени для растворения ферритных пластин в растущем аустенитном зародыше.

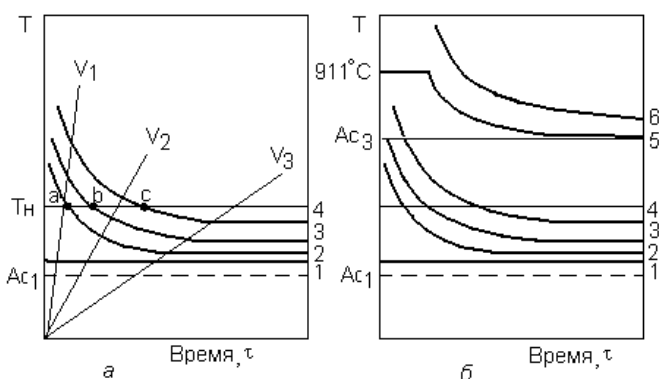


Рисунок 9.3. Кинетические диаграммы развития аустенитного превращения в эвтектоидной (а) и доэвтектоидной (б) сталях: 1,2,3,4 -этапы аустенитного превращения соответствующие рис.13.2; 5 - этап растворения избыточного феррита в доэвтектоидной стали; 6 - гомогенизация аустенита после растворения в нем избыточной фазы

При температуре нагрева T_n это время, однако, невелико. Оно соответствует длительности, отмеченной точкой a на схеме a . Растворение цементитных пластин требует большего времени. Окончание этого этапа отмечено точкой b на том же рисунке. Наиболее длительным этапом является гомогенизация аустенита (точка c).

На схеме *б* видно, что дополнительное время необходимо для растворения избыточной фазы (например, феррита в доэвтектоидной стали или вторичного цементита - в заэвтектоидной). Этому дополнительному этапу превращения соответствует кривая 5. После растворения избыточной составляющей аустенит вновь оказывается неоднородным по составу, поэтому последним этапом превращения опять становится гомогенизация (кривая 6), которая требует наибольших временных затрат.

Таким образом, при любых видах термической обработки, включая отжиг второго рода и процессы закалки, длительность выдержки в аустенитном состоянии назначают исходя из длительности самого медленно протекающего превращения - гомогенизации аустенита, имея в виду, что все предшествующие этапы превращения успевают развиваться в течение назначенного времени.

В ряде случаев при применении скоростных методов нагрева до температур аустенитного состояния оказывается невозможным произвести выдержку для полного завершения диффузионных процессов, предусмотренных кинетической диаграммой. В этом случае используют непрерывный нагрев до более высоких температур, уровень которых зависит от скорости нагрева. На схеме *а* три наклонные кривые обозначают нагрев со скоростями $V_1 > V_2 > V_3$. При анализе превращений, протекающих при непрерывном нагреве с этими скоростями, можно видеть, что чем больше скорость нагрева, тем при более высоких температурах завершается превращение, включая гомогенизацию аустенита. Этот вывод очень важен для определения температурных режимов термической обработки с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ), газопламенных технологий, а также новых процессов с использованием высококонцентрированных источников энергии, в том числе плазменного, лазерного нагрева и др.

9.2. Структурная перекристаллизация аустенита и размер аустенитного зерна

Сразу после завершения аустенитного превращения структура образующегося аустенита в большинстве случаев характеризуется очень мелкозернистым строением, поскольку высокие скорости развития 1-го этапа превращения обеспечивают появление очень большого числа зародышей аустенита в единице объема стали. В малоуглеродистых конструкционных сталях, имеющих в

структуре большое количество избыточного феррита, после его превращения в аустенит размер зерна чаще всего определяется размерами исходных ферритных зерен. Особенно часто это проявляется, если в исходной структуре стали присутствует *видманштеттовый феррит*.

Его превращение в аустенит может происходить упорядоченно с сохранением кристаллографического соответствия между ферритом и аустенитом. В этом случае размер зерна аустенита полностью совпадает с размерами зерен исходного феррита, а, следовательно, и аустенитного зерна при предшествовавшем температурном воздействии на сталь. Такой характер процессов называют *восстановлением* зерна. Восстановленное зерно, как правило, оказывается крупным. При этом измельчения зерна в результате фазовой перекристаллизации не происходит. Однако после завершения аустенитного превращения происходит структурная перекристаллизация аустенита, которая приводит к дальнейшему, часто неоднозначному, изменению размера зерна. Известно, что аустенит имеет удельный объем примерно на 1% меньше соответствующего объема феррито-цементитной смеси, из которой он образовался. Поэтому перестройка решетки, происходящая при аустенитном превращении, сопровождается возникновением микронапряжений, накопление которых при росте аустенитного кристалла вызывает пластические сдвиги. Практически это реализуется в виде накопления дислокаций в формирующихся аустенитных зернах. Такое явление носит название *фазового наклепа аустенита*.

Особенно сильно плотность дислокаций в аустените возрастает при упорядоченном характере перестройки видманштеттовых кристаллов феррита в аустенит, когда рост аустенитных кристаллов развивается анизотропно в условиях частичной когерентности решеток старой и новой фаз и непрерывном нарушении этой когерентности по мере роста “восстанавливающегося” аустенитного зерна. Плотность дислокаций, формирующихся в аустенитном зерне в результате фазового наклепа, может достигать $10^9 - 10^{10} \text{ 1/см}^2$, что соответствует значениям, получаемым обычно при горячей деформации со средними и высокими степенями.

Повышенная плотность дислокаций в аустените является термодинамическим стимулом *рекристаллизационных* процессов, развитие которых вслед за фазовым наклепом приводит к *структурной перекристаллизации* аустенита, обеспечивающей замену только что сформированной в цикле фазовой перекри-

сталлизации зеренной структуры аустенита новыми аустенитными зернами, размеры и форма которых мало связаны со структурой, возникшей в результате фазовой перекристаллизации.

Структурная перекристаллизация аустенита развивается по рекристаллизационным механизмам, включая первичную рекристаллизацию на начальном этапе, с последующей миграцией границ аустенитных зерен по механизму собирательной и, возможно, вторичной рекристаллизации, обеспечивающих укрупнение зерна. Характер изменения размера зерна аустенита в зависимости от температуры нагрева можно представить графически (рисунок 9.4).

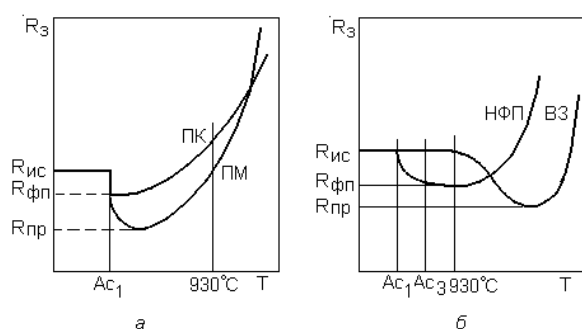


Рисунок 9.4. Зависимость размера аустенитного зерна от температуры нагрева и структурного состояния стали: *а* - эвтектоидная сталь; *б* - доэвтектоидная сталь; ПК - природно крупнозернистая сталь; ПМ - природно мелкозернистая; НФП - сталь, претерпевающая фазовое превращение по "нормальному" диффузионному механизму; ВЗ - сталь, у которой фазовая перекристаллизация $\alpha \rightarrow \gamma$ происходит по механизму восстановления зерна

При нагреве стали с исходным размером зерна $R_{ис}$ до температуры, несколько превышающей критическую точку, фазовая перекристаллизация обеспечивает его измельчение до уровня $R_{фп}$ (схеме *а*), после чего дальнейшее повышение температуры может приводить к двум принципиально различным типам изменения зеренной структуры. В природно крупнозернистых сталях (ПК), рекристаллизационные процессы в которых развиваются сравнительно легко, первичная рекристаллизация может быть реализована параллельно с фазовым наклепом.

При этом в измельчение аустенитного зерна после завершения аустенитного превращения вносит свой вклад эффект как фазовой перекристаллизации, так и

первичной рекристаллизации. Поэтому при дальнейшем повышении температуры рекристаллизационные процессы реализуются сразу по механизму собирательной рекристаллизации, обеспечивая непрерывный рост размеров аустенитного зерна с повышением температуры.

В случае природно мелкозернистой стали, рекристаллизационные процессы в которых заторможены присутствием в ее структуре высокодисперсных равномерно распределенных включений фаз различной природы и происхождения, в том числе неметаллических включений, карбидов, нитридов, оксидов и т.д., измельчение аустенитного зерна, обусловленное фазовой перекристаллизацией и первичной рекристаллизацией, разделяются по температурной шкале, в связи с чем после получения мелкого аустенитного зерна в результате эффекта фазовой перекристаллизации наблюдается дальнейшее измельчение зерна в результате формирования совершенно новой зеренной рекристаллизованной структуры аустенита ($R_{пр}$). Дальнейший нагрев так же, как и в предыдущем случае, приводит к росту зерна за счет процессов собирательной и вторичной рекристаллизации. Однако в достаточно широком интервале температур нагрева такие стали остаются более мелкозернистыми, поскольку наличие в стали тех же высокодисперсных частиц препятствует развитию и этих стадий рекристаллизации.

В доэвтектоидных сталях формирование аустенитной структуры при нагреве во многом определяется характером полиморфного превращения избыточного феррита в аустенит. В том случае, если в исходном состоянии структура стали содержала феррит в виде видманштеттовых кристаллов, либо в результате быстрого охлаждения с высоких температур в стали были сформированы мартенситные либо бейнитные кристаллы, образование аустенита при нагреве происходит упорядоченно с соблюдением принципа структурного и размерного соответствия, в результате чего размеры и внутренняя упорядоченность образующихся зерен аустенита полностью соответствуют исходной структуре. Именно в таких случаях В.Д. Садовский фазовую перекристаллизацию связывает с *восстановлением* аустенитного зерна. При таком развитии процессов фазовой перекристаллизации аустенитное зерно не измельчается (см. горизонтальную часть кривой ВЗ на схеме б). Однако развитие перестройки кристаллической решетки в условиях когерентности и последовательном ее нарушении при росте образующегося кристалла приводит к появлению высокой плотности

дислокаций в объеме аустенита, что является причиной активного развития процессов первичной рекристаллизации, обеспечивающей формирование новой зеренной структуры аустенита после ее завершения ($R_{пр}$ на схеме б). Эксперименты, поставленные В.Д. Садовским, и большая практика термической обработки легированных литых сталей показывают, что структурная перекристаллизация может наблюдаться при значительном превышении температур относительно критических точек стали, в ряде случаев на 200-300 °С.

В таких случаях для измельчения размера зерна, например, стали 35Л, имеющей в структуре видманштеттовый феррит, нормализацию или полный отжиг проводят с нагревом до температур 900 - 960 °С вместо 840 - 860 °С, как это следует из обычного правила для назначения температурного режима отжига доэвтектоидных сталей, т.е. на 20 - 30 °С выше точки $A_{с3}$.

Для определения склонности к росту зерна стали используют стандартную методику, согласно которой сталь нагревают до температуры 930°С, а для выявления границ аустенитного зерна выполняют науглероживание стали при этой температуре в течение 8 час. или окисление при этой же температуре в течение 3 час. с последующим медленным охлаждением. Стали, сохранившие размер зерна менее 40 мкм (6 - 14 балл стандартной шкалы), называют *природно- или наследственно мелкозернистыми* (см. схему а - кривая ПМ), а стали, получившие более крупное зерно (там же - ПК), - *природно- или наследственно крупнозернистыми*. Опыт показывает, что даже стали одной марки, но разных плавов или разных металлургических предприятий могут показывать различную склонность к росту зерна при нагреве. Это свидетельствует о том, что склонность к росту зерна при нагреве сталей и их разделение на природно мелкозернистые и природно крупнозернистые может определяться металлургической природой плавки, а следовательно, наличием и характером распределения в объеме стали неметаллических включений, количество которых находится в пределах допустимых по техническим требованиям и стандартам на сталь.

Однако мелкозернистость может быть специально создана введением в сталь легирующих элементов, образующих высокодисперсные трудно-растворимые карбиды, нитриды или иные соединения, которые, препятствуя миграции границ зерен, задерживают развитие собирательной и вторичной рекристаллизации. Из мелкозернистого аустенита при последующем охлаждении формируются высокодисперсные конечные структуры стали, что обеспечивает

получение высокого комплекса механических свойств стали. Такими элементами, например, могут явиться титан, цирконий, ниобий, ванадий и др. Примерами таких сталей являются: 18ХГТ, 25ХГТ, 25ХНТЦ и др. Аллюминий, вводимый при раскислении, может образовывать нитриды алюминия, способствующие получению мелкозернистости стали.

Рассматривая углеродистые стали, можно показать, что в общем случае при нагреве до температур 1000 - 1100 °С увеличение содержания углерода в стали от нулевых значений до 1,5 - 2,0% непрерывно увеличивает склонность к перегреву (к росту зерна аустенита), поскольку с увеличением содержания углерода уменьшается температура плавления стали, увеличивая гомологическую температуру нагрева.

В заэвтектоидных сталях при нагреве до температуры межкритического интервала (выше линии PSK, но ниже SE) увеличение содержания углерода в стали уменьшает склонность стали к росту зерна, поскольку роль препятствий на пути мигрирующих границ играют частицы вторичного цементита, количество которого в стали увеличивается с ростом содержания углерода. По этой же причине рост аустенитного зерна в заэвтектоидной стали происходит очень медленно при повышении температуры в широком интервале двухфазной области. Однако даже незначительный перегрев выше верхней критической точки (линия SE) приводит к скачкообразному росту зерна. Поэтому заэвтектоидные стали, за некоторым исключением, не подвергают термической обработке с нагревом до однофазного аустенитного состояния. Стали, легированные большим количеством сильных карбидообразующих элементов, к числу которых относятся быстрорежущие и некоторые штамповые стали, допускают нагрев до температур, на 300 - 350 °С превышающих критические, без заметного роста зерна. Это связано с тем, что такие стали сохраняют большое количество нерастворимых карбидов легирующих элементов вплоть до температур плавления, препятствующих росту зерна аустенита. Стали, склонные к росту зерна, после любых видов термической обработки получают грубозернистое строение, что отрицательно сказывается на их механических свойствах, особенно на уменьшение пластичности после закалки с повышенных температур.

Интенсивный рост аустенитного зерна при нагреве в аустенитной области и связанное с ним огрубление структурного состояния после охлаждения до

комнатной температуры, вызывающее резкое понижение пластичности стали и особенно ее ударной вязкости, называют перегревом.

Глава 10

ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ. ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Применительно к теории и технологии отжига второго рода, а также других видов термической обработки, основанных на процессах фазовой перекристаллизации, наибольшее значение имеет *эвтектоидное (перлитное)* превращение.

Это превращение обуславливает возможность осуществления основных видов термической обработки сталей и чугунов, регулирования их структуры и свойств.

Кроме того, важную роль в структурных изменениях, определяющих результаты отжига второго рода, играют процессы *полиморфного превращения аустенита в феррит* с образованием избыточной ферритной структурной составляющей в доэвтектоидных сталях, а также выделения вторичного цемента - в заэвтектоидных.

10.1. Термодинамические условия развития перлитного превращения

Прямое эвтектоидное (*перлитное*) превращение заключается в одновременном выделении двух фаз (*феррита и цемента*) из переохлажденного твердого раствора (*аустенита*) в изотермических условиях либо при непрерывном охлаждении.

Смесь фаз, состоящая из мелких, регулярно чередующихся частиц, связанных между собою силами физико-химического взаимодействия, имеющая единый средний химический состав и однородные свойства, называется *эвкттоидом*. Применительно к системе железо - углерод такая смесь носит название *перлит*.

В чистом виде эвтектоидный распад аустенита на феррито-цементитную смесь происходит в эвтектоидной стали с содержанием углерода 0,8%. Точкой фазового равновесия такого превращения является точка S на диаграмме железо - углерод. Этой точке соответствует трехфазное равновесие аустенита состава точки S с ферритом, состава точки P и цементитом состава точки K.

Охлаждение стали с температур однофазного аустенитного состояния до температуры точки S еще не означает начала эвтектоидного превращения. Для начала превращения необходимо некоторое переохлаждение ниже эвтектоидной точки (ΔT), что обеспечивает появление запаса свободной энергии, необходимого для образования первых зародышей перлитных колоний, или, по крайней мере, первого зародыша одной из фаз, имеющего размер, превышающий критический.

Анализ термодинамических условий существования фаз и их состава показывает (рисунок 10.1), что минимуму свободной энергии в условиях переохлаждения отвечает смесь феррита и цементита с концентрациями углерода, соответственно, отвечающими точкам a и k.

При этом цементит как фаза постоянного состава имеет неизменную концентрацию в условиях фазового равновесия с любой из фаз. Содержание углерода в нем составляет 6,67%, что отвечает точкам K и k. Другие фазы системы (феррит и аустенит) являются твердыми растворами переменного состава, в связи с чем их концентрация зависит от того, с какой фазовой составляющей они находятся в непосредственном контакте. Касательная, проведенная к кривым изменения свободной энергии феррита и аустенита, соответствующими точками касания определяет равновесную концентрацию углерода в феррите и аустените, непосредственно примыкающих к межфазной границе между ними, соответственно, точками b и d. Проектирование этих точек на линию, соответствующую температурным условиям развивающегося превращения в условиях переохлаждения в системе железо - углерод, показывает, что точки b и d лежат на продолжениях линий GP и GS и соответствуют точкам пересечения этих линий с изотермой температуры развивающегося превращения. Аналогичные построения показывают, что точка c определяет равновесную концентрацию углерода в аустените, находящемся вблизи межфазной границы его с цементитом.

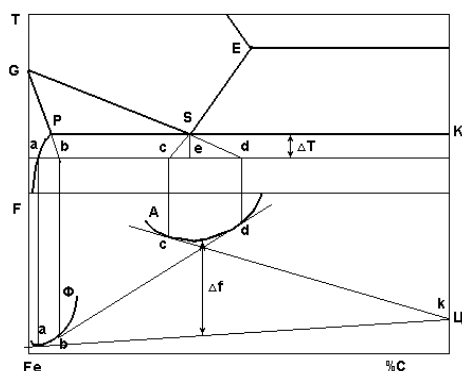


Рисунок 10.1. Зависимость свободной энергии фаз от их состава в системе железо углерод при развитии перлитного превращения в условиях переохлаждения (ΔT - степень переохлаждения)

После переохлаждения аустенит при температурах, отвечающих точке e , оказывается пересыщенным одновременно и железом, и углеродом (фигуративная точка лежит ниже линий GS и SE , а также их продолжений). Это обеспечивает возможность одновременного выделения сразу двух фаз, богатых и железом, и углеродом (феррита и цементита), обуславливая начало развития перлитного превращения.

10.2 Перлитное превращение. Образование зародыша перлитной колонии

После переохлаждения аустенита до температуры развития превращения собственно перлитному превращению в системе предшествуют подготовительные процессы, обеспечивающие диффузионное перераспределение углерода в пересыщенном метастабильном аустените. При этом возникают концентрационные флуктуации, облегчающие появление зародыша новой фазы, резко отличающегося по составу от среднего состава переохлажденного аустенита.

Перераспределению углерода в аустените способствуют физические дефекты кристаллического строения, такие как границы зерен, субзеренные границы, грубые скопления дислокаций и др. Углерод перераспределяется к этим дефектам, повышая здесь свою концентрацию.

Увеличению концентрации углерода локально в микрообъемах соответствует перемещение фигуративной точки переохлажденного аустенита от точки *e* вправо - в направлении точки *d* (рисунок 10.1). Перемещение фигуративной точки за значение концентрации *d* соответствует переходу состояния рассматриваемого микрообъема аустенита, обогащенного углеродом, в принципиально новую фазовую область диаграммы: ниже линии SE, но выше и правее линии GS и ее продолжения. Это означает, что такие микрообъемы аустенита становятся пересыщенными только углеродом, и единственной фазой, которая здесь может образоваться, является частица цементита. На рисунке 10.2 можно проследить начальные этапы перлитного превращения.

После появления первого цементитного зародыша, имеющего размеры больше критического (рисунок 10.2,б), рост его происходит самопроизвольно, что сопровождается уменьшением общей свободной энергии системы. Поскольку химический состав цементита (6,67% C) резко отличается от среднего состава аустенита (0,8%С), рост цементитного зародыша возможен только до того момента, пока концентрация углерода в аустените в непосредственной близости от растущего зародыша (рисунок 10.2,в) не понизится ниже значения, соответствующего точке *c* на рисунок 10.1. Переход фигуративной точки аустенита в направлении уменьшения содержания углерода ниже значения *c* соответствует переходу в новую фазовую область, где переохлажденный аустенит оказывается пересыщенным теперь лишь железом, а не углеродом.

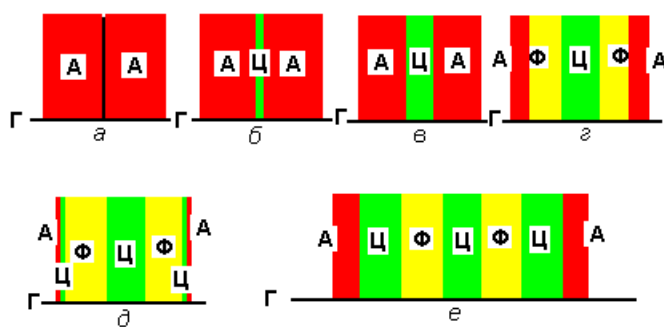


Рисунок 10.2. Начальные этапы развития перлитного превращения в переохлажденном аустените: *a - e* - последовательные этапы превращения; А, Ф, Ц - соответственно: аустенит, феррит и цементит в структуре; Г - граница аустенитного зерна

Следовательно, дальнейший рост цементитного зародыша становится невозможным, а пересыщение железом способствует появлению на межфазной границе между аустенитом и цементитным кристаллом нового зародыша - феррита (рисунок 10.2,з). Рост ферритной частицы также будет сопровождаться перераспределением углерода через межфазную границу и в тонком прилежащем слое аустенита.

Поскольку для роста ферритной пластины требуется очень небольшое количество углерода (равновесная концентрация углерода в феррите менее 0,02%), а его содержание в исходном аустените в десятки раз более высокое (в среднем 0,8%), то избыточные атомы углерода оттесняются движущейся межфазной границей в прилежащий к ней тонкий слой аустенита, повышая здесь его концентрацию, что приводит к изменению его фазового состояния в соответствии с движением фигуративной точки от значения c к значению d на рисунке 10.1.

Это приводит к пересыщению аустенита углеродом, что способствует прекращению роста ферритной пластины и образованию нового зародыша цементитного кристалла (рисунок 10.2,д). В дальнейшем рассмотренные процессы повторяются, обеспечивая поочередное зарождение и рост ферритных и цементитных пластин, что завершается образованием регулярной смеси феррита и цементита, являющейся своеобразным зародышем эвтектоидной (перлитной) колонии (рисунок 10.2,е).

Однако рассмотренные процессы описывают лишь первую стадию эвтектоидного распада, которую можно определить как стадию *поперечного роста эвтектоидной колонии*.

10.3 Продольный рост перлитной колонии

После появления регулярного неоднородного по фазовому составу зародыша перлитной колонии в системе возникает сложное структурное состояние тонкого слоя аустенита, примыкающего непосредственно к такому зародышу. Аустенит, контактирующий с ферритом, характеризуется равновесной концентрацией по углероду, отвечающей точке d на рисунке 10.1, в то время, как аустенит, контактирующий с цементитным кристаллом, имеет равновесную концентрацию, соответствующую точке c на том же рисунке.

Поскольку микрообъемы аустенита, контактирующие с ферритными и цементитными кристаллами при развитии перлитного превращения, находятся в непосредственной близости друг от друга, то между такими аустенитными объемами начинается взаимодействие, обусловленное их различной концентрацией и возникающими в этой связи градиентами по содержанию углерода.

Процессы в тонком слое аустенита перед фронтом растущей перлитной колонии, можно проследить на рисунке 10.3. Здесь сохранены обозначения равновесных концентраций аустенита в контакте с ферритом и цементитом в условиях переохлаждения, соответствующие точкам d и c (поле a).

На поле б представлены кривые распределения концентрации углерода в тонком слое аустенита, примыкающем к фронту растущей перлитной колонии (слой A на поле в). В таком неоднородном твердом растворе градиенты концентрации по углероду и железу приводят к возникновению встречных диффузионных потоков углерода и железа в направлениях, показанных на поле в.

На приведенной схеме видно, что диффузионный массоперенос, обусловленный градиентами концентраций, обеспечивает увеличение содержания углерода по сравнению с равновесным его значением в аустените, примыкающем к цементитной пластине, и уменьшение содержания углерода в микрообъеме аустенита, примыкающем к ферритной частице.

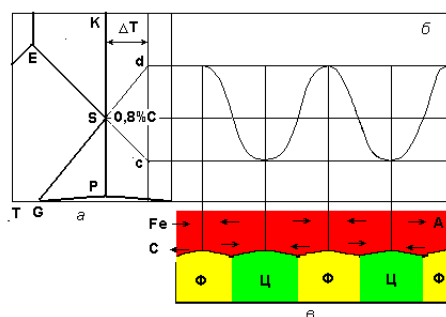


Рисунок 10.3. Схема концентрационного равновесия аустенита на второй стадии перлитного превращения (по механизму продольного роста перлитной колонии)

Восстановление равновесных концентраций может быть достигнуто переходом избыточных атомов углерода через межфазную границу между аустенитом и цементитом и образованием дополнительного атомного слоя цементита, что отвечает росту цементитной пластины.

Вблизи ферритной пластины избыточными оказываются атомы железа, которые также диффузионно пересекают межфазную границу между аустенитом и ферритом, присоединяясь к последнему в виде дополнительного атомного слоя феррита, обеспечивая рост ферритной пластинки. При этом в обоих микрообъемах аустенита восстанавливаются равновесные концентрации, нарушенные в результате встречных диффузионных потоков в аустените. В результате аустенит вновь оказывается химически неоднородным: в нем, как и в начале процесса, имеет место градиент концентраций, являющийся движущим фактором продольного роста перлитной колонии.

Эти процессы протекают непрерывно и прекращаются только при столкновении растущих навстречу друг другу двух-трех перлитных колоний. Таким образом, непрерывный рост в двух измерениях ферритных и цементитных чередующихся частиц обеспечивает их *пластинчатую* форму в составе образующейся перлитной колонии. Причем в пределах каждого исходного аустенитного зерна может образоваться две, три и более перлитных колоний, обеспечивая получение мелкого зерна.

10.4 Особенности формирования перлитных структур

Для более детального, в том числе количественного, описания образующихся структур перлитного типа необходимо вернуться к рассмотрению первой стадии механизма перлитного превращения.

На схеме, показывающей характер процессов диффузионного массообмена вблизи межфазных границ растущих цементитной и ферритной пластин с аустенитом, и результирующее распределение углерода в аустените в рассматриваемых микрообъемах (рисунок 10.4), видно, что появление цементитного зародыша понижает содержание углерода в прилежащем слое аустенита до величин ниже 0.8% (кривая 1 левее цементитной частицы).

Дальнейший рост цементитной частицы, требующий затрат большого количества углерода, еще более снижает концентрацию углерода в примыкающих слоях аустенита (кривые 2 и 3). Однако, глубина “провала” по концентрации углерода в аустените в непосредственной близости от межфазной границы определяется не только диффузионным переходом через межфазную границу от аустенита к цементиту, но также и гомогенизирующей диффузией, обусловлен-

ной градиентом концентрации по обозначенным кривым распределения, между дальними объемами аустенита, и слоями, непосредственно примыкающими к межфазной границе, (1, 2 и 3).

Из рассматриваемых стадий наиболее медленной является гомогенизирующая диффузия, которая и определяет кинетику роста зародившейся частицы и ее конечные размеры. При больших степенях переохлаждения и, следовательно, низких абсолютных температурах развития превращения гомогенизирующая диффузия подавляется почти полностью. В этих условиях рост цементитной частицы происходит на очень небольшие расстояния, после чего возникают условия для образования зародыша ферритной пластинки. Это свидетельствует о том, что в условиях больших степеней переохлаждения (а также при больших скоростях непрерывного охлаждения) формируются высокодисперсные феррито-цементитные структуры.

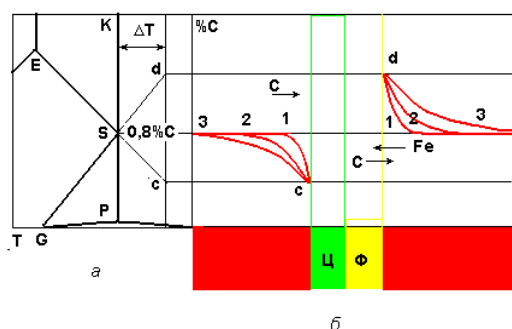


Рисунок 10.4. Схема распределения концентрации углерода в аустените вблизи межфазных границ его с цементитом (Ц) и ферритом (Ф), а также диффузионных процессов, обеспечивающих рост ферритной и цементитной частиц при эвтектоидном превращении: 1,2,3 - изменение положения кривых распределения концентрации углерода в аустените по мере роста частиц в последовательные моменты времени

Аналогичный анализ можно провести применительно к росту ферритной пластинки. На рис.10.4 приведены соответствующие условия концентрационного равновесия на межфазной границе растущей ферритной пластинки (правая

часть рисунка). Предоставляем возможность проанализировать этот процесс самостоятельно.

При малых степенях переохлаждения (высоких абсолютных температурах превращения) роль гомогенизирующей диффузии становится более значимой для определения концентрации углерода в аустените вблизи межфазной границы. Потери содержания углерода в аустените, происходящие за счет перехода углеродных атомов через межфазную границу при росте цементитного кристалла, восполняются массопереносом этих атомов из дальних объемов аустенита к межфазной границе в направлении возникшего градиента. Чем больше доля такого массопереноса, обусловленного гомогенизирующей диффузией, тем дольше не создаются условия для прекращения роста цементитной пластины и появления нового ферритного зародыша. Чередующиеся цементитные и ферритные пластины в составе перлитной колонии оказываются тем толще, чем меньше степень переохлаждения и выше температура превращения.

При очень малых степенях переохлаждения (10 - 20 °C) и высоких температурах превращения (700 - 710 °C) рассмотренная выше гомогенизирующая диффузия полностью восполняет потери содержания углерода в аустените на межфазной границе с растущим цементитным кристаллом, что практически исключает градиентное распределение углерода вблизи межфазной границы. При этом рост цементитных зародышей идет непрерывно во всех направлениях с одинаковой скоростью при снижении содержания углерода в окружающем аустените одновременно по всему его объему.

Этот процесс идет до того момента, когда концентрация углерода в матричном аустените не понизится до значений, при которых зарождение феррита становится возможным сразу во всем объеме аустенита. Формирующаяся при этом структура представляет собой цементитные частицы сферической формы и близкие к ней, равномерно распределенные в ферритной матрице (*зернистый перлит*).

10.5 Структура стали после завершения перлитного превращения

Как было только что показано, при очень малых степенях переохлаждения (10 - 20 °C) формируется структура *зернистого перлита*. Однако такая структу-

ра стали после завершения перлитного превращения скорее исключение, чем правило, и, как мы видели, ее образование является результатом особенностей в механизме эвтектоидного распада, соответствующих исключительным температурным условиям при развитии превращения. Образование структуры зернистого перлита может достигаться изотермическими условиями распада при указанных очень малых степенях переохлаждения ниже критической точки или непрерывным регулируемым очень медленным охлаждением изделий вместе с печью (единицы градусов в час). Сталь с такой структурой имеет самую низкую твердость и повышенную пластичность.

Режим термической обработки со ступенчатым охлаждением, обеспечивающий получение различных структур, в том числе и зернистого перлита показан на рисунке 10.5 (кривая 1). Можно видеть, что при очень медленном непрерывном охлаждении температурная кривая пересекает линию начала распада аустенита (первая С-образная кривая) при очень малом отклонении от температуры критической точки (A_{c1}). Это соответствует малым степеням переохлаждения (обычно, не более 10-20 °C).

Структура *пластинчатого перлита* образуется при степенях переохлаждения 30 - 70 °C (режим 2 на рисунке 10.5). Он может быть также получен при непрерывном охлаждении изделий вместе с печью со скоростью несколько градусов в минуту. Пластинчатое строение перлита хорошо разрешается при металлографических исследованиях с помощью светового микроскопа даже при небольших увеличениях (x100 - 200 раз).

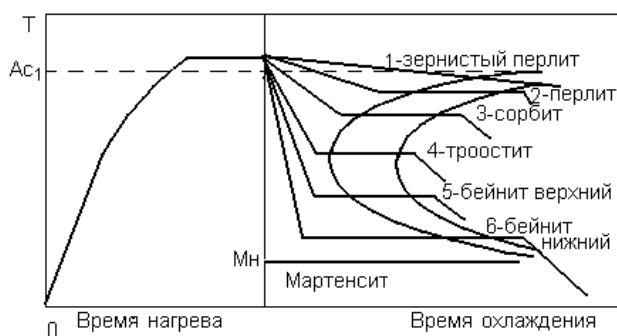


Рисунок 10.5. Схема структурных преобразований в эвтектоидной стали при различных температурно-временных условиях распада переохлажденного аустенита

Основной количественной характеристикой структуры пластинчатого перлита является *межпластиночное расстояние*, представляющее собой суммарную толщину единичной ячейки, включающей ферритную и цементитную пластинки. Межпластиночное расстояние пластинчатого перлита составляет 0,5 - 1,0 мкм. Твердость пластинчатого перлита эвтектоидного состава составляет 170 - 230 НВ. Стали, имеющие перлитную структуру, характеризуются хорошей обрабатываемостью резанием, достаточно высокой пластичностью, хотя и более низкой, чем стали со структурой зернистого перлита. Структура пластинчатого перлита является основной структурной составляющей большинства углеродистых и многих легированных сталей в состоянии поставки с металлургических заводов.

При степенях переохлаждения 70 - 120 °С (режим 3 на рисунке 10.5) формируется пластинчатая структура перлитного типа, межпластиночное расстояние которой составляет 0,2 - 0,4 мкм. Такая структура получила название *сорбит*. Пластинчатое строение сорбита разрешается при металлографических исследованиях с применением больших оптических увеличений (х500 - 1000 крат). Твердость сорбита 230 - 330 НВ.

Кроме режимов термообработки, использующих изотермические условия развития перлитного превращения, структуру сорбита можно получить в условиях непрерывного охлаждения со скоростями несколько десятков градусов в минуту. Для малых сечений (менее 15 - 20 мм) это соответствует охлаждению изделий на спокойном воздухе.

Еще более дисперсные феррито-цементитные структуры, формирующиеся по механизму перлитного превращения, могут быть получены при степенях переохлаждения 150 - 250 °С. Это соответствует процессам распада в интервале температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита (режим 4 на рисунке 10.5). В условиях непрерывного охлаждения такие степени переохлаждения достигаются при скоростях охлаждения несколько десятков градусов в секунду, что реализуется, например, при охлаждении в струе сжатого воздуха или при погружении образца из углеродистой стали в масло. Межпластиночное расстояние таких структур оказывается менее 0,1 мкм. Их пластинчатое строение при исследованиях на оптических микроскопах не разрешается. Для обнаружения пластинчатого строения в этом случае используют электронный микроскоп с увеличениями х10000 - 20000. Эта структура называется *троостит*.

Твердость троостита самая высокая из всех рассмотренных структур перлитного типа. Она составляет 330 - 400 НВ.

Использование переохлаждений выше 200 - 250 °С (ниже “носа” С-образных кривых - режимы 5 и 6 на рис.10.5) приводит к получению структур *верхнего и нижнего бейнита*, являющихся продуктами *промежуточного превращения*, существенно отличающегося от перлитного как по механизму, так и по кинетике, а также по типу структурного состояния фаз в стали и ее свойствам. Рассмотрение механизмов структурных превращений, приводящих к формированию бейнитных структур, требует знания теории мартенситного бездиффузионного превращения, в связи с чем они будут рассмотрены в последующей части курса при изучении процессов закалки.

10.6 Структурные превращения в углеродистых сталях

Согласно диаграмме железо - углерод при охлаждении из аустенитного состояния до- и заэвтектоидных сталей фазовые превращения начинаются с выделения из аустенита избыточных фаз: *феррита* - в доэвтектоидной стали и *вторичного цемента* - в заэвтектоидной. Оба эти превращения происходят как *частичная* фазовая перекристаллизация (лишь в части объема стали), приближая тем самым содержание углерода в непревратившейся части аустенита к эвтектоидной концентрации (0,8%).

После переохлаждения стали ниже нижней критической точки такой аустенит претерпевает эвтектоидное перлитное превращение. Таким образом, сталь получает структуру, состоящую из выделившегося на первых этапах фазовой перекристаллизации *избыточного феррита* (в доэвтектоидной стали) или *вторичного цемента* (в заэвтектоидной) и *перлита*, образующегося на завершающем этапе превращений.

Кинетика превращений в до- и заэвтектоидных сталях описывается изотермической диаграммой (рисунок 10.6). Из нее следует, что, как и кинетика перлитного (эвтектоидного) распада, кинетика выделения избыточной фазы также определяется величиной степени переохлаждения.

Чем ниже температура превращения, тем раньше начинается выделение избыточной фазы. В этом случае, как и при других видах фазовой перекристалли-

зации, увеличение степени переохлаждения приводит к росту числа зародышей, образующихся в единицу времени, что соответствует измельчению кристаллов выделяющейся избыточной фазы и повышению степени равномерности их распределения в структуре стали.

Выделение избыточной фазы начинается на границах зерен, поэтому при равновесных условиях протекания фазового превращения избыточная фаза образует “сетку” избыточного феррита или “цементитную сетку” соответственно в до- и заэвтектоидных сталях.

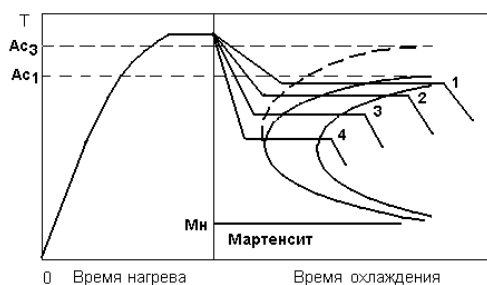


Рисунок 10.6. Схема структурных превращений в до- и заэвтектоидных сталях в изотермических условиях распада переохлажденного аустенита: 1 - 4 - изотермы для различных степеней переохлаждения; штриховая линия - начало выделения избыточной фазы (феррита или вторичного цементита); сплошные С-образные кривые - линии начала и конца эвтектоидного превращения

Поскольку в заэвтектоидных сталях, даже очень высокоуглеродистых, количество избыточного (вторичного) цементита не может превышать 5 - 15%, то характерным для такой структуры является наличие сплошной очень тонкой пленки светлой структурной составляющей (вторичного цементита) вдоль всей протяженности межзеренных границ, разделяющих таким образом колонии пластинчатого перлита.

Сталь с такой структурой характеризуется очень низкими значениями пластичности и ударной вязкости. Цементитная сетка в этой связи является нежелательной структурной составляющей в стали. Удаление ее достигается *нормализацией* (см.п.11.2).

В доэвтектоидных сталях количество избыточного феррита может изменяться от нескольких процентов до 90% и более, составляя основу структуры стали. Поэтому толщина сетки избыточного феррита всегда больше, чем толщина пленки вторичного цементита в заэвтектоидной стали. Практически всегда есть возможность достаточно легко отличить по структуре до- и заэвтектоидные стали. При содержании углерода в стали менее 0,40 - 0,45% количество избыточного феррита становится более 50%, в связи с чем ориентация его выделений вдоль границ бывшего аустенитного зерна размывается. Основу структуры такой стали теперь составляет *феррит*, между зернами которого располагаются *изолированные выделения перлитных колоний*.

При содержании углерода в стали от 0,02 до 0,1% количество перлита оказывается менее 5%. При этом перлит может “вырождаться”. Это значит, что цементит, который должен был входить в состав регулярной феррито-цементитной колонии, выделяется по границам зерен феррита, образуя якобы бикристаллическое образование тонкой прослойки цементита с ферритными зернами, по границам которых он выделяется. Такой цементит становится аналогичным выделениям третичного цементита в технически чистом железе. Роль такого вырождения перлита отрицательно сказывается на свойствах стали, уменьшая ее пластичность.

Рассмотренный характер структур, однако, соответствует лишь очень малым степеням переохлаждения при распаде аустенита. Увеличение степени переохлаждения (увеличение скорости непрерывного охлаждения), подавляющее диффузию на большие расстояния, затрудняет выделение избыточной фазы в виде сплошной сетки по границам зерен и способствует зарождению множества частиц этой фазы относительно равномерно по объему переохлажденного аустенита. Это изменяет общий вид конечных структур и способствует улучшению комплекса механических свойств сталей.

В малоуглеродистых сталях (при содержании углерода менее 0,40 - 0,45%) избыточный феррит может иметь пластинчатое строение, обусловленное особенностями механизма полиморфного превращения: аустенит - феррит. “Нормальный” механизм фазового превращения предусматривает рост образующегося зародыша новой фазы за счет неупорядоченного диффузионного массопереноса атомов через межфазную границу от исходной к образующейся фазе.

Однако известно, что рост новой фазы значительно облегчается при наличии когерентности решеток кристаллов старой и новой фаз.

Когерентность может быть обеспечена при наличии в кристаллическом строении превращающихся фаз одинаковых или близких по своим параметрам кристаллографических плоскостей и направлений. Чаще всего такое соответствие может быть обеспечено лишь в одном или двух направлениях в пространстве. Вдоль таких направлений рост кристаллов новой фазы происходит путем упорядоченного послойного коллективного присоединения совокупности атомов. При этом атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются друг относительно друга единообразно и взаимосвязанно на расстояния, не превышающие межатомные, таким образом, что соседи каждого атома в исходной фазе остаются соседями этого же атома в образующемся кристалле новой фазы.

Естественно, что рост кристалла путем *упорядоченного массопереноса* происходит на значительно большие расстояния, чем в направлениях, где реализуется *неупорядоченный диффузионный массоперенос*. Образующиеся таким образом кристаллы новой фазы (в рассматриваемом случае - феррита) приобретают пластинчатую форму. Поскольку их рост обусловлен условиями кристаллографического соответствия старой и новой фаз, каждая новая пластина образующейся фазы ориентируется в исходной (матричной) фазе закономерным образом в соответствии с особенностями кристаллического строения каждого исходного зерна. Поэтому образующиеся структуры имеют игольчатое (правильнее, пластинчатое) строение, где пластины либо параллельны друг другу, либо образуют углы между собой, близкие к 60° .

Такая форма феррита в доэвтектоидных сталях называется *видманштеттовым ферритом* или просто, *видманштеттом*. Чаще всего видманштетт, в котором на фоне темной эвтектоидной структурной составляющей имеются пластины феррита, располагающегося в виде своеобразных замкнутых треугольников, образуется в структуре *литой* малоуглеродистой стали после ускоренного охлаждения с температур окончания кристаллизации.

В горячедеформированной, например, прокатанной стали видманштетт выглядит в виде светлых игольчатых почти параллельных кристаллов, исходящих от границ зерен и имеющих различную ориентировку в соседних зернах, примыкающих к данной границе, на фоне темной плохо разрешаемой перлитной структурной составляющей.

Упорядоченный рост кристаллов новой фазы облегчается в случае высокой степени гомогенности исходной фазы и при значительных степенях переохлаждения, когда условия диффузионного неупорядоченного обмена затруднены. Поэтому видманштеттовые структуры преимущественно образуются в сталях, значительно перегретой в однофазной аустенитной области (например, при температурах нагрева выше 900 - 950 °С) и ускоренно охлажденной, например, на воздухе.

Видманштетт иногда можно наблюдать и в заэвтектоидных сталях. В этом случае видманштетту соответствуют ориентированные пластинчатые кристаллы цементита (или карбидов легирующих элементов). Степень поражения видманштеттовым строением карбидов увеличивается с повышением содержания в стали углерода и росте температуры нагрева в аустенитной фазовой области.

Применение очень больших степеней переохлаждения (до области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита) приводит к выравниванию скоростей выделения избыточной фазы (феррита или вторичного цементита) со скоростью развития перлитного эвтектоидного распада. При этом предпочтительным механизмом распада переохлажденного аустенита становится тот, для которого необходимо осуществление диффузии на минимальные расстояния. Конечно же, это механизм эвтектоидного превращения.

При этом избыточное количество той или иной фазы (феррита или цементита) выделяется прямо в составе “эвтектоидной” колонии, увеличивая толщину соответствующей пластинки. Схемы таких “ложных эвтектоидных” - *квазиэвтектоидных* структур приведены на рисунке 10.7.

Как видно, в структуре доэвтектоидной стали (схема б) при образовании квазиэвтектоида увеличивается соотношение между ферритом и цементитом в сторону большего содержания феррита и растет толщина пластинки феррита по сравнению с обычной перлитной структурой (схема а).

В заэвтектоидной стали (схема в), наоборот, оказываются более толстыми цементитные пластинки в составе колонии, и увеличивается количество цементита по сравнению с нормальным строением перлитной колонии.

На диаграмме изотермического превращения переохлажденного аустенита (рисунок 10.6) эффект образования квазиэвтектоидных структур проявляется сближением по горизонтали линий начала выделения избыточного феррита и начала перлитного превращения. В области температур минимальной устойчи-

ности переохлажденного аустенита (перегиб, или “нос” С-образных кривых) эти линии сливаются, свидетельствуя о том, что изолированных частиц избыточной фазы в рассматриваемых условиях переохлаждения выделяться не будет вообще - вся избыточная фаза войдет в состав квазиэвтектоида.

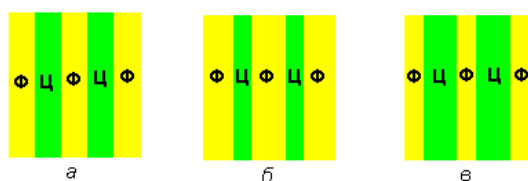


Рисунок 10.7. Схемы квазиэвтектоидных структур в доэвтектоидной (б) и заэвтектоидной (в) сталях в сравнении со структурой обычного перлита эвтектоидной стали (а)

Полное подавление выделения избыточной фазы в связи с образованием квазиэвтектоидных структур возможно лишь в сталях, близких по составу к эвтектоидной. Причем чем больше степень переохлаждения, тем в большем интервале концентраций углерода в аустените будет обеспечиваться образование квазиэвтектоида. Ширина интервала концентраций, обеспечивающих формирование квазиэвтектоидных структур может быть описана точками пересечения продолжений линий GS и SE диаграммы железо - углерод с горизонталью, соответствующей температурным условиям переохлаждения (см.рисунок 10.1, интервал концентраций c-d).

10.7. Влияние структурного состояния и состава аустенита на кинетику его распада при переохлаждении

Кинетика распада переохлажденного аустенита описывается диаграммами изотермического или термокинетического типа, на которых степень устойчивости переохлажденного аустенита определяется положением линий начала и конца перлитного и бейнитного превращений относительно начала координат.

Диаграммы, на которых С-образные кривые приближены к оси ординат, характеризуют очень малую устойчивость переохлажденного аустенита к распаду.

Смещение этих линий вправо в связи с влиянием тех или иных факторов соответствует увеличению устойчивости переохлажденного аустенита к распаду. Устойчивость к распаду аустенита каждой конкретной стали - ее важная характеристика, поскольку она определяет процессы структурообразования при всех видах ее термической обработки, а также формирующуюся при этом структуру и, как результат, конечные свойства изделий. Поэтому способы, регулирующие устойчивость переохлажденного аустенита к распаду, в конечном случае определяют и способы регулирования структуры и свойств стали при ее термической обработке.

Различают два основных пути регулирования устойчивости переохлажденного аустенита к распаду: *технологические и изменением химического состава стали.*

Изменение положения С-образных кривых на диаграмме технологическими способами оказывается возможным в связи с тем, что фазовая перекристаллизация, развивающаяся как несамопроизвольный процесс, ускоряется при наличии в исходном высокотемпературном состоянии стали большого количества структурных неоднородностей, таких как:

разветвленная сетка межзеренных границ аустенитного зерна, что соответствует наиболее мелкозернистому строению аустенита;

микронеоднородности химического состава аустенита, облегчающие возникновение концентрационных флуктуаций, необходимых для появления зародышей новых фаз, отличающихся по химическому составу от среднего состава исходного аустенита;

наличие избыточного количества готовых межфазных границ, что наблюдается при нагреве стали лишь до температур неполной фазовой перекристаллизации, а также при наличии в стали нерастворимых частиц специально введенных фаз или неметаллических включений; наличие пор и иных несплошностей в металле.

В качестве технологических путей регулирования устойчивости аустенита к распаду выступают: *увеличение температуры нагрева* при термической обработке и *длительности выдержки* при этой температуре. Оба эти фактора вызывают рост аустенитного зерна, обеспечивают более полное растворение различ-

ных фазовых и структурных составляющих в аустените, увеличивают его степень легированности и гомогенности. Все это обеспечивает повышение устойчивости к распаду переохлажденного аустенита, сдвигая С-образные кривые вправо.

Однако известно, что чрезмерный рост аустенитного зерна ухудшает свойства стали, поэтому таким приемом для повышения устойчивости аустенита к распаду следует пользоваться осторожно - лишь до той степени, пока не станут проявляться негативные последствия перегрева.

На развитие процессов распада переохлажденного аустенита оказывают влияние внешние воздействия, вызывающие введение в структуру твердого раствора любых физических несовершенств: вакансий, дислокаций, сложных дислокационных образований, дефектов упаковки, а также формирование субзеренной структуры зерна аустенита.

В качестве таких воздействий могут рассматриваться упругая и пластическая деформация аустенита, возбуждение в изделии ультразвуковых колебаний, создание макро- и микронапряжений в металле, обусловленных термоциклированием при специальных видах так называемой *микродеформационнотермической обработки*.

Основным методом повышения устойчивости аустенита к распаду является изменение состава стали путем *легирования*. Влияние содержания углерода на устойчивость аустенита к распаду в углеродистых сталях не очень значительно, хотя оно и проявляется. Влияние углерода на устойчивость аустенита к распаду обусловлено появлением еще до начала перлитного превращения готовых межфазных границ при выделении частиц избыточного феррита в доэвтектоидной стали, и вторичного цементита - в заэвтектоидной.

Поэтому увеличение содержания углерода в *доэвтектоидных* сталях, уменьшающее количество выделяющегося избыточного феррита, *увеличивает* устойчивость переохлажденного аустенита к распаду.

В *заэвтектоидных* сталях, наоборот, увеличение содержания углерода приводит к росту числа выделений вторичного цементита, *уменьшая устойчивость к распаду* переохлажденного аустенита.

Легирование стали любыми легирующими элементами, за исключением кобальта, увеличивает устойчивость переохлажденного аустенита к распаду, сдвигая С-образные кривые вправо. Главным образом, такое влияние легирующих

элементов обусловлено замедлением диффузионных процессов при легировании. При этом легирующие элементы, являясь примесями замещения, не только сами трудно перемещаются в решетке твердых растворов, но уменьшают и диффузионную подвижность углерода.

Комплексное влияние двух и более легирующих элементов оказывается более сильным, чем каждого элемента в отдельности и превышает простое суммирование влияния рассматриваемых элементов. Легирующие элементы, введенные в сталь, не только сдвигают линии начала и конца перлитного и бейнитного превращения вправо вдоль временной координаты, но также разделяют перлитное и бейнитное превращения на самостоятельные интервалы температур (рисунок 10.8).

Легирование стали сильными альфа-стабилизаторами, такими, например, как хром и кремний (стали типа X12M, 70C3), увеличивает устойчивость аустенита к распаду в перлитной и особенно в бейнитной температурной области. При этом С-образные кривые, соответствующие бейнитному превращению, располагаются правее таких же кривых для области перлитного превращения (рисунок 10.8,б).

Комплексное легирование хромом, никелем, молибденом или вольфрамом вызывает противоположное соотношение влияния легирующих элементов на кинетику перлитного и бейнитного превращений.

В данном случае (стали 40ХНМА, 5ХНВ и др.) устойчивость переохлажденного аустенита по отношению к перлитному превращению значительно больше, чем к бейнитному. С-образные кривые, соответствующие распаду на перлит, сдвинуты вправо по отношению к кинетическим кривым бейнитного превращения (рисунок 10.8,в).

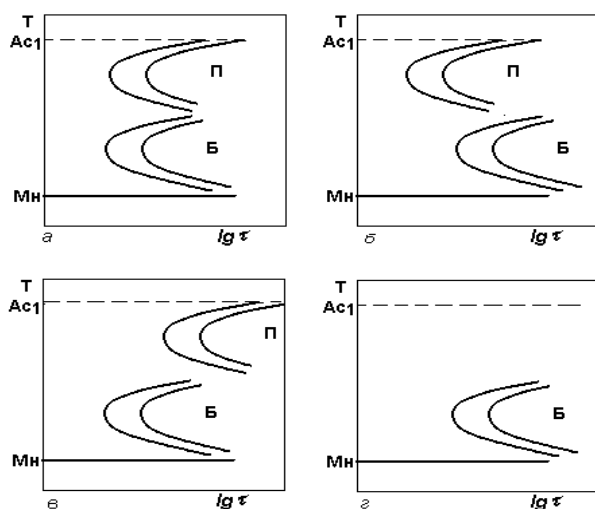


Рисунок 10.8. Влияние легирования на кинетику распада переохлажденного аустенита в зависимости от типа, степени легирования: *а* - общий характер влияния легирования на разделение перлитного (П) и бейнитного (Б) превращения; *б* - легирование сильными альфа-стабилизаторами (хромом, кремнием: стали типа 70СЗ, Х12М и др.); *в* - комплексное легирование небольшим количеством хрома, никеля, молибдена и др.(стали типа 5ХНВ, 40ХНМА); *г* - легирование большим количеством хрома, никеля, молибдена, вольфрама (стали бейнитного класса, например, 18Х2Н4ВА)

Стали, легированные этими же компонентами, но в большем количестве, например, стали 18Х2Н4ВА, 30ХНЗМ2ФА и др., характеризуются очень большим сдвигом С-образных кривых перлитного превращения вправо - за пределы реально реализуемых кинетических параметров, в связи с чем, диаграмма изотермического превращения часто изображается без нанесения перлитной области (рисунок 10.8,г).

Такие стали, обладающие высокой устойчивостью к распаду аустенита в области температур развития перлитного превращения при охлаждении на воздухе почти всегда получают бейнитную структуру. Это позволило их отнести к классу *бейнитных* сталей.

ТЕХНОЛОГИЯ ОТЖИГА ВТОРОГО РОДА

Основной *целью* отжига второго рода является устранение в структуре обрабатываемого материала структурных дефектов, связанных с нежелательным распределением в объеме изделия, размерами и формой фазовых составляющих, которые вызывают снижение технологичности при резании, обработке давлением, окончательной термической обработке, ухудшает качество готовых изделий. Таким образом, *целями отжига второго рода* являются: повышение качества готовых изделий после окончательной термической обработки; улучшение обрабатываемости резанием и технологичности при обработке давлением; снятие напряжений.

В основе технологических операций отжига второго рода лежат закономерности фазовой перекристаллизации, рассмотренные в предыдущих разделах курса. Температура нагрева при отжиге второго рода может лежать выше критической, обеспечивая при нагреве развитие полной фазовой перекристаллизации, либо в интервале температур развития фазовой перекристаллизации, что позволяет достичь ее развития в заданной степени (неполная либо частичная перекристаллизация). Для углеродистых сталей температурные режимы различных операций отжига второго рода могут быть определены по диаграмме железо - углерод (рисунок 11.1).

Необходимая степень переохлаждения технологически может быть достигнута относительно быстрым охлаждением до требуемых температур развития обратной фазовой перекристаллизации и изотермической выдержкой при этих температурах либо путем применения различных скоростей непрерывного охлаждения, например, при медленном охлаждении с печью, на воздухе, в инертных средах, в жидких охладителях.

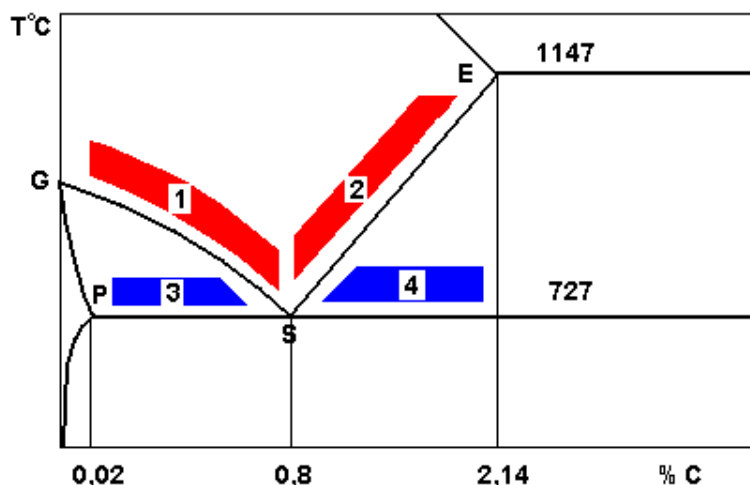


Рисунок 11.1. Участок диаграммы железо - углерод с нанесенными интервалами температурных режимов отжига второго рода: 1 - полный и изотермический отжиг, нормализация и одинарная термическая обработка доэвтектоидной стали; 2 - нормализация и одинарная термическая обработка заэвтектоидной стали; 3 - неполный отжиг доэвтектоидной стали; 4 - неполный отжиг заэвтектоидной стали

Отжиг второго рода включает в себя следующие технологические операции термической обработки: полный отжиг, нормализацию, одинарную термическую обработку, изотермический отжиг, одинарную изотермическую обработку, неполный отжиг, циклический сфероидизирующий отжиг и некоторые другие. Такая классификация видов отжига второго рода разработана применительно к сталям, однако, она может быть использована и к сплавам на основе цветных металлов с опорой на соответствующие диаграммы фазового равновесия в системах рассматриваемых сплавов.

11.1 Структурные дефекты стали, устраняемые отжигом второго рода

Структурные дефекты, устраняемые отжигом второго рода, возникают при получении заготовок, полуфабрикатов и изделий, методами кристаллизации из жидкого металла и превращениями в твердом состоянии при нагревах и охлаждении слитков, отливок, поковок, штамповок, проката, при сварке изделий.

При медленном охлаждении в отливке либо слитке после кристаллизации, особенно при литье в земляные формы, формируется крупное первичное зерно, определяющее *крупнозернистое* строение литой стали, *неоднородное грубое распределение* избыточного феррита в доэвтектоидных сталях либо выделение в заэвтектоидных сталях *цементитной сетки* по границам зерен. Ускоренное охлаждение литой стали с температур окончания кристаллизации при наличии крупного аустенитного зерна вызывает образование *видманштеттовых структур*, обусловленных выделением избыточных структурных составляющих (феррита в доэвтектоидных сталях и вторичного цементита - в заэвтектоидных) в виде ориентированных пластинчатых кристаллов.

Такой характер образования избыточных структурных составляющих при фазовой перекристаллизации в твердом состоянии связан с кристаллографически ориентированным преимущественным развитием фазового превращения (например, аустенит \rightarrow феррит) в одном из кристаллографических направлений, в котором зародыш образующейся фазы (феррита) когерентен кристаллической решетке матричной фазы (аустенита). В других кристаллографических направлениях, где когерентность неполная либо отсутствует полностью, рост кристалла замедлен. В результате образующийся ферритный кристалл приобретает пластинчатую форму.

Поскольку образование видманштетта связано с кристаллографически ориентированным ростом, образующиеся кристаллы часто параллельны друг другу или располагаются друг к другу под определенным углом. Наиболее часто в литой структуре можно наблюдать расположение кристаллов видманштеттового феррита в виде равносторонних треугольников, где пластины ориентированы друг относительно друга под углом 60° .

При горячей обработке металлов давлением ускоренное охлаждение с температур деформации также может привести к образованию видманштеттового феррита, особенно если обработка давлением была закончена при высоких температурах. При этом пластины видманштеттового феррита начинаются от межзеренных прожилок феррита и, располагаясь параллельно друг другу, образуют характерное “перистое строение” светлого феррита на фоне темной перлитной основы.

Образование видманштеттовых структур является чаще всего нежелательным явлением, поскольку, остроконечные окончания пластин играют роль кон-

центраторов напряжений, снижая работоспособность изделий и существенно уменьшая ударную вязкость материала. При горячей обработке давлением могут возникать еще два структурных дефекта: *крупнозернистость* - в случае перегрева металла перед обработкой давлением, невысоких степеней деформации, а также в случае окончания деформации при относительно высоких температурах; *строчечность* - при сравнительно низкой температуре деформирования, попадающей в межкритический интервал температур (аустенит+феррит).

Дефектами структуры обладает сварной шов, особенно после электродуговой и электрошлаковой сварки. При этом в зоне металла сварного шва наблюдаются дефекты, свойственные *литому* металлу. В околошовной зоне, которая нагревалась до температур, близких к температуре плавления, как правило, наблюдается очень сильный *рост зерна*. При ускоренном охлаждении околошовной зоны в ней часто образуются *видманштеттовы* структуры. Высокий температурный градиент в околошовной зоне, а также усадочные явления при кристаллизации жидкого металла сварного шва вызывают появление высокого уровня *остаточных внутренних напряжений*. Дефекты микроструктуры стали, которые подлежат исправлению отжигом второго рода, могут возникать и при различных операциях предварительной термической обработки. Например, при отжиге-гомогенизации сталь нагревают до температур 1100 - 1200 °С, при которых происходит усиленный рост аустенитного зерна. Охлаждение с этих температур может приводить к неоднородному распределению избыточного феррита либо к формированию видманштеттовых структур.

При любых видах обработки с высокотемпературными нагревами и последующими неконтролируемыми режимами охлаждения, возникает *неоднородность* структуры по объему изделия, а ускоренное охлаждение формирует высокую *степень дисперсности* перлитных структурных составляющих либо может привести к образованию *метастабильных структур* частичной закалки, что понижает пластичность стали, ухудшает обрабатываемость резанием и технологичность при обработке давлением.

11.2 Полный отжиг, нормализация, одинарная термическая обработка

Полный отжиг, нормализация, одинарная термическая обработка характеризуются едиными подходами при определении температуры нагрева и выдержки, а также тем, что во всех трех случаях используется непрерывный характер охлаждения, а значит, термокинетический тип распада аустенита на феррито-цементитные смеси.

Однако перечисленные виды обработки имеют отличия в своем целевом предназначении. Во-первых, применимость *полного отжига* ограничивается доэвтектоидными и эвтектоидными сталями. Полный отжиг обеспечивает достижение наиболее полного структурного и фазового равновесия в системе и, следовательно, приводит к получению равновесных структур, отраженных на диаграмме железо - углерод. Применение такой операции термической обработки для заэвтектоидной стали привело бы к образованию структуры, в которой вторичный цементит, выделяющийся при охлаждении от точки A_{cm} до точки A_{c1} , располагался бы по границам аустенитных зерен, охрупчивая сталь (резко понижая ее пластичность, ударную вязкость, технологичность при обработке давлением). Поэтому полный отжиг для заэвтектоидных сталей не применяется. Полный отжиг нецелесообразно применять также и для малоуглеродистых сталей (с содержанием углерода до 0,25%) по экономическим соображениям, поскольку в этом случае достижение целей отжига обеспечивается нормализацией как более экономичным и производительным процессом.

Нормализация используется как для доэвтектоидных, эвтектоидных, так и заэвтектоидных сталей. Для мало- и среднеуглеродистых доэвтектоидных сталей нормализация используется взамен полного отжига, обеспечивая исправление структурных дефектов стали, улучшая обрабатываемость резанием и снятие остаточных внутренних напряжений. Для углеродистых и легированных сталей с повышенным содержанием углерода (выше 0,5 - 0,55%) нормализация приводит к повышенной твердости стали по сравнению с полным отжигом, ухудшая обрабатываемость резанием. В этом случае нормализация может использоваться как упрочняющий вид термической обработки, а улучшение обрабатываемости резанием достигается проведением полного отжига.

Нормализация заэвтектоидной стали в большинстве случаев применяется с единственной целью - устранения цементитной сетки в структуре стали. При этом она используется либо как самостоятельная обработка, либо в совокупно-

сти с последующим неполным отжигом, обеспечивающим получение структуры *зернистого перлита*.

Одинарная термическая обработка применяется как упрочняющий вид обработки, обеспечивая упрочнение стали за счет получения метастабильных высокодисперсных феррито-цементитных смесей с большой протяженностью межфазных границ и повышенной прочностью.

Для осуществления рассматриваемых операций термической обработки используется нагрев до температуры однофазной аустенитной области, т.е. выше верхней критической точки стали (A_{c3} - для доэвтектоидной, A_{cm} - для заэвтектоидной) на 20 - 30 °С, в ряде случаев - на 50 °С. Выдержка при этой температуре должна обеспечить протекание в полном объеме аустенитного превращения, растворение в образовавшемся аустените избыточной структурной составляющей (феррита) и гомогенизацию аустенита по всему объему. В легированных сталях, даже доэвтектоидных, в исходном состоянии могут находиться избыточные карбиды легирующих элементов, которые также должны быть растворены в процессе выдержки при температуре отжига. Поэтому длительность выдержки устанавливают экспериментально изучая полноту прохождения превращений.

Иногда для завершения этих процессов требуется очень большие выдержки, достигающие нескольких десятков часов. В этом случае могут применяться режимы отжига либо нормализации, включающие две операции: первая - высокотемпературная: на 100 - 150 °С выше критической точки - для наиболее полной гомогенизации аустенита, вторая - при нормальной температуре, предназначенная для измельчения зерна в стали, вырастающего при первой операции обработки. Главное различие между операциями полного отжига, нормализации и одинарной термической обработки заключается в применении различных способов и скоростей охлаждения, обеспечивающих разные условия для протекания распада переохлажденного аустенита.

При полном отжиге после нагрева выше A_{c3} на 20-30 °С, выдержки при этой температуре, охлаждение стали ведут медленное, как правило, вместе с печью, при котором переохлажденный аустенит начинает распадаться при небольшой степени переохлаждения (20 - 70 °С). Скорость охлаждения, обеспечивающая такие термокинетические условия распада, различна для каждой стали. Она определяется положением С-образных кривых на изотермических либо

термокинетических диаграммах распада переохлажденного аустенита конкретной стали. Она должна быть тем меньше, чем более устойчивым к распаду является переохлажденный аустенит, т.е. чем сильнее сдвинуты С-образные кривые вправо на рассматриваемых диаграммах.

На графиках режимов термической обработки в координатах диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали (рисунок 11.2) линия 1 обозначает характер охлаждения стали при полном отжиге.

Точка пересечения этой линии с левой С-образной кривой отражает термокинетические условия начала распада переохлажденного аустенита. Разница в температурах этой точки с горизонталью, соответствующей критической точке A_{c1} , является величиной степени переохлаждения (ΔT), реализуемой при рассматриваемых условиях полного отжига.

На графике видно, что при нормализации (2) и одинарной термической обработке (3) соответствующие точки пересечения снижаются по температурной шкале с увеличением скорости охлаждения. Реально для средне- и малоуглеродистой стали скорость охлаждения при полном отжиге должна быть до 200 °С/ч. Увеличение содержания углерода до эвтектоидной концентрации требует уменьшения скорости охлаждения до 100 °С/ч. Легированные стали охлаждают со скоростями 100 - 20 °С/ч и менее.

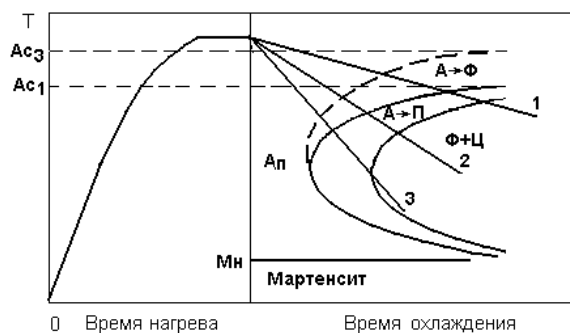


Рисунок 11.2. Графики режимов полного отжига (1), нормализации (2) и одинарной термической обработки (3) в координатах диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали

В производственных условиях такие скорости охлаждения обеспечиваются при охлаждении садки вместе с печью после ее отключения. Если при этом охлаждение происходит со скоростью выше требуемой, используют периодическое включение печи в период охлаждения, задерживая снижение температуры. Ускорение охлаждения достигается частичным или полным открыванием дверцы печи.

Иногда садку выкатывают из печи для охлаждения на воздухе. Это означает использование нормализации вместо отжига. Медленное охлаждение с указанными выше скоростями не обязательно должно вестись до полного охлаждения. Оказывается достаточным его проводить лишь до температур 550 - 500 °С, когда гарантированно завершаются процессы распада переохлажденного аустенита. Дальнейшее охлаждение не приводит к изменению структурного состояния стали и, следовательно, может проводиться произвольно, например, на воздухе.

Однако если одной из целей отжига является снятие внутренних напряжений, то медленное охлаждение продолжают до температур, при которых внутренние напряжения снимаются в достаточной степени, и при дальнейшем ускоренном охлаждении вновь не возникают. Такой температурой является 150 - 200 °С.

Нормализация отличается от полного отжига тем, что охлаждение стали из аустенитного состояния проводят в “нормальных” условиях - на спокойном воздухе. Хотя условия охлаждения на спокойном воздухе и носят название “нормальные”, скорость такого охлаждения выше, чем при охлаждении с печью. Это обеспечивает более высокие степени переохлаждения при распаде переохлажденного аустенита, чем при полном отжиге (кривая 2 на рисунке 11.1). Необходимо иметь в виду, что при охлаждении на воздухе изделий разных размеров понижение температуры происходит с различными скоростями, однако для изделий средних размеров из углеродистых сталей такое охлаждение позволяет достигать степени переохлаждения 70 - 120 °С, что приводит к получению относительно равномерного распределения в объеме стали относительно мелких избыточных ферритных кристаллов и дисперсных феррито-цементитных смесей типа *сорбита*.

При нормализации заэвтектоидной стали в период нагрева после завершения аустенитного превращения перлита в интервале температур от точки A_{c1} до A_{cm} происходит растворение сетки вторичного цементита, если такая была в

исходной структуре, с последующей гомогенизацией аустенита. При ускоренном охлаждении (на воздухе) выделение вторичного цементита в виде сетки не происходит, поскольку в условиях ограниченной диффузионной подвижности углерода вторичный цементит выделяется в виде изолированных дисперсных частиц, распределенных по объему стали относительно равномерно, либо в составе квазиэвтектоида. Таким образом, устраняется *цементитная сетка в стали*.

Одинарная термическая обработка выполняется аналогично нормализации с тем лишь отличием, что скорость охлаждения ускоряют по сравнению с охлаждением на воздухе путем создания принудительных воздушных потоков (вентиляционная обдувка поверхности охлаждаемого изделия, охлаждение струей сжатого воздуха, водо-воздушных и паровоздушных смесей). Для углеродистых сталей при одинарной термической обработке иногда используют в качестве охлаждающей среды масло, если такое охлаждение не приводит к получению структур закалки (мартенсита, бейнита и др.).

Высокие скорости охлаждения при одинарной термической обработке обеспечивают большие степени переохлаждения при развитии распада переохлажденного аустенита, что в большинстве случаев полностью подавляет выделение избыточных структурных составляющих (феррита в доэвтектоидной стали и цементита в заэвтектоидной), и фиксирует их в составе *квазиэвтектоидных* структур. Типичной структурой, получаемой после одинарной термической обработки, является *троостит*.

При этом достигается повышение прочностных свойств стали с достаточной пластичностью. Достоинством такой обработки является возможность достижения упрочнения заданного уровня за одну операцию термообработки вместо двух (закалки и отпуска), обычно применяемых для этой цели.

Однако одинарная термическая обработка обладает существенным недостатком – нестабильностью качества изделий, обрабатываемых этим методом. Это связано с трудностью поддержания постоянства параметров охлаждающих динамических воздушных либо водо-воздушных потоков.

При увеличении интенсивности охлаждения по сравнению с требуемой в структуре стали появляются продукты бездиффузионного превращения аустенита (мартенсит, бейнит), что снижает пластичность стали, а недостаточные

скорости охлаждения не позволяют получить требуемой твердости стали и иных прочностных характеристик.

11.3 Изотермический отжиг и одинарная изотермическая обработка

Изотермический отжиг применяется для тех же целей, что и полный отжиг, и является его разновидностью. Поэтому температура нагрева для изотермического отжига такая же, как и обычного полного отжига (на 20 - 30 °С выше критической точки A_{c3}), и требует той же длительности выдержки при этой температуре. Отличие изотермического отжига от полного заключается в способе охлаждения с температуры отжига и термокинетических условиях протекания распада переохлажденного аустенита.

При изотермическом отжиге сталь, нагретая до температур однофазного аустенитного состояния, охлаждается ускоренно (например, в печи с открытой крышкой, путем выкатывания выдвигной подины из нагревательной камеры печи и иными методами) до температуры, соответствующей заданной степени переохлаждения (чаще всего на 30 – 70 °С ниже точки A_1), с изотермической выдержкой при этой температуре до завершения диффузионного распада переохлажденного аустенита на феррито-цементитную смесь. Длительность такой выдержки устанавливают с использованием диаграмм изотермического распада переохлажденного аустенита для каждой конкретной марки стали.

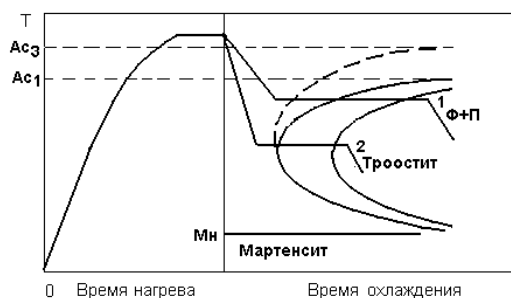


Рисунок 11.3. Графики режимов изотермического отжига (1) и одинарной изотермической обработки (2) в координатах диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали

На графиках изотермических режимов обработки в координатной сетке диаграммы изотермического распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной

стали (рисунок 11.3) режим 1 соответствует изотермическому отжигу, режим 2 - одинарной изотермической обработке.

Видно, что длительность выдержки после переохлаждения до заданной степени (ΔT) определяется точкой пересечения линии изотермической выдержки с правой С-образной кривой окончания распада переохлажденного аустенита. В практике термической обработки, особенно легированных и высоколегированных сталей, изотермический отжиг практически вытеснил обычный полный отжиг в связи с целым рядом его положительных качеств.

Во-первых, изотермический отжиг - существенно менее длительный процесс, поскольку не требует использования медленного охлаждения садки вместе с печью.

Во-вторых, при изотермическом отжиге появляется возможность регулировать степень дисперсности получаемых структур стали и ее свойства, поскольку при проведении отжига можно в достаточно широких пределах изменять и точно поддерживать заданную степень переохлаждения аустенита, регулируя температуру изотермической выдержки.

В-третьих, быстрое подстуживание стали с верхней до нижней температуры изотермической выдержки обеспечивает выделение избыточной фазы (например, феррита) при существенно больших степенях переохлаждения, чем при медленном непрерывном охлаждении в процессе полного отжига.

Это приводит к выделению избыточного феррита в *высокодисперсной форме* равномерно по всему объему стали, тогда как, при полном отжиге включения избыточного феррита распределяются в виде грубых неравномерных по размерам включений. Наконец, изотермическая выдержка после переохлаждения обеспечивает выравнивание температуры по сечению каждого изделия и садки в целом, в связи с чем структурные изменения во всех объемах отжигаемого металла развиваются одновременно и при неизменной степени переохлаждения, что приводит к образованию более однородных структур по сравнению с режимами полного отжига, где развитие превращений (выделение избыточных фаз и перлитное превращение) происходит в условиях непрерывно изменяющихся степеней переохлаждения и неоднородно по сечению изделий и садки в целом. Обычными структурами после изотермического отжига, как и после полного, являются феррито-цементитные смеси (перлит - в эвтектоидной стали, феррит и перлит - в доэвтектоидной). Однако в связи с более широкими воз-

возможностями изотермического отжига, по сравнению с полным, в данном случае могут быть получены сорбитные или иные структуры промежуточных классов.

Одинарная изотермическая обработка является предельным случаем изотермического отжига, когда использование больших степеней переохлаждения до интервала температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита переводит его в класс упрочняющей термической обработки стали. В качестве охлаждающих сред для достижения требуемой степени переохлаждения при этой обработке используются расплавы солей либо металлов (свинца, цинка и др.). Возможно использование песчаных ванн, "виброожиженных" с помощью горячего воздуха или нейтрального газа.

Наиболее широко одинарная изотермическая обработка используется в составе процесса *патентирования* проволоки и ленты, где в едином технологическом цикле используются операции одинарной изотермической обработки и волочения, чередуемые многократно для осуществления нескольких переходов от исходного размера заготовки до заданных малых размеров проволоки или ленты (рисунок 11.4).

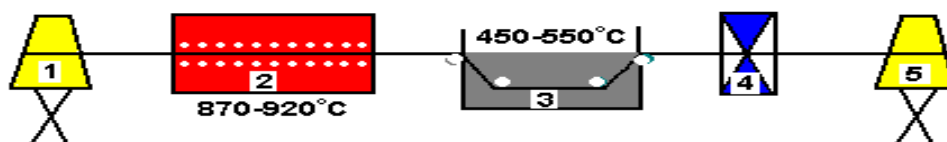


Рисунок 11.4. Схема процесса патентирования проволоки или ленты: 1 - барабан с исходной проволокой; 2 - печь для нагрева проволоки до температуры аустенизации; 3 - ванна с расплавом цинка для охлаждения проволоки и изотермического распада аустенита; 4 - волочильный стан для холодной деформации проволоки; 5 - приводной (тянущий) барабан волочильного стана

Одинарная изотермическая обработка, выполняемая в качестве промежуточной операции, частично снимает деформационное упрочнение от предыдущего прохода волочения, обеспечивая дальнейшее продолжение холодной де-

формации на меньший размер проволоки или ленты, и одновременно формирует структуру высокодисперсной квазиэвтектоидной структуры *троостита*.

После окончания последнего прохода, завершающегося окончательным холодным волочением, проволока или лента приобретает самые высокие значения прочностных характеристик из известных для массивных стальных изделий. Предел прочности тонкой проволоки после патентирования составляет от 2000 МПа при диаметре 1.0 мм до 4000 - 5000 МПа в сечениях микропроволок (0,1 мм).

Такая проволока и лента широко используются во всех отраслях промышленности, например, в качестве заготовок для навивки цилиндрических и изготовления плоских пружин, для струн музыкальных инструментов, канатов всех грузоподъемных машин и механизмов.

11.4 Неполный отжиг стали

Неполный отжиг применяется как для доэвтектоидной, так и для заэвтектоидной стали. В основе его технологии лежат явления неполной фазовой перекристаллизации при нагреве стали до температур межкритического интервала (выше точки A_{c1} , но ниже A_{c3} - для доэвтектоидной стали и A_{cm} - для заэвтектоидной).

Для доэвтектоидных сталей технология неполного отжига применяется ограниченно, поскольку он не обеспечивает коренного преобразования структуры стали и надежного исправления структурных дефектов, таких как видманштеттовый феррит, строчечность и др. Для заэвтектоидных сталей он является основным видом отжига.

Нагрев *доэвтектоидных* сталей до межкритического интервала температур (на 20 - 40°C выше точки A_{c1}) приводит к превращению в аустенит лишь участков, занимаемых перлитом в исходной структуре, а кристаллы избыточного феррита претерпевают изменение размеров и формы ограниченно - лишь настолько, насколько это возможно при подъеме над нижней критической точкой на 20 - 40 °C. Это не приводит к коренному преобразованию структуры стали. При медленном охлаждении с указанной температуры (как правило, вместе с печью) избыточный феррит опять не претерпевает превращений, а аустенит

распадается с формированием однородного грубопластинчатого перлита, существенно снижая твердость и другие прочностные свойства стали.

Для доэвтектоидных сталей неполный отжиг применяется лишь в том случае, если сталь не содержит структурных дефектов, связанных с нежелательным характером распределения, формой и размерами частиц избыточного феррита, а единственной целью отжига является улучшение обрабатываемости резанием. На практике этот отжиг нашел широкое применение в технологии получения сортового и фасонного проката на металлургических предприятиях, гарантирующих исключение перечисленных выше структурных дефектов регламентированными режимами прокатки и охлаждения проката с температуры горячей деформации. Такая технология отжига заложена в государственные стандарты на изготовление соответствующих полуфабрикатов.

Температурные режимы отжига заэвтектоидной стали практически не отличаются от неполного отжига доэвтектоидных сталей, однако они характеризуются большей длительностью выдержки при температуре отжига, что обусловлено необходимостью реализации структурных преобразований, приводящих к получению структуры *зернистого перлита*. Типичный режим отжига заэвтектоидных сталей: 750 - 770 °С, выдержка от 5 до 12 ч, охлаждение с печью.

11.5 Структурные преобразования при неполном отжиге заэвтектоидной стали

Нагрев заэвтектоидной стали до межкритического интервала температур при неполном отжиге обеспечивает развитие аустенитного превращения, однако не приводит к растворению в аустените избыточного вторичного цементита. Причем при аустенитном превращении легко реализуются его начальные этапы, связанные с образованием аустенитных зародышей и растворением в них ферритных пластин, входивших в исходную перлитную колонию. Растворение же цементитных пластин в аустените происходит медленнее, чем ферритных, поэтому при относительно небольшом перегреве выше точки A_{c1} в заэвтектоидных сталях структурное состояние, описываемое как смесь тонких не до конца растворившихся цементитных пластин и окружающего их аустенита, может сохраняться достаточно длительное время.

Стабилизации такого структурного состояния может способствовать то обстоятельство, что в заэвтектоидных сталях часто в состав эвтектоида входит избыточное количество вторичного цементита, не выделяющегося в виде самостоятельной структурной составляющей, а лишь увеличивающего толщину цементитных пластин в составе эвтектоида (состояние *квазиэвтектоида*).

Поэтому после завершения первых этапов аустенитного превращения устанавливается состояние метастабильного равновесия цементита и аустенита. Длительные выдержки при указанных выше температурах приводят к реализации структурных превращений, приводящих к преобразованию формы и размеров цементитных пластин и изменению характера их расположения в аустенитной матрице. Преобразования заключаются в *дроблении пластинок* на более мелкие пластинчатые частицы с последующей их *сфероидизацией*.

Впервые механизм деления цементитных пластин и их сфероидизации был разработан А.А. Барановым. По его представлениям причиной дробления тонких пластин цементита является структурная неуравновешенность его межфазных границ с аустенитом при наличии внутри цементита субзеренных границ либо микроучастков с повышенной плотностью дислокаций.

При выходе субзеренной границы в цементите на межфазную поверхность аустенит-цементит в месте выхода возникает тройной стык (рисунок 11.5), равновесие в котором из условий поверхностного натяжения может быть достигнуто путем появления канавки на межфазной границе и ее углубления при локальном растворении цементитной пластины.

Углубление канавок также происходит диффузионным путем в связи с неодинаковой равновесной концентрацией твердого раствора (аустенита), контактирующего с межфазными поверхностями, имеющими различную степень кривизны.

Это обусловлено явлениями коллоидного равновесия, установленного С.Т. Конобеевским, согласно которому чем меньше радиус кривизны межфазной поверхности, тем выше квазиравновесная концентрация твердого раствора, контактирующего с этой межфазной границей.

Количественно эта зависимость выражается *уравнением Томсона - Фрейндлиха*:

$$\ln C_r/C_- = 2 \gamma \cdot V / k \cdot T \cdot r,$$

где C_r и C_- - концентрации твердого раствора соответственно около криволинейной поверхности с радиусом кривизны r и около плоской поверхности; γ - поверхностная (межфазная) энергия на границе фаз; V - атомный объем; T - температура; k - константа, определяемая свойствами системы.

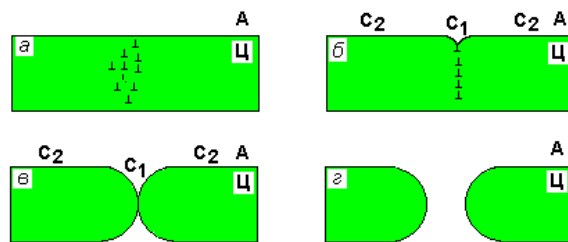


Рисунок 11.5. Схема процесса деления пластины цемента при выходе на межфазную поверхность внутренних субструктурных образований в несовершенном кристалле: а - скопление дислокаций вблизи межфазной поверхности; б - субзеренная граница в цементитном кристалле, выходящая на обе межфазные поверхности; в - образование канавок на поверхности пластины; г - разделение пластины после углубления канавок с обеих сторон пластины

В соответствии с указанным явлением концентрация углерода в аустените вблизи криволинейных поверхностей (в зоне образовавшейся впадины (C_1 на рисунке 11.5,в) оказывается выше, чем около плоской поверхности (C_2 , там же). Таким образом образуется градиент концентрации углерода в аустените, вызывающий развитие диффузионного массопереноса и одновременно изменяющий концентрацию углерода в обоих микрообъемах. Стремление системы к восстановлению равновесия требует осаждения избыточного количества углерода (в виде новых слоев цемента) на плоских поверхностях и растворения некоторого количества цемента в аустените в районе образовавшейся впадины. При этом происходит углубление впадины, которое завершается полным разделением пластины на две части.

Разделившиеся на части кристаллы сохраняют пластинчатую форму, характеризуясь повышенной поверхностной энергией. Стремление к минимуму поверхностной энергии стимулирует развитие процесса *сфероидизации* частиц, в основе которого также лежат закономерности явления *коллоидного равновесия* в системе.

Сфероидизация отдельной частицы (рисунок 11.6), обусловлена стремлением к уменьшению поверхностной энергии.

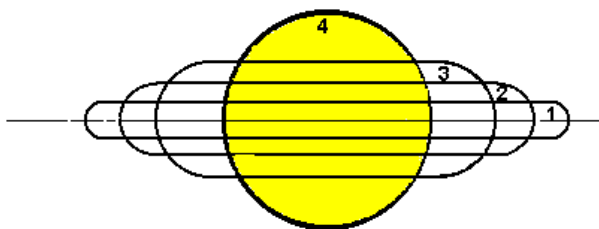


Рисунок 11.6. Схема последовательного превращения пластинчатой частицы (1) в сферическую (4) путем сфероидизации через несколько промежуточных стадий (2,3). C_1 и C_2 - соответственно концентрации твердого раствора у края и плоской поверхности пластины: $C_1 > C_2$

В исходном состоянии частица (1) имеет различную степень кривизны межфазных границ на плоских поверхностях и ее концах. Непрерывный диффузионный массоперенос через аустенит между микрообъемами, примыкающими к плоским поверхностям частицы и ее концам с криволинейными границами, приводит к непрерывному увеличению толщины пластин и уменьшению ее длины, что сопровождается постепенным увеличением радиуса кривизны частицы вблизи ее концов и уменьшением протяженности плоских поверхностей.

Такой процесс продолжается до тех пор, пока не исчезнут полностью плоские межфазные поверхности и радиус кривизны всех участков межфазной поверхности не окажется одинаковым. Это соответствует приобретению сферической формы частицей 4.

Такой процесс после его окончания должен приводить к образованию относительно однородных по размерам цементитных частиц, находящихся в аустенитной матрице. При последующем медленном охлаждении эти частицы становятся центрами фазовой перекристаллизации, на которых при развитии перлитного превращения аустенита продолжают расти сферические цементитные частицы, а аустенит, обедняющийся при этом по углероду, претерпевает превращение в феррит. Структура стали после завершения превращения должна представлять собой *зернистый перлит* во всем объеме стали.

Однако в реальных условиях 100 % зернистого перлита получить не удастся после обычного неполного отжига, что обусловлено рядом причин, главной из которых является неоднородность по составу и размерным параметрам исходных квазиэвтектоидных структур, неоднородность распределения физических несовершенств в тонком кристаллическом строении аустенита и цементита.

Более совершенную структуру зернистого перлита в заэвтектоидных сталях удастся получить при использовании *циклического сфероидизирующего отжига*. В этом случае сталь нагревают до температур на 10 - 15 °С выше критической точки A_{c1} , проводят кратковременную выдержку (10 - 15 мин), охлаждают до температуры на 10 - 15 °С ниже критической точки A_{r1} , при которой также проводят выдержку той же длительности, после чего вновь нагревают для следующего цикла. Количество циклов обычно используют равное трем.

При таком отжиге удастся управлять процессами, приводящими к сфероидизации частиц, уменьшая степень неоднородности структуры. При каждом нагреве (это соответствует 740 °С) активно происходит растворение пластин, которое всегда начинается с концов, имеющих криволинейную форму межфазной поверхности. Ограничение по времени исключает растворение цементита на плоских поверхностях. При каждом охлаждении (до температуры 680°С) происходит активное выделение цементита за счет использования эффекта эвтектоидного распада, который также в условиях ограничения по времени не приводит к образованию пластинчатых структур.

Каждый нагрев устраняет дефекты структурообразования возникающие при охлаждении, способствуя получению от цикла к циклу все более совершенной сферической формы цементитных частиц и обеспечивая получение 100 % зернистого перлита. Если в исходной структуре заэвтектоидной стали имеет место цементитная сетка, термическая обработка на зернистый перлит включает две

операции: нормализацию с последующим неполным или циклическим сфероидизирующим отжигом.

Структура зернистого перлита заэвтектоидной стали необходима для повышения пластичности и ее технологичности при обработке давлением, резанием и при окончательной термической обработке.

11.6 Особенности применения отжига второго рода для цветных сплавов

Теоретически проведение отжига второго рода возможно для всех сплавов, претерпевающих то или иное фазовое превращение в твердом состоянии, отраженное на равновесной фазовой диаграмме соответствующей системы.

Однако результаты отжига, обеспечивающего достижение системой фазового равновесия, могут оказаться нежелательными с точки зрения свойств обрабатываемого материала. Например, нагрев сплавов в системе с ограниченной переменной растворимостью компонентов в твердом состоянии до температуры однофазного высокотемпературного состояния и последующее медленное охлаждение в равновесных условиях приводит к выделению второй фазы в виде сетки по границам зерен, что сильно понижает пластичность сплава. Поэтому проведение такой обработки является нецелесообразным и на практике не используется.

По отношению к выполнению отжига второго рода цветные сплавы можно разделить на две группы, первая из которых охватывает сплавы полиморфных металлов (титановые, циркониевые, кобальтовые, урановые и некоторые другие). К этой же первой группе можно отнести и сплавы части неполоморфных металлов, например меди, которые при взаимодействии с легирующими компонентами образуют системы с эвтектоидными, перитектоидными, монотектоидными превращениями в твердом состоянии.

Ко второй группе относятся сплавы, основным видом фазовых превращений в которых являются реакции растворения - выделения избыточной фазы соответственно при нагреве и охлаждении в связи с наличием переменной ограниченной растворимости компонентов в твердых растворах на основе хотя бы одного из чистых компонентов, образующих систему.

Технологические подходы для назначения режимов отжига второго рода сплавов *первой* группы такие же, как и при назначении режимов отжига железоуглеродистых сплавов (сталей, чугунов). Таким образом, эти сплавы могут подвергаться полному либо неполному видам отжига, с использованием непрерывных режимов охлаждения либо изотермических выдержек переохлажденной высокотемпературной фазы и т.д.

В этих случаях при назначении технологии отжига второго рода используют теоретические предпосылки, рассмотренные для сталей, но на основе анализа конкретной фазовой диаграммы соответствующих компонентов, составляющих систему.

Примерами могут быть, например, системы Ti-Cr, Co-Ni, Cu-Al и др. При назначении технологии отжига следует учитывать не только особенности развития фазовых превращений, но и сопутствующих явлений, таких как эффекты фазового наклепа структурных составляющих и рекристаллизационных явлений в исходных и образующихся фазах. Так, например, если для сталей переход от структуры перлита к аустенитному состоянию сопровождается изменением удельного объема примерно на 1%. Это вызывает *фазовый наклеп* аустенита и последующую его структурную *перекристаллизацию* за счет рекристаллизационных явлений (первичной рекристаллизации), измельчающих зерна аустенита. При аналогичной фазовой перекристаллизации в титановых сплавах разница удельных объемов низко- и высокотемпературных фаз составляет всего 0,13%. Это не позволяет достичь необходимой степени фазового наклепа высокотемпературной фазы для развития в ней первичной рекристаллизации. Поэтому титановые сплавы, как правило, будучи нагреты до температур однофазного β -состояния, становятся крупнозернистыми, что снижает пластичность и прочность сплавов. Поэтому для таких сплавов используют режимы неполного отжига с нагревом до температур двухфазного состояния.

Фазовая перекристаллизация сплавов *второй* группы не приводит к коренному изменению структуры по всему объему и не приводит к измельчению зернистой структуры сплава или вызвать иные преобразования в основе сплава. Фазовая перекристаллизация, обусловленная переменной ограниченной растворимостью компонентов в твердых растворах, может изменять лишь структурное состояние избыточной структурной составляющей, что используется в технологии *гетерогенизирующего* отжига. Хотя этот вид отжига и является един-

ственным видом отжига второго рода этих сплавов, но и он используется для них ограниченно.

Основной целью гетерогенизирующего отжига является повышение пластичности полуфабрикатов за счет максимально возможного обеднения твердого раствора по содержанию легирующих компонентов, а также создания однородной двухфазной структуры, в которой частицы избыточной фазы оптимальных размеров и формы равномерно распределены по объему основного твердого раствора. Различают три вида смягчающего гетерогенизирующего отжига: полный, неполный и изотермический.

При *полном* гетерогенизирующем отжиге нагрев сплавов ведут до температуры однофазного высокотемпературного состояния, осуществляют изотермическую выдержку при этой температуре для гомогенизации твердого раствора с последующим медленным охлаждением до комнатных температур, или, по крайней мере, не выше 150 – 200 °С, исключая сохранение пересыщения твердого раствора в сплаве.

Реализация такого режима оказывается возможной лишь в том случае, если избыточная фаза, выделяющаяся при медленном охлаждении, не образует сплошной сетки по границам зерен твердого раствора, что может вызвать понижение пластичности сплава. Примером сплавов, подвергаемых такому виду отжига являются сплавы типа В95 системы Al-Zn-Mg-Cu.

Изотермический гетерогенизирующий отжиг представляет собой вариант полного отжига и отличается от него тем, что после нагрева до температур однофазного высокотемпературного состояния слитки либо иные полуфабрикаты охлаждают ускоренно до температур минимальной устойчивости переохлажденного твердого раствора, с изотермической выдержкой при этой температуре. При этом происходит распад с выделением из твердого раствора многочисленных частиц избыточной фазы однородно по всему объему сплава и рост этих частиц до оптимальных размеров, что регулируется длительностью выдержки и корректировкой ее температуры. Такому отжигу могут подвергаться большинство алюминиевых термически упрочняемых сплавов. Температура отжига при этом чаще всего составляет 380 - 420 °С, а температура низкотемпературной изотермической выдержки после подстуживания 300 - 350 °С.

Неполный гетерогенизирующий отжиг проводится лишь в отдельных случаях, если в результате такой обработки достигаются однородные гетерогенные

структуры, обеспечивающие улучшение качества сплавов. Он проводится для алюминиевых сплавов при температурах 300 - 350 °С. Сплав АМгб отжигают при температуре 320 °С с целью повышения коррозионной стойкости.

Одним из направлений использования эффекта гетерогенизации структуры сплавов является *упрочняющая гетерогенизационная обработка* комплекснолегированных сплавов, имеющих в своем составе как традиционно используемые легирующие элементы, хорошо растворяющиеся в основном твердом растворе, так и вещества, трудно растворимые в твердом состоянии и образующие метастабильно пересыщенные твердые растворы при больших скоростях охлаждения при кристаллизации жидкости.

Примерами таких сплавов являются высокопрочные гранулированные алюминиевые сплавы, в которых в качестве основных легирующих элементов выступают медь, цинк, магний, а в качестве компонентов, образующих метастабильно пересыщенные твердые растворы – марганец, хром, цирконий, кобальт, железо, никель и др. Такие сплавы получают путем гранулирования расплава с охлаждением капель в воде либо иным способом высокоскоростной кристаллизации, обеспечивая скорость охлаждения выше 10^4 °С/с. Последующий нагрев до температур 400 - 500 °С под горячее компактирование в массивные изделия обеспечивает протекание распада аномально пересыщенного твердого раствора по переходным металлам, при котором по всему объему изделия выделяются высокодисперсные частицы избыточных фаз на основе этих компонентов, приводящие к дополнительному упрочнению, сохраняющемуся и после окончательной термической обработки. Этот способ обработки, хотя и не относится к способам отжига второго рода, однако закономерности структурных превращений, лежащие в его основе, связаны с частичным восстановлением равновесия в системе и с этой точки зрения имеют отношение к процессам отжига.

Необходимо также помнить, что фазовые превращения, относительно редко используемые для назначения режимов отжига второго рода, всегда следует учитывать при назначении технологии отжига *первого рода* (гомогенизационного, рекристаллизационного и др.), поскольку во многих случаях такие превращения протекают в отжигаемых сплавах как *сопутствующие процессы*, и могут существенным образом сказываться на структурном состоянии и свойствах сплавов. Поэтому назначение технологии отжига первого рода всегда сле-

дует производить с учетом теории фазовых превращений и соответствующих диаграмм фазового равновесия.

Глава 12

ФАЗОВАЯ ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ЧУГУНАХ

Из анализа диаграммы железо - углерод (железо - цементит) следует, что чугунам, как и сталям, свойственны виды фазовой перекристаллизации, вызванные переменной ограниченной растворимостью углерода в аустените, что приводит к выделению при охлаждении *вторичного цементита* из аустенита и обратному его растворению при нагреве, а также эвтектоидное превращение аустенит - перлит.

В стабильной системе железо - графит происходят аналогичные превращения, однако углеродсодержащей фазой, участвующей в этих превращениях является свободный углерод в форме *графита*.

Наряду с этими “привычными для рассмотрения” процессами фазовой перекристаллизации, чугунам свойственен фазовый переход, не отраженный ни на метастабильной, ни на стабильной диаграммах железо - углерод, а связанный с переходом от метастабильной системы к стабильной. Такое превращение в чугунах называется *графитизацией*.

12.1 Механизмы графитизации

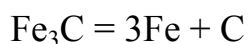
Цементит в железоуглеродистых сплавах является метастабильной фазовой составляющей, которая в определенных условиях может диссоциировать на железо и углерод с образованием наиболее стабильной углеродсодержащей фазы - графита. Несмотря на свою метастабильность, цементит в железоуглеродистых сплавах оказывается достаточно устойчивым. Для практической реализации диссоциации цементита на железо и углерод требуется ряд условий.

В сталях, за исключением специальных графитизированных, распад цементита практически не реализуется.

Для двойных железоуглеродистых сплавов, соответствующих составу чугунов, эта реакция оказывается возможной, однако требует высоких температур и большой длительности отжига. Практически реализуемым становится этот процесс в чугунах при их специальном легировании такими элементами-графитизаторами, как кремний, алюминий и др.

Особо сложной проблема оптимального легирования чугуна становится при условии необходимости предотвращения процесса графитизации в период его кристаллизации, но относительно легкого его превращения в графит в твердом состоянии при отжиге. Такие способности к графитизации чугуна достигаются при комплексном легировании кремнием и марганцем. В качестве антиграфитизатора кроме марганца могут использоваться небольшие добавки хрома. Легирование чугуна большим количеством хрома полностью подавляет способность к графитизации цементита.

Простейшим, на первый взгляд, механизмом графитизации цементита в чугунах является реакция *диссоциации* химического соединения Fe_3C на атомы, образующие это соединение, по реакции



Однако такая реакция может быть реализована лишь на начальной стадии графитизации, обеспечивающей только образование зародышей графита, которые после своего возникновения приостанавливают рост в условиях создающегося при этом состояния всестороннего сжатия со стороны окружающей металлической матрицы.

Графит, образующийся при диссоциации цементита, имеет удельный объем, почти в 4 раза превышающий объем цементита, в который углерод входил до диссоциации его в чугуне. Это объясняет причину возникновения состояния всестороннего сжатия, препятствующего дальнейшему росту графитного зародыша.

Так как чугун является литейным материалом, в котором при кристаллизации возникают несплошности типа пор, микротрещин и др., то возникновение зародышей графита и их ограниченный рост по механизму прямой диссоциации

возможны на их поверхностях. При этом начальный рост графитных частиц приводит к заполнению объемов этих несплошностей графитом, после чего дальнейшее увеличение размеров включений графита требует реализации принципиально иного механизма графитизации.

Таким механизмом графитизации становится *диффузионный перенос* через аустенит атомов углерода и железа между частицами растущего графитного включения и растворяющегося кристалла цементита.

На схеме процессов, протекающих в чугунах при графитизации по механизму диффузионного переноса веществ через аустенит (рисунок 12.1) рассматривается графитизация при температуре T_1 , обеспечивающей перевод фазового состояния системы в область: аустенит + цементит в метастабильной системе и аустенит + графит в стабильной.

Наличие в аустените двух принципиально различных межфазных границ аустенита с графитным зародышем и цементитным исходным кристаллом (рисунок 12.1,а) требует одновременного анализа процессов, представленных метастабильной и стабильной диаграммами фазового равновесия. Этому соответствуют сплошные линии на диаграмме железо - цементит (SE) и штриховые - железо - графит ($S'E'$). Точки пересечения коноды, проведенной по уровню температуры T_1 , с линиями SE и $S'E'$ позволяют определить равновесные концентрации аустенита в его микрообъемах, прилежащих непосредственно к межфазным границам с цементитным кристаллом и растущим графитным выделением. Этими концентрациями являются соответственно C_2 и C_1 (см. рисунок 12.1,а,б).

Сопоставление этих концентраций по содержанию железа показывает, что $C_1 > C_2$, а по содержанию углерода, наоборот, $C_1 < C_2$. Возникающие при этом градиенты концентрации по железу и углероду объясняют направления встречных диффузионных потоков в системе (рисунок 12.1,а). Определяющим диффузионным процессом, обеспечивающим возможность развития графитизации по рассматриваемому механизму, является диффузионное перераспределение атомов железа от границы с графитным зародышем к растворяющемуся цементиту.

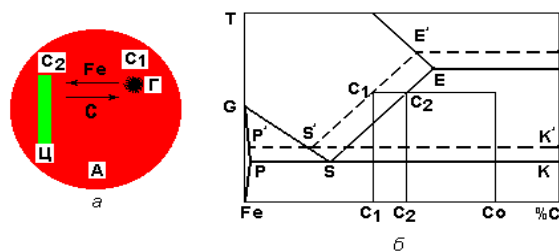


Рисунок 12.1. Схема процессов, протекающих в чугунах состава C_0 при графитизации: *a* - схема структурной ячейки: цементит (Ц) - аустенит (А) - графит (Г) и развивающихся в ней диффузионных потоков; *б* - диаграмма железо - углерод, поясняющая концентрационное равновесие в структурной ячейке Ц - А - Г

Дело в том, что атомы железа, имеющие значительно большие атомные размеры по сравнению с размерами атома углерода, уходя от межфазной границы аустенита с графитом, освобождают значительные объемы, которые могут быть заняты атомами углерода, диффузионно переносимыми от растворяющегося цементита к растущему графитному зародышу.

Поскольку диффузия атомов железа развивается преимущественно по вакансионным механизмам, а атомов углерода - по междоузлиям в твердом растворе внедрения, скорость суммарного процесса графитизации контролируется наиболее медленным процессом, т.е. диффузией железных атомов.

Приток атомов углерода и железа на соответствующие межфазные границы нарушает равновесие на этих межфазных границах, которое сразу же восстанавливается за счет обменной диффузии компонентами между фазами, что в результате приводит к изменению количества фаз и восстановлению равновесных концентраций аустенита на границах. Например, приток атомов железа к областям аустенита, примыкающим к цементитному кристаллу, понижает здесь содержание углерода по сравнению с равновесной концентрацией C_2 . Увеличение содержания углерода, восстанавливающее равновесие на этой границе, происходит за счет растворения некоторого количества (нескольких атомных слоев) цементита, что уменьшает его размеры. Наоборот, приток атомов углерода к микрообъемам аустенита, примыкающим непосредственно к графитной частице, увеличивает здесь концентрацию по углероду по сравнению с равновесной C_1 . Восстановление равновесия достигается за счет перехода через гра-

ницу из аустенита к графитному включению избыточного углерода, увеличивая размер этого включения. Таким образом, реализуется непрерывный рост графитных включений и растворение цементитных кристаллов.

12.2 Технология отжига на ковкий чугун

Отжиг на ковкий чугун применяют с целью получения графитных включений в *компактной* форме, обеспечивающей более высокие пластические характеристики по сравнению с серым чугуном, для которого характерной является *пластинчатая* форма графита.

Для получения ковкого чугуна используют исходный белый чугун специального химического состава с содержанием: углерода - 2,2 - 3,0%, кремния 0,7 - 1,5%, марганца - 0,3 - 1,0% и хрома - до 0,08%. Указанное содержание кремния, являющегося сильным графитизатором, облегчает развитие графитизации чугуна при отжиге, однако не позволяет выделяться графиту в чугуне в период кристаллизации непосредственно из жидкого состояния, что приводило бы к его выделению в неблагоприятной пластинчатой форме. Марганец и хром являются антиграфитизаторами. Будучи введенными в состав чугуна в указанных выше небольших количествах, они также задерживают первичную графитизацию в период кристаллизации чугуна. Однако избыточные их количества могут затруднять графитизацию при отжиге, удлиняя технологический цикл отжига. Поэтому качественный ковкий чугун может быть получен лишь при оптимальном соотношении содержания кремния и марганца.

Технология отжига отливок для получения ковкого чугуна предусматривает упаковку их в металлические ящики с песком, медленный нагрев в печи упакованных таким образом отливок до температур 900 - 1050 °С, длительную выдержку при этих температурах (15 - 20 ч), медленное охлаждение от 900 - 1050 °С до 720 °С, повторную изотермическую выдержку при этой температуре 10 - 15ч с дальнейшим охлаждением отливок в ящиках с песком до комнатной температуры (рис.12.2).

Каждый из элементов такой технологии имеет совершенно определенное назначение. *Упаковка* отливок в ящики с песком обеспечивает:

медленный однородный нагрев сложных по конфигурации отливок, что уменьшает уровень возникающих термических напряжений и снижает опасность образования трещин, вызываемых этими напряжениями;

предотвращение коробления тонкостенных отливок при высоких температурах отжига под действием собственного веса;

защита поверхности отливок от окисления при длительной выдержке в печи с окислительной атмосферой при высоких температурах.

Нагрев до температуры *первой* стадии графитизации (900 - 1050 °С) необходим для получения аустенито-цементитного фазового состояния чугуна (схема *б*) и повышения скорости диффузионных процессов, лежащих в основе графитизации. Как было показано выше, нагрев отливок проводится с весьма малыми скоростями (10 - 30 °/ч).

Выдержка при этих температурах в течение 15 - 20 ч приводит к полной графитизации всего цементита в чугуне на этой стадии по механизмам, рассмотренным в п.12.1, независимо от того, в каком структурном состоянии он находился до графитизации. В структуре чугуна по окончании высокотемпературной выдержки оказывается аустенитная основа и относительно равномерно распределенные по объему компактные достаточно крупные слабоветвленные графитные включения (схема *з*).

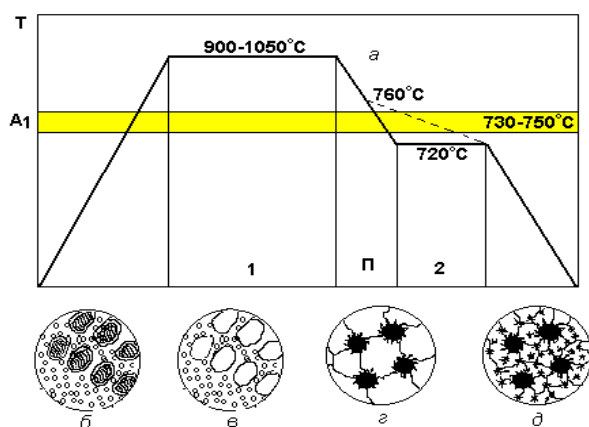


Рисунок 12.2. График режима отжига на ковкий чугун (*а*) и схемы структур чугуна на разных этапах обработки: *б* - исходное состояние; *в* - структура в начале выдержки на первой стадии графитизации (1); *з* - по окончании первой, а также после промежуточной (П) стадии графитизации; *д* -

после второй (2) стадии графитизации

Медленное охлаждение от 900 - 1050 °С до 720 °С со скоростью 20 - 30°/ч вызывает развитие промежуточной стадии графитизации (П - на рис.12.2,*а*), которая заключается в графитизации вторичного цементита, выделяющегося из аустенита при охлаждении в связи с уменьшением растворимости углерода в аустените при понижении температуры. Такая графитизация проходит в условиях малых скоростей охлаждения, что приводит лишь к подрастанию ранее образовавшихся графитных включений, не изменяя принципиально структуры чугуна по сравнению с полученной на первой стадии графитизации (схема *г*).

Вторая *низкотемпературная выдержка* при температуре 720°С в течение 10 - 15 ч обеспечивает развитие *второй* стадии графитизации, при которой графитизируется эвтектоидный цементит, образующийся сразу после переохлаждения чугуна ниже критической точки A_1 (линия PSK на диаграмме железо - углерод), по известному механизму перлитного превращения. Поскольку такой эвтектоидный цементит равномерно распределяется по металлической матрице чугуна в виде высокодисперсных регулярных пластин в составе перлита, графитизация происходит путем образования многочисленных мелких включений по всей бывшей аустенитной основе, в связи с чем по окончании второй стадии графитизации структура чугуна отличается от предыдущего этапа наличием новых мелких графитных включений наряду с крупными, образовавшимися на предыдущих стадиях графитизации (схема *д*). В качестве металлической матрицы в таком случае выступает *феррит*, поскольку он оказывается остаточной фазовой составляющей после графитизации цементита в составе перлита. Дальнейшее охлаждение до комнатной температуры не приводит к структурным изменениям в чугуне. Полученный по такому варианту чугун получил название *ферритного ковкого чугуна*.

Один из вариантов технологии отжига предусматривает использование очень медленного охлаждения (по 5 - 10°/ч) в интервале температур от 760 до 720 °С вместо низкотемпературной изотермической выдержки (штриховая линия охлаждения на схеме *а*). Это позволяет несколько сократить цикл отжига чугуна, однако структурное состояние его остается таким же, как и в рассмотренном выше случае. Такой вариант технологии характеризуется отличиями в механизме второй стадии графитизации, заключающимися в том, что при не-

прерывном очень медленном охлаждении в интервале температур второй стадии реализуется распад аустенита не на перлит, а на феррито-графитный эвтектоид. При этом графитизация как таковая не происходит, поскольку графитные включения образуются путем непосредственного выделения их из аустенита эвтектоидного состава, а не путем распада цементита.

Существует еще несколько вариантов технологии отжига на ковкий чугун, в основе которых лежит рассмотренная технология, но отличающаяся своим окончанием. Эти особенности связаны с различными требованиями к окончательной структуре и свойствам ковкого чугуна. На рисунке 12.3. в сравнении представлены варианты структур ковкого чугуна, получаемых с учетом этих требований.

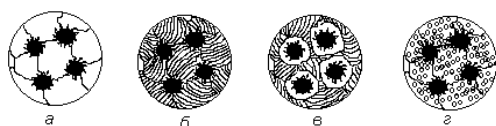


Рисунок 12.3. Схемы структур ковкого чугуна, полученных по различным вариантам технологии отжига: *а* - ковкий чугун на ферритной основе; *б* - на перлитной основе; *в* - на феррито-перлитной основе; *г* - на основе зернистого перлита

Для получения ковкого чугуна на *перлитной основе* (схема *б*) достаточно в основном режиме отжига лишь отменить вторую стадию графитизации, продолжая медленное охлаждение отливок с печью, либо в ящиках с песком непрерывно от 900 - 1050 °С до комнатной температуры. При этом в структуре чугуна будет иметь место лишь графит, образовавшийся на первой и промежуточной стадиях графитизации, а исключение второй стадии приводит к тому, что при продолжении охлаждения чугуна ниже 720°С обеспечивает развитие эвтектоидного распада аустенита с образованием перлита, составляющего металлическую основу чугуна. Сохранение части углерода в таком чугуне в химически связанном состоянии и создание гетерогенной феррито-цементитной структуры основы чугуна вместо чисто ферритной (схема *а*) обеспечивает повышение твердости, износостойкости чугуна. Например, твердость ковкого чугуна на ферритной основе составляет 120 НВ, тогда как перлитный ковкий чугун может иметь твердость в два раза выше (240 НВ). Однако чугун на пер-

литной основе характеризуется пониженной пластичностью. Поэтому на практике часто реализуют вариант технологии отжига для получения структуры феррито-перлитного ковкого чугуна (схема в). Такая структура может быть получена не при полном исключении второй стадии графитизации, а при ее осуществлении с неполной длительностью выдержки при температуре 720 °С (3 - 5 ч вместо 10 - 15 ч по основному режиму). При этом графитизация начинается, охватывая в первую очередь объемы аустенита, непосредственно примыкающие к ранее образовавшимся включениям графита, что приводит к получению вокруг этих включений ферритных оболочек. Остальная часть аустенита, не охваченная еще процессами графитизации и имеющая эвтектоидный состав, распадается при последующем охлаждении по механизму эвтектоидного перлитного превращения. Таким образом формируется металлическая феррито-перлитная основа ковкого чугуна. Такой чугун имеет твердость, ниже чем у перлитного, однако характеризуется более высокой пластичностью.

Наиболее высоким комплексом механических свойств (высокой прочностью и повышенной пластичностью) обладает ковкий чугун на основе *зернистого перлита* (схема г). Такой чугун может быть получен, если медленное охлаждение, соответствующее промежуточной стадии графитизации, продолжать до 690 °С (вместо 720 °С по основному режиму), а далее осуществлять изотермическую выдержку в течение 2 - 3 часов, при которой также не происходит второй стадии графитизации, а аустенит претерпевает эвтектоидный распад с формированием структуры зернистого перлита во всей металлической основе ковкого чугуна.

Иные варианты технологии отжига чугуна преимущественно разработаны для сокращения полного цикла обработки, который для основного варианта отжига может достигать 150 - 180 ч.

Длительность отжига на ковкий чугун может быть существенно (до 40 - 50 ч) сокращена с использованием печей с контролируемой (защитной) атмосферой. В этом случае отпадает необходимость длительного прогрева ящиков с песком и ускоряется охлаждение, за счет чего уменьшается полный цикл отжига. Однако такой вариант технологии возможно использовать лишь в случае отжига сравнительно простых по форме изделий, для которых быстрые нагревы и охлаждения не приводят к образованию трещин.

В аналогичных случаях для отжига мелких отливок могут быть использованы соляные ванны. Это позволяет сократить длительность отжига до нескольких часов. При этом используются температуры на верхнем пределе из рекомендуемого интервала (1050 - 1070 °С), что резко сокращает длительность первой стадии графитизации. Последующее охлаждение на воздухе обеспечивает получение перлитной основы чугуна с высокой степенью дисперсности и, следовательно, с повышенной твердостью и износостойкостью.

Сокращение длительности отжига может достигаться применением технологических приемов, ускоряющих развитие графитизации. Одним из таких приемов является использование предварительной закалки чугуна, при которой в объеме цементита возникают многочисленные микротрещины (микрополости, которые при графитизации заполняются графитом).

Это способствует увеличению числа зародышей графитных включений, уменьшению длины диффузионных путей для последующей взаимодиффузии железа и углерода через аустенит, а также увеличению доли цементита, графитизирующегося по механизму прямой диссоциации.

Увеличение числа зародышей графитных включений может быть также достигнуто использованием перед отжигом низкотемпературного нагрева (350 - 400 °С) длительностью 5 - 6 ч, при котором, по-видимому, происходят структурные изменения в фазах, главным образом в цементите.

Разновидностью графитизирующего отжига является отжиг отбеленного серого чугуна для *устранения отбела*. Поскольку серый чугун сравнительно легко графитизируется, а отбеленный поверхностный слой образуется лишь в результате ускоренного охлаждения при кристаллизации в металлической литейной форме, отжиг его проводят при более низких температурах и меньших длительностях выдержки, чем отжиг на ковкий чугун.

Температура отжига для устранения отбела 850 - 950 °С, длительность выдержки 0,5 - 5,0 ч. По окончании выдержки отливки подстуживают в печи до 700 - 750 °С, а затем охлаждают на воздухе. При этом получается минимальная твердость чугуна, невысокий уровень внутренних напряжений и хорошая обрабатываемость резанием. Для повышения твердости, охлаждение может быть проведено на воздухе или воздушной струей, совмещая отжиг для устранения отбела с нормализацией.

Мелкие отливки отжигают для устранения отбела в соляных ваннах с длительностью выдержки несколько минут или с нагревом токами высокой частоты в течение нескольких секунд.

Громадная разница в длительности графитизирующего отжига от 150 - 180 ч до нескольких секунд в последнем случае свидетельствует о том, что в области совершенствования графитизирующей обработки имеются еще большие резервы. Пути этого совершенствования лежат в области дальнейшей многовариантной оптимизации химического состава чугунов, техники и технологии отжига.

12.3 Нормализация чугуна

Нормализация чугуна является упрочняющей термической обработкой. Нормализации подвергают как серые, так и ковкие чугуны с ферритной, феррито-перлитной или перлитной основой. Если твердость серых и ковок чугунов до нормализации колеблется в довольно широких пределах: от 120 до 200 НВ, то после нормализации она составляет 200 - 240 НВ. Применяя специальные приемы охлаждения можно быть достигнуть твердость чугунов до 300 - 350 НВ. Упрочнение при нормализации достигается за счет следующих структурных эффектов:

- увеличение доли углерода, находящегося в химически связанном состоянии, что достигается путем перевода в перлитное состояние металлической основы чугуна, если до нормализации она была ферритной или феррито-перлитной;

- повышение степени дисперсности эвтектоидных феррито-цементитных смесей (перевод пластинчатого перлита в сорбит или троостит);

- получение квазиэвтектоидных смесей, содержащих избыточное количество вторичного цементита, распределенного по объему эвтектоидных структур.

Нормализацию осуществляют путем нагрева чугунных отливок до температуры 850 - 950 °С с последующим охлаждением на спокойном воздухе. Указанная температура лежит значительно выше точки аустенитного превращения и соответствует двухфазному состоянию как при рассмотрении метастабильной диаграммы железо - цементит, так и стабильной - железо - графит. В реальных условиях в рассматриваемой фазовой области в чугуне могут одновременно присутствовать кроме аустенита, составляющего основу структуры чугуна, также графит и цементит.

Нагрев до температуры нормализации и длительная выдержка приводят к растворению в аустените значительного количества углерода до предела его насыщения, определяемого линией SE на диаграмме железо - углерод. Эта концентрация оказывается значительно выше 1,0% и превышает эвтектоидную. Быстрое охлаждение с этих температур подавляет выделение вторичного цементита в виде самостоятельной структурной составляющей. Дальнейшее переохлаждение ниже эвтектоидной температуры приводит к развитию перлитного превращения, формируя структуру высокодисперсных феррито-цементитных смесей, в том числе и квазиэвтектоидного типа.

Часто для повышения твердости, износостойкости чугуна охлаждение при нормализации специально ускоряют, используя струйное воздушное охлаждение, охлаждение водо-воздушными смесями или даже в масле. Это не приводит к получению структур мартенситного типа, но позволяет получить трооститные или даже бейнитные структуры, которые характеризуются высокой твердостью, но пониженной пластичностью. В таких случаях после “ускоренной нормализации” необходим отпуск для сфероидизации и коагуляции цементитных частиц в составе феррито-цементитных смесей, обеспечивающих повышение пластичности чугуна за счет некоторого уменьшения прочности.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ И ЗАДАНИЯ

Отжиг. Отжиг первого рода. Отжиг-гомогенизация

1. Дайте определение процесса отжига металлов и сплавов в общем виде.
2. Какие виды отжига объединены единым понятием отжига первого рода и почему?
3. К каким материалам и изделиям применяют гомогенизационный отжиг?
4. С какими целями применяют гомогенизационный отжиг?
5. Какие диффузионные процессы, протекающие при кристаллизации твердых растворов, обеспечивают достижение равновесных концентраций компонентов в фазах и количества фаз в сплавах, описываемых диаграммой фазового равновесия?
6. Чем отличается структура сплава системы медь – никель, полученного кристаллизацией в земляную форму, от структуры, описываемой равновесной диаграммой состояния?
7. Подавление каких процессов, протекающих при кристаллизации, приводит к возникновению в структуре сплава дендритной ликвации? В каких температурно-временных условиях возникает этот структурный дефект?
8. После неравновесной кристаллизации сплавов систем медь – никель и медь-олово возникла дендритная ликвация с синусоидальным распределением компонентов по сечению дендритов. Приведите графики распределения компонентов по сечению кристаллов в указанных сплавах.

9. В системе медь – никель нарисуйте для любого сплава линию изменения среднего состава твердой фазы при неравновесной кристаллизации и линию неравновесного солидуса для всей системы. Чем отличаются эти линии? Каков их физический смысл? Что у них общего с линией равновесного солидуса?
10. Какие дополнительные виды химической неоднородности кроме дендритной ликвации образуются при неравновесной кристаллизации в системах с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии? Каковы причины образования этих неоднородностей? К каким последствиям они приводят?
11. Сравните, в каких температурно-временных условиях охлаждения при кристаллизации окажется больше степень химической неоднородности и почему: 1 - охлаждение очень медленное (по 1 градусу в минуту); 2- средняя скорость охлаждения при кристаллизации в земляной форме (по 50 градусов в минуту); 3 - охлаждение очень быстрое (между медными водоохлаждаемыми плитами (по 100000 градусов в секунду)).
12. Какие виды структурных дефектов характеризуют полуфабрикаты и изделия, не прошедшие в полной мере гомогенизационный отжиг: 1 - конструкционная среднелегированная сталь для крупных заготовок; 2 -катаная быстрорежущая сталь; 3 - отливки из термически упрочняемых алюминиевых сплавов? Как эти структурные дефекты могут сказаться на свойствах изделий?
13. Основываясь на уравнении, описывающем ход гомогенизации, укажите, какой из технологических параметров отжига (температуру или время выдержки) следует увеличивать в первую очередь для наиболее полной гомогенизации по сечению зерен твердого раствора и почему.
14. Какие существуют пути сокращения длительности отжига-гомогенизации? На каких явлениях эти пути основаны?
15. Какое влияние на структуру и свойства сплавов после отжига-гомогенизации оказывает скорость охлаждения с температуры отжига, и как ее назначают для разных сплавов?
16. Укажите, с какой целью проводится ступенчатый режим отжига-гомогенизации магниевых сплавов с большим содержанием алюминия и цинка, и за счет каких эффектов эта цель достигается?
17. Как изменяются основные свойства сплавов в результате отжига-гомогенизации (относительное удлинение, временное сопротивление разрыву, ударная вязкость, коррозионная стойкость)?
18. Как можно измельчить зерно твердого раствора сплава, которое может вырасти при гомогенизационном отжиге? Решите эту задачу применительно к стальным отливкам, стальным слиткам. Какие технологические решения следует в этом случае принимать для отливок из алюминиевых сплавов?
19. Чем объясняется ускорение гомогенизации при отжиге выше неравновесного солидуса, и как такой отжиг влияет на свойства сплавов по сравнению с обычным гомогенизационным отжигом?

20. Какие ограничения существуют к применению отжига при температуре выше неравновесного солидуса? К каким структурным эффектам может привести этот отжиг, и как это скажется на свойствах, если произойдут эти нежелательные явления?

Отжиг рекристаллизационный и дорекристаллизационный

1. Назовите цели рекристаллизационного и дорекристаллизационного отжига. Чем принципиально отличаются эти виды отжига?
2. К каким материалам (с точки зрения структурного состояния) применяют дорекристаллизационный и рекристаллизационный отжиг?
3. При пластической деформации плотность дислокаций увеличилась от 100000 дислокаций на 1 см^2 до 120000, т.е. в 1,2 раза. Какой стадии деформационного упрочнения соответствует такое изменение структуры металла? Чем объясняются эти изменения?
4. При пластической деформации плотность дислокаций увеличилась от 1 млн 1 см^2 до 1 млрд на 1 см^2 т.е. в 1000 раз. Какой стадии деформационного упрочнения соответствует такое изменение структуры металла? Чем объясняются эти изменения?
5. Основным структурным эффектом пластической деформации по сравнению с исходным состоянием явилось увеличение концентрации вакансий. Какой стадии деформационного упрочнения соответствуют эти изменения структуры? Чем они вызваны?
6. Назовите основные причины уменьшения коэффициента упрочнения на третьей стадии деформационного упрочнения. Каковы механизмы этих явлений?
7. Железо подвергали пластической деформации с различными скоростями: от 0.001 1/с до 1000 1/с, при температурах от минус 60 °С до 1200 °С. Назовите, при каких сочетаниях этих факторов наиболее вероятно развитие пластической деформации по механизму двойникования, а при каких - по механизму скольжения?
8. Назовите причины, вызывающие анизотропию свойств деформированного металла. Выделите из них наиболее существенные факторы, вызывающие анизотропию свойств.
9. В чем заключается принципиальное отличие текстур деформации и рекристаллизации? Каким образом они образуются?
10. При пластической деформации происходит увеличение предела прочности материала и его удельного электросопротивления с ростом степени деформации. Нарисуйте соответствующие графики зависимости. Объясните ход кривых.
11. В чем заключается отличие понятий “отдых” и “возврат” холодно-деформированного металла? Дайте краткую характеристику процессов отдыха.
12. В чем заключается отличие понятий “полигонизация” и “рекристаллизация на месте”? Что между ними общего? Дайте краткое определение понятия “рекристаллизация на месте”.
13. Что является термодинамическим стимулом развития процессов рекристаллизации? В чем заключаются различия процессов первичной и вторичной рекристаллизации?
14. Если температура плавления технического алюминия 660 °С, определите температуру рекристаллизационного отжига для получения мелкозернистого алюминия технической

чистоты с высокими пластическими характеристиками. Как быстро нужно нагревать изделие до температур отжига и как следует его охлаждать? Почему принимаются Ваши решения?

15. Из цеха холодной штамповки возвращена партия листовых заготовок с указанием вида брака: “апельсиновая корка”. Что это за вид брака? В результате чего он образуется, как исключить его возникновение?
16. При испытании механических свойств заготовок из алюминиевых сплавов, полученных двумя методами: горячей прокаткой и горячим прессованием, обнаружено явление “пресс-эффект”. Что это за явление? Каков его механизм? Как он был обнаружен при проведении испытаний?
17. Известно, что температуру рекристаллизационного отжига принимают на $100 - 150^{\circ}$ выше температурного порога рекристаллизации. Почему для термически упрочняемого алюминиевого сплава Д16 это превышение ограничивают $50 - 60^{\circ}$?
18. Каковы особенности развития процессов рекристаллизации после критической степени деформации? Когда следует использовать такую деформацию? Когда она вредна?
19. Каковы особенности влияния длительности рекристаллизационного отжига на размер рекристаллизованного зерна? Что такое инкубационный период рекристаллизации? Что лежит в основе этого явления?
20. Назовите основные механизмы начальных этапов первичной рекристаллизации. Почему эти этапы рекристаллизации не обнаруживаются при исследованиях методом рентгеноструктурного анализа? Какому этапу отвечает обнаружение “зародышей рекристаллизации” этим методом?
21. На стадии вторичной рекристаллизации процессы начинаются с “исчезновения” отдельных высокоугловых границ. Покажите, что лежит в основе этого явления и к чему это приводит.

Отжиг второго рода

1. Укажите цель отжига второго рода. Какие явления лежат в основе отжига второго рода?
2. Что такое степень переохлаждения и степень перенагрева? Какова их роль в развитии фазовой перекристаллизации?
3. Фазовая перекристаллизация при нагреве либо охлаждении не начинается при температуре фазового равновесия. Для ее развития требуется перенагрев либо переохлаждение относительно критической точки. С чем это связано?
4. Дайте определение понятия “критического зародыша” применительно к развитию фазовой перекристаллизации. Как влияет степень переохлаждения на размер критического зародыша при фазовой перекристаллизации?
5. Укажите, как влияет величина энергии упругой деформации кристаллов в области межфазных границ при фазовой перекристаллизации на размер критического зародыша.
6. Что такое С – образная диаграмма? Чем объясняется ее С – образная форма?

7. Чем отличаются изотермическая и термокинетическая диаграммы фазовой перекристаллизации при охлаждении? Укажите области применения каждой из них.
8. Чем отличается изотермическая диаграмма фазового превращения при охлаждении от аналогичной диаграммы фазового превращения при нагреве?
9. Вычертите C – образную диаграмму. Охарактеризуйте области и основные линии этой диаграммы. Укажите, каков их физический смысл.
10. Какую информацию о структурном состоянии и свойствах сплавов можно получить с помощью диаграмм изотермического превращения переохлажденной фазы при охлаждении?
11. Что такое когерентность решеток двух фаз? Какую роль играет когерентность решеток фаз, претерпевающих фазовую перекристаллизацию?
12. Что такое “видманштеттова структура”? Почему она образуется? Как влияет на свойства сплавов?
13. Почему на первых стадиях фазовой перекристаллизации часто образуется зародыш промежуточной фазы, имеющий дискообразную или пластинчатую форму вместо сферического зародыша стабильной фазы?
14. Укажите, как влияют структурные неоднородности в исходной фазе, размер зерна исходной фазы, наличие в сплаве кристаллов избыточной фазы на развитие фазовой перекристаллизации.
15. Укажите, как влияет пластическая деформация фазы под действием приложенных извне напряжений (например, при горячей обработке давлением) на развитие фазовой перекристаллизации.
16. Укажите, как влияют термические напряжения, обусловленные быстрым нагревом или охлаждением образца, на развитие фазовой перекристаллизации.
17. Укажите, как развивается фазовая перекристаллизация, протекающая с увеличением объема, в условиях приложения всестороннего сжатия.
18. Назовите основные этапы аустенитного превращения. Почему для начала аустенитного превращения требуется перенагрев стали выше точки A_{c1} ?
19. Изобразите концентрационные контуры распределения углерода в фазах, участвующих в протекании аустенитного превращения, при перенагреве выше точки A_{c1} на первом и последующих этапах превращения.
20. Чем обусловлена возможность существования двухфазной аустенитно-цементитной смеси в эвтектоидной стали при температуре выше критической точки A_{c1} на промежуточном этапе развития аустенитного превращения ?
21. Какие диффузионные процессы развиваются в трехфазной системе (феррит – аустенит – цементит) при протекании аустенитного превращения? Какой из этих процессов контролирует скорость развития превращения?
22. Основываясь на знании механизма аустенитного превращения, поясните, почему в растущем аустенитном зародыше одновременно растворяются и ферритная, и цементитная пластины.

23. Назовите причины ускорения аустенитного превращения при увеличении степени перегрева системы выше критической точки.
24. Как влияет на скорость протекания аустенитного превращения степень дисперсности исходной феррито – цементитной структуры и легирование стали ?
25. Как влияет скорость нагрева на температуру начала и конца аустенитного превращения при непрерывном нагреве?
26. Как изменяется содержание углерода в аустените при нагреве доэвтектоидной стали от точки A_{c1} до точки A_{c3} ? На примере конкретной стали нарисуйте соответствующий график.
27. Чем обусловлена более значительная длительность процессов, связанных с переходом в аустенит избыточных структурных составляющих, по сравнению с длительностью перехода перлита в аустенит ?
28. Как изменяется размер аустенитного зерна при нагреве стали в однофазной аустенитной области в зависимости от температуры нагрева? Нарисуйте график, соответствующий Вашему объяснению.
29. Что такое “фазовый наклеп” при аустенитном превращении и как он связан с понятием «роста аустенитного зерна» при нагреве стали до температур однофазной аустенитной области?
30. Что такое “природно мелкозернистая” и “природно крупнозернистая” стали? Почему одна и та же марка стали может оказаться природно мелкозернистой или природно крупнозернистой при получении ее на разных предприятиях?
31. Что такое перлитное превращение? В какой стали оно развивается в чистом виде? Какие фазы находятся в равновесии при развитии указанного превращения?
32. Почему перлитное превращение развивается только в условиях переохлаждения? Что является его движущим фактором ?
33. Протекание каких элементарных процессов до начала собственно перлитного превращения необходимо в структуре однофазного переохлажденного аустенита? Зародыш какой фазы образуется в первую очередь в начальный момент этого превращения ?
34. Изобразите фрагмент диаграммы железо - углерод, поясняющий условия концентрационного равновесия аустенита на границах с ферритом и цементитом, образующимися при его распаде в условиях переохлаждения. Дайте соответствующие пояснения .
35. Что происходит с концентрацией углерода в тонком слое аустенита вокруг растущей цементитной частицы на начальном этапе перлитного превращения? За счет каких диффузионных процессов эти изменения происходят?
36. При каких концентрациях углерода в тонком слое аустенита, прилежащего к растущей цементитной частице, возможен еще ее дальнейший рост? Что происходит при нарушении этого условия?
37. При каком соотношении диффузионных процессов: обменной диффузии на межфазной границе между растущим цементитным кристаллом и аустенитом, и гомогенизирующей диффузии между приграничным слоем и объемом аустенита перлитное превращение

сводится к получению зернистых структур (зернистый перлит), а при каком – пластинчатых.

38. Почему после подрастания цементитного зародыша до определенных размеров на начальном этапе перлитного превращения рост этого зародыша приостанавливается, а рядом с ним возникает зародыш ферритной пластины?
39. Какие изменения концентрации углерода происходят в тонком слое аустенита, прилежащем к межфазной границе, при возникновении ферритной пластины в составе образующегося зародыша перлитной колонии и последующем ее росте?
40. При каких концентрациях углерода в тонком слое аустенита, прилежащего к растущей ферритной пластине, возможен еще ее дальнейший рост? Что происходит при нарушении этого условия?
41. Что такое продольный рост перлитной колонии? Изобразите кривую распределения концентрации углерода в тонком слое аустенита перед фронтом продольно растущей перлитной колонии.
42. Основываясь на кривой распределения концентрации углерода в аустените перед фронтом продольно растущей перлитной колонии, укажите, какие диффузионные процессы в аустените обеспечивают этот рост.
43. Что такое “межпластиночное расстояние” в перлитной колонии? Как оно влияет на свойства стали?
44. От чего зависит межпластиночное расстояние в перлитной колонии? Какие диффузионные процессы определяют эту величину?
45. Нарисуйте диаграмму изотермического превращения аустенита в эвтектоидной стали. По диаграмме поясните, как изменяется устойчивость переохлажденного аустенита к распаду с увеличением степени переохлаждения и почему.
46. По диаграмме изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали определите, что такое “область минимальной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду”. Какими параметрами она определяется?
47. На диаграмме изотермического превращения аустенита эвтектоидной стали укажите температурные области образования зернистого перлита, пластинчатого перлита, сорбита и троостита. Опираясь на знание диаграммы, покажите, как эти структуры можно получить.
48. Охарактеризуйте структуру пластинчатого перлита, сорбита, троостита, их строение, свойства, условия наблюдения в микроскопе, технологические условия получения.
49. Какие особенности свойственны фазовым превращениям при охлаждении из аустенитной области доэвтектоидной стали? Как это отражается на диаграмме изотермического превращения аустенита ?
50. Какие особенности свойственны фазовым превращениям при охлаждении из аустенитной области заэвтектоидной стали? Как это отражается на диаграмме изотермического превращения аустенита ?

51. Что такое квазиэвтектоид? Почему он образуется? Каковы особенности его строения для доэвтектоидной и заэвтектоидной стали?
52. При металлографическом исследовании структуры стали 45 после горячей деформации обнаружено крупнозернистое строение, включающее грубые включения избыточного феррита и до 55% по площади шлифа крупных хорошо разрешаемых колоний пластинчатого перлита. Укажите, в результате чего образовалась такая структура доэвтектоидной стали и как исправить такую структуру стали.
53. При металлографическом исследовании структуры стали 45 после горячей деформации обнаружено крупнозернистое строение, включающее темную плохо разрешаемую структурную составляющую, светлую сетку по границам зерен и светлые игольчатые кристаллы, исходящие от границ зерен и имеющие различную ориентировку в соседних зернах, примыкающих к данной границе. Укажите, как называется такой структурный дефект в доэвтектоидной стали; опишите фазовый и структурный состав стали в таком состоянии; укажите, при каких условиях предшествующей операции обработки он образовался и как его можно устранить при термической обработке.
54. При металлографическом исследовании структуры стали У12 обнаружена тонкая светлая сетка по границам зерен. Сами зерна имеют хорошо разрешаемое при микроструктурном исследовании пластинчатое колониальное строение. Охарактеризуйте эту структуру стали, укажите, как называется структурный дефект в такой структуре, почему и в каких условиях он образовался и как его устранить.
55. Потребитель установил требования к заэвтектоидной стали У12 в технических условиях на поставку, согласно которым в структуре стали должно быть получено 100% зернистого перлита. Укажите, как можно получить такую структуру и каким образом можно исключить образование избыточных выделений вторичного цементита.
56. В результате неполного отжига заэвтектоидной стали У12А не удалось полностью заменить пластинчатый перлит на зернистый. Кроме того, в структуре при металлографическом исследовании обнаруживается “цементитная сетка”. Укажите, как такие структурные дефекты влияют на свойства стали и какие виды термической обработки можно применить для их устранения и получения во всем объеме 100% зернистого перлита. Как при этом изменятся свойства стали (прочностные и пластические)?
57. Виды отжига второго рода: полный отжиг, нормализация и одинарная термическая обработка имеют некоторые общие элементы технологии, но в то же время они существенно отличаются друг от друга как по режимам их осуществления, так и по получаемым свойствам и структуре стали. Укажите, какие элементы технологии являются общими для перечисленных выше операций, и чем они отличаются. Охарактеризуйте отличия в структуре и свойствах стали, получаемых при этих видах термообработки.
58. Нормализация применяется для доэвтектоидной, эвтектоидной и заэвтектоидной сталей, существенно отличаясь в каждом случае как по температурным режимам, так и по назначению. Укажите, как назначается температура нормализации для различных сталей. Охарактеризуйте цели применения нормализации для малоуглеродистых, средне- и вы-

сокоуглеродистых доэвтектоидных сталей, а также для эвтектоидной и заэвтектоидных сталей. Укажите структуру, свойства, получаемые при нормализации этих сталей, и сравните с полным отжигом.

59. Циклический сфероидизационный отжиг заэвтектоидной стали обеспечивает получение повышенной пластичности и улучшение технологичности стали при холодной обработке давлением. Укажите, какое структурное превращение обеспечивает этот результат; в чем оно заключается и какую роль играет циклический режим обработки.
60. Процесс “патентирования” стальной проволоки и ленты обеспечивает получение предела прочности при растяжении 2500 - 4000 МПа. Приведите схему процесса и объясните причины получения таких характеристик стали.
61. Назовите основные механизмы графитизации цементита в чугунах при отжиге. Объясните, почему прямая диссоциация цементита как химического соединения не может обеспечить превращения белого чугуна в ковкий.
62. Рассмотрите основные диффузионные процессы, протекающие в чугуне при графитизации цементита с массообменом через твердый раствор. Укажите, какая из стадий рассматриваемых процессов лимитирует скорость графитизации.
63. Укажите, для чего чугунные отливки перед загрузкой в печь для графитизирующего отжига упаковывают в ящики с песком. При каких условиях этого можно не делать?
64. Приведите основной режим отжига для получения ковкого чугуна. Охарактеризуйте структурные изменения при отжиге, конечную структуру и свойства чугуна, получаемого по такому режиму.
65. Требуется получить ковкий чугун на перлитной (феррито-перлитной, зернистого перлита) основе. Приведите схему технологии отжига такого чугуна. Укажите, чем этот режим отличается от основной технологии отжига на ковкий чугун и какими структурными превращениями эти особенности обусловлены.
66. Отжиг второго рода для цветных сплавов имеет ограниченное применение. Дайте объяснение этому применительно к алюминиевым термически упрочняемым сплавам.
67. Дайте понятия гетерогенизационного отжига. Приведите основные схемы полного, неполного и изотермического гетерогенизационного отжига.
68. Укажите, в каких случаях применяется упрочняющая гетерогенизирующая обработка. Что лежит в основе такого упрочнения?
69. Отжиг второго рода цветных сплавов на основе полиморфных металлов, например, титана основывается на тех же закономерностях фазовой перекристаллизации, что и стали. Укажите, чем принципиально отличаются режимы отжига второго рода титановых сплавов, по сравнению со сталями, и чем эти различия обосновываются.

ЛИТЕРАТУРА

- 1.Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4-е изд, перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1986.- 480 с.
2. Новиков И.И., Золоторевский В.С. Дендритная ликвация в сплавах. – М.: Наука, 1966. – 155 с.
3. Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов - М.: Металлургия, 1980.- 279 с.
4. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: Руда и металлы, 2005. – 565 с.
5. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах.- М.: Металлургия,1982.- 128 с.
6. Металловедение и термическая обработка металлов: Справочник. В 3 т./ Под ред. Бернштейна М.Л.,Рахштадта А.Г. - М.: Металлургия, т.1-3, 1984 г.
7. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. - М.: Металлургия, 1965. – 495 с.
8. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах: Справочник / Под ред. Новикова И.И. - М.: Металлургия, 1973.-152 с.
9. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Отжиг: Учеб. пособие / ГАЦМиЗ. Красноярск,- 1997. - 208 с.
- 10.Биронт В.С. Теория термической обработки металлов/ КИЦМ. Красноярск, 1974. -190 с.
11. Биронт В.С. Материаловедение. Железоуглеродистые сплавы: Учебное пособие / В.С. Биронт, А.А. Ковалева, Т.А. Орелкина, Л.С. Цурган // ГАЦМиЗ. Красноярск, 2002. – 128 с.
12. Программа “Тепло”: Метод. указ. /Сост.: В.С.Биронт / КИЦМ.-Красноярск. - 1988,- 19 с.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

A

анизотропия свойств 108
апельсиновая корка 104
аустенит 149

Б

бейнит верхний и нижний 171
бивакансия 78

В

видманистетт 170
возврат 76
возврат динамический 99
волокистость 70
восстановление зерна 157

Г

гетерогенизация 47
гомогенизационный отжиг
алюминиевых сплавов 49
легированных сталей 49
магниевого сплава 50
ступенчатый режим 51
при температурах выше неравно- весного солидуса 51
гомогенизация 39
графит 205
форма компактная 210
пластинчатая 210
графитизация 206

Д

Данкова-Конобеевского принцип 137
дефекты упаковки 136
деформационное старение 82
деформационное упрочнение 61 деформация
горячая 97
критическая 94
холодная 97
двойникование 64
зарождение двойника 66
критическое напряжение двойникования 66
рост двойников 68
двойники рекристаллизации 69
двойникоустая дислокация 68
контуры двойникоустой дислокации 67
деформация двойникованием 64
диаграмма изотермического превращения 144
С - образная 146
термокинетическая 146
дислокации
Ломер-Котрелла 60
дислокаций плотность 60
дислокационные сетки 60
диссоциация 206
диффузионный механизм 36
диффузионный перенос 36
диффузионное переползание 63
диффузия
переносом веществ через границу раздела фаз 23 гомогенизующая в жид-кости 24
гомогенизующая внутри твердого растущего кристалла 24

З

законы Фика 36
зародыши рекристаллизации 87

К

квазиэвтектоид 177
когерентность 137

Колмогорова А.Н. выражение 141
кривые С-образные 144
крупнозернистость 46
краудион 78

Л

ликвация внутрикристаллитная дендритная 28
степень дендритной ликвации 29

М

макронадрыв внутренний 46
монокристаллическое состояние 123

Н

наклеп 73
напряжения
от неоднородной деформации 16
структурные 17
термические 16
литейные, сварочные 17 закалочные, шлифовочные 17
неравновесной кристаллизации последствия:
понижение солидуса 34
понижение пластичности 35
получение строчечной структуры 35
понижение коррозионной стойкости 35
пересыщение твердых растворов 35
неоднородность карбидная 45
неравновесные структурные составляющие 33
нитриды алюминия 116
нормализация 188

О

одинарная изотермическая обработка 191
одинарная термическая обработка 190
отдых 76
отжиг 9
отжиг второго рода 124
гетерогенизирующий 203
полный 203
изотермический 203
неполный 204
изотермический 204
неполный 205
полный 204
циклический сфероидизирующий 201
отжиг первого рода 12
дорекристаллизационный 54
рекристаллизационный 54
увеличивающий зерно 54

П

перегрев 40
пережоги 41
перекристаллизация аустенита структурная 155
перлит 160
перлит зернистый 170
перлит пластинчатый 171
полигонизация 79
полосы сброса 70
пористость 48
превращение
аустенитное 150
изотермическое 144
перлитное 161
пресс-эффект 82
примеси
горофильные 138
горофобные 138

Р

разориентировка 56
 внутриблочная, межблочная 57
расстояние межпластиночное 170
рекристаллизации инкубационный период 97
рекристаллизации температурный порог 95
рекристаллизация 84
 вторичная 92
 динамическая 99
 первичная 85
 собирательная 89
рекристаллизация на месте 82
релаксация:
 динамический режим 18
 статический режим 18

С

скольжение 57
 легкое скольжение 59
 линии скольжения 59
 множественное скольжение 60
 поперечное скольжение 63
снятие напряжений
 механизмы:
 сдвиговый и диффузионный 18
 кинетика сдвиговая 19
соответствие кристаллогра-фическое 138
сорбит 171
стапельная структура 123
степень перенагрева 133
степень переохлаждения 133
строчечность 45, 71
субзеренные границы 81
субзеренное строение 80
сфероидизация 200

Т

Таммана кристаллизационные параметры 134
 число зародышей 134
 линейная скорость роста 134
текстура деформации 71
текстура куба 111
текстура ребровая 113

текстура рекристаллизации 110

текстура совершенная 72
 частичная 72
 смешанная 72
текстурирующий отжиг 120
теория термической обработки 4
термокинетические процессы 146
Томсона-Фрейндлиха уравнение 199
тривакансия 78
троостит 172

У

укрупнение зерна 46, 54
устранение отбела 215

Ф

фазовая перекристаллизация 123
 неполная 126
 частичная 126
фазового превращения кинетика 139
 изотермическая 139
 аитермическая. 139
фазовый наклеп 155
фазы промежуточные 139
феррит 173
феррит видманитеттов 139

фестонистость 112
флокены 46

цементит 149
цементит вторичный 173
цементитная сетка 173

чугун ковкий
ферритный 213
на основе перлитной 214
зернистого перлита 215

эвтектоид 161

Ц

Ч

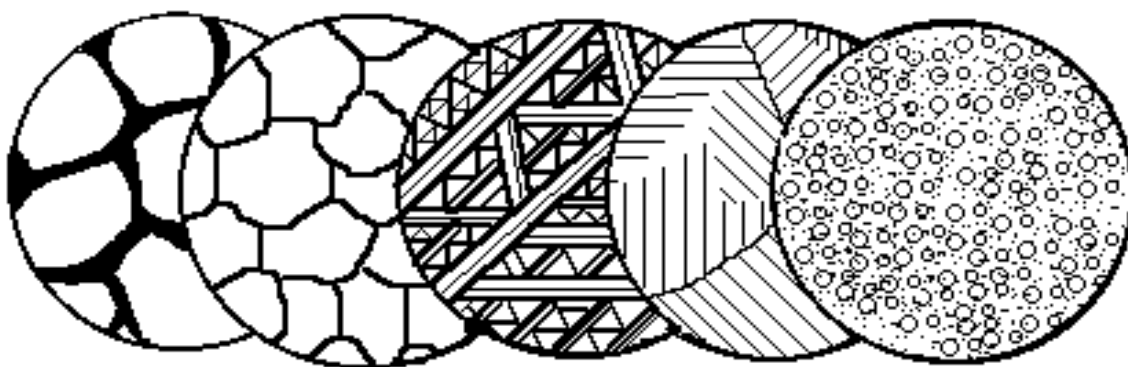
Э

эвтектоидная колония 166

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

ЗАКАЛКА, СТАРЕНИЕ И
ОТПУСК



Министерство образования и науки Российской Федерации
СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
Институт цветных металлов и золота

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

ЗАКАЛКА, СТАРЕНИЕ И ОТПУСК

Рекомендовано Учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии МО и ПО РФ в качестве учебного пособия для студентов вузов, обучающихся по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов»

Красноярск, 2007

УДК 621.785'669.1/89

ББК 34.2

Б 64

Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. - Закалка, старение и отпуск: Учеб. пособие / СФУ ИЦМиЗ.- Красноярск, 2007.-172 с.

Учебное пособие является продолжением книги: Теория термической обработки металлов. Отжиг.- 2007.- 234 с. Изложена теория основных процессов, развивающихся при термической обработке сталей, чугунов, цветных металлов и сплавов. Проанализированы структурные изменения, которые протекают при закалке без полиморфного превращения, закалке на мартенсит. Рассмотрены процессы распада пересыщенных твердых растворов, а также технологические особенности старения и отпуска.

Для студентов бакалаврского уровня образования, специализирующихся по металловедению и термической обработке металлов (150105), и может быть полезным для студентов общего направления 150100 – «Металлургия», в том числе, специализирующихся по литейному производству, обработке металлов давлением, композиционным и порошковым материалам.

ISBN

© В.С. Биронт, 2007

© ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет», 2007

Учебное издание

Биронт Виталий Семенович

ТЕОРИЯ
ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛОВ

ЗАКАЛКА, СТАРЕНИЕ И ОТПУСК
Учебное пособие

Редактор

Лицензия ЛР N

Подписано в печать
Усл.печ.л. 10,0
Офсетная печать

Формат 60x84/16 Бумага тип.
Уч.-изд.л. 10,75 Тираж _____ экз.
Заказ

Редакционно-издательский отдел СФУ
660041, Красноярск, пр. Свободный, 79

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.	3
.....	
Раздел 1. ЗАКАЛКА	4
.....	
Глава 1. ЗАКАЛКА - ТРЕТИЙ ВИД ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. ЗАКАЛКА БЕЗ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.	4
.....	
1.1 Общие понятия о закалке без полиморфного пре- вращения .	5
1.2 Технологические параметры закалки без поли- морфного превращения	7
.....	
1.3 Свойства сплавов после закалки без полиморф- ного превращения	11
.....	
Глава 2. ЗАКАЛКА С ПОЛИМОРФНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ	14
2.1 Термодинамические основы закалки на мартен- сит.	14
2.2 Особенности мартенситного превращения	17
.....	
2.3 Строение мартенситных кристаллов и структура мартенсита	36
.....	
2.4 Упрочнение при закалке на мартенсит и закали- ваемость стали	40
.....	
Глава 3. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ.	44
.....	
3.1 Назначение температуры нагрева под закалку. . .	44
.....	
3.2 Условия нагрева и выдержка при закалке.	47
.....	
3.3 Охлаждение при закалке стали.	51
.....	
3.4 Охлаждающие среды	53
.....	
Глава 4. ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ ПРИ ЗАКАЛКЕ	61
.....	
4.1 Прокаливаемость стали и методы ее регулирова- ния	61
4.2 Основные характеристики прокаливаемости и методы их определения	64

4.3	Прокаливаемость алюминиевых сплавов	71
	
	Глава 5. СПОСОБЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ	73
	
5.1	Способы объемной закалки	73
	
5.2	Изотермическая закалка и механизм бейнитного превращения.	85
5.3	Способы поверхностной закалки	90
	
5.4	Лазерная поверхностная обработка	101
	
	Раздел 2. СТАРЕНИЕ И ОТПУСК	108
	
	Глава 6. ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТАРЕНИЯ И ОТПУСКА. ТЕОРИЯ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ	107
6.1	Структура закаленных сплавов и процессы распада пересыщенных твердых растворов	108
	
6.2	Образование микронеоднородностей в пересыщенном твердом растворе	110
	
6.3	Зоны Гинье-Престона	111
	
6.4	Образование зародышей новой фазы.	115
	
6.5	Рост частиц фаз при распаде пересыщенных твердых растворов	119
	
6.6	Сфероидизация частиц.	123
	
6.7	Коагуляция частиц	124
	
6.8	Изменение свойств сплавов при старении и виды старения	125
	
6.9	Анализ фазового состояния сплавов после старения	130
	
	Глава 7. ОТПУСК ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ	134
	
7.1	Виды отпуска сталей	135
	
7.2	Основные превращения при отпуске стали	136

7.3	Изменение свойств стали при отпуске	144
Глава 8. ОТПУСК ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ 147		
8.1	Особенности изменения свойств при отпуске низко- и среднелегированных сталей	147
8.2	Особенности процессов распада при отпуске вы- соколегированных сталей.	148
8.3	Отпускная хрупкость	154
КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ И ЗАДАНИЯ		158
Часть 1: Закалка		158
Часть 2: Старение и отпуск		161
ЛИТЕРАТУРА		165
ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ		166

ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящее учебное пособие подготовлено для реализации модулей № 4 и 5 учебной программы дисциплины, в развитие предыдущего пособия с названием “Теория термической обработки металлов. Отжиг”, в котором рассматривались теоретические основы технологии предварительной, преимущественно разупрочняющей, термической обработки металлов и сплавов.

Предлагаемая вниманию читателя книга является продолжением, поскольку рассматривает основные технологии упрочняющей термической обработки: закалку, старение и отпуск. При изложении материала автор опирался на первое учебное пособие, поскольку процессы гомогенизации, а также деформационные, рекристаллизационные явления и, особенно, фазовая перекристаллизация, являются базовыми для анализа процессов, протекающих при закалке, старении и отпуске.

Изучение диффузионных и бездиффузионных процессов, развивающихся в металлических системах в условиях метастабильного равновесия, позволяет убедиться в том, что теория термической обработки металлов и сплавов составляет своеобразный мост между физическим металловедением и технологией термической обработки, построенный на фундаментальных основах физической химии, физики металлов, кристаллографии и дефектов кристаллического строения, на знаниях в области механических и физических свойств металлов.

Данное учебное пособие издается с учетом опыта, накопленного при преподавании дисциплины «Теория термической обработки металлов» на кафедре «Металловедение и термическая обработка металлов» Института цветных металлов и золота Сибирского федерального университета. Издание учебного пособия должно помочь студентам в изучении процессов, протекающих при окончательной термической обработке, упорядочить систему получаемых знаний и лучше подготовиться к изучению технологических и специальных дисциплин, а также к самостоятельной инженерной и научной деятельности после окончания вуза.

Раздел 1

ЗАКАЛКА

Глава 1.

ЗАКАЛКА - ТРЕТИЙ ВИД ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ. ЗАКАЛКА БЕЗ ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Закалка - это операция термической обработки, в результате осуществления которой достигается формирование метастабильных структур сплавов, обеспечивающих структурное упрочнение как непосредственно после закалки, так и при последующем нагреве закаленных изделий. Закалка в большинстве случаев применяется в составе комплексной технологии термической обработки, включающей закалку с последующим *отпуском* или *старением*.

Закалка, как и отжиг второго рода, применяется только к таким сплавам, в которых при нагреве и охлаждении в твердом состоянии происходят фазовые превращения, обусловленные переменной ограниченной растворимостью, полиморфизмом компонентов и фазовых составляющих, наличием на диаграмме фазового равновесия эвтектоидных, перитектоидных, монотектоидных и иных превращений.

Закалка включает нагрев металла или сплава до температур, обеспечивающих развитие фазового превращения при нагреве, выдержку при этой температуре для завершения превращения и гомогенизации высокотемпературного твердого раствора, с последующим ускоренным охлаждением, подавляющим развитие обратного диффузионного фазового превращения, предусмотренного диаграммой фазового равновесия системы, в результате чего образуется метастабильный (чаще всего, пересыщенный) твердый раствор.

При закалке применяются самые большие скорости охлаждения по сравнению с другими видами термической обработки данного сплава, хотя абсолютные значения таких скоростей могут для некоторых сплавов оказаться и не очень большими. Например, при закалке углеродистых сталей, а также алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg (дуралюминов), требуется охлаждение в

холодной проточной воде (максимальные скорости охлаждения до 650 °C/с), тогда как легированные стали охлаждают со скоростями до 100 - 150 °C/с (охлаждение в масле), а никелевые и некоторые другие сплавы можно закаливать с охлаждением на воздухе (единицы градусов в секунду).

Закалку подразделяют на два принципиально различных вида: закалку *без полиморфного превращения* и закалку с полиморфным превращением (закалку *на мартенсит*), которые будут нами рассмотрены ниже. В некоторых случаях в качестве третьего вида выделяют закалку с плавлением поверхности. Однако, по нашему мнению, выделение ее в качестве самостоятельного вида закалки является спорным. Более правильно ее отнести к одному из способов поверхностной закалки высококонцентрированными источниками энергии (закалка с лазерным, плазменным, электронно-лучевым нагревом). Формирование при такой закалке мелкокристаллических и аморфных структур, обусловленных высокоскоростными процессами плавления и затвердевания, скорее является следствием применения по новому назначению структурных эффектов из области современных металлургических технологий. Более того, для разных типов сплавов, подвергаемых закалке с плавлением поверхности, может наблюдаться как закалка без полиморфного превращения, так и закалка на мартенсит, что требует отнесения ее соответственно к первому или второму виду.

1.1 Общие понятия о закалке без полиморфного превращения

Закалка *без полиморфного превращения* осуществляется для сплавов на основе систем эвтектического либо перитектического типа с переменной ограниченной растворимостью компонентов при изменении температуры. В этом случае закалка производится путем нагрева сплава до температур, обеспечивающих растворение избыточной фазы в основном твердом растворе, с выдержкой при этой температуре для гомогенизации высокотемпературного раствора и последующим ускоренным охлаждением, подавляющим обратное выделение стабильной избыточной фазы. При этом в структуре закаленного сплава фиксируется твердый раствор с концентрацией, соответствующей высокотемператур-

ным условиям фазового равновесия. Поскольку при комнатной температуре равновесная растворимость легирующего компонента в твердом растворе ниже, чем зафиксированная при быстром закалочном охлаждении с высокой температуры, то полученный твердый раствор оказывается *пересыщенным*.

Степень пересыщения определяется отношением содержания растворенного компонента в пересыщенном твердом растворе, зафиксированном закалкой, к его равновесной растворимости при комнатной температуре. Например, в системе Al-Cu закалкой можно зафиксировать в состоянии метастабильного твердого раствора до 5,0 - 5,7% меди, тогда как ее равновесная растворимость при комнатной температуре не превышает 0,1%. Это означает, что степень пересыщения твердого раствора, достигаемая в результате закалки, составляет 50 - 57.

Закалка может быть *полной* или *неполной* в зависимости от типа сплава и температурных условий нагрева и закалочного охлаждения (рисунок 1.1).

При *полной* закалке нагрев сплава (рисунок 1.1, сплав C_1) производится до температур однофазной высокотемпературной области на фазовой диаграмме (T_n) с последующим быстрым охлаждением, исключаящим распад переохлажденного твердого раствора. Если такой сплав оказывается недогретым до области однофазного высокотемпературного α - твердого раствора (температура $T_{нд}$), либо перед погружением в охлаждающую среду (воду) происходит задержка изделия на воздухе, приводящая к частичному распаду переохлажденного раствора, то такая закалка оказывается *неполной* (закалка из двухфазного состояния).

Сплавы в системах эвтектического или перитектического типа, содержащие легирующий компонент в количествах, превышающих значения предельного насыщения при температуре инвариантной реакции (сплав с концентрацией C_2), можно закалить только из двухфазной высокотемпературной области.

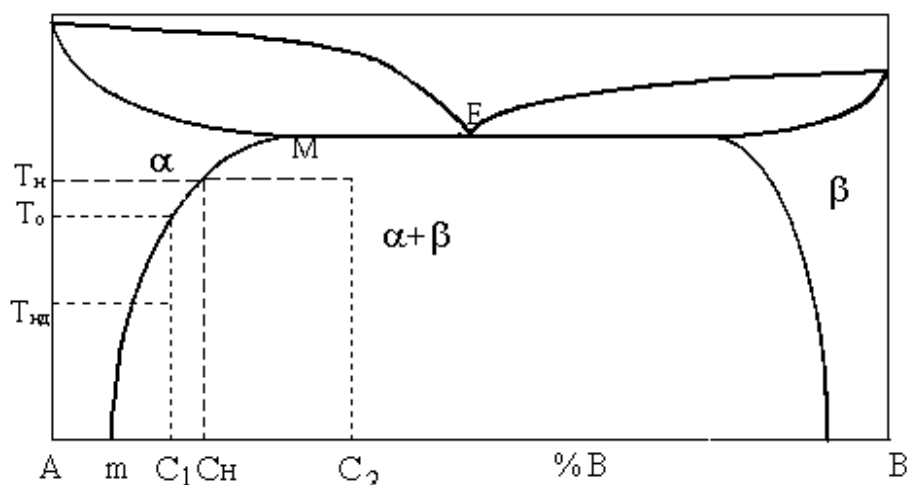


Рисунок 13.1. Условия назначения температуры нагрева под закалку без полиморфного превращения

Поэтому такие сплавы подвергаются только неполной закалке, хотя эффективность ее может оказаться более высокой, чем полная закалка менее легированного сплава.

Закалкой сплава C_2 (рисунок 1.1) можно достичь концентрации пересыщенного твердого раствора $C_{\text{н}}$, тогда как в сплаве C_1 степень пересыщения ограничивается концентрацией $C_1 < C_{\text{н}}$.

1.2 Технологические параметры закалки без полиморфного превращения

Важнейшими технологическими параметрами закалки без полиморфного превращения являются: температура нагрева, время выдержки при этой температуре, среда и скорость охлаждения. Роль каждого из этих параметров наиболее наглядно проявляется при рассмотрении фазовой и термокинетических диаграмм, описывающих последовательно развивающиеся превращения соответственно при нагреве, выдержке и охлаждении (рис. 1.2).

Нагрев сплава, содержащего 5% компонента B до температуры полной закалки $T_{\text{н}}$, выше критической температуры $T_{\text{о}}$, но ниже температуры плавления

ния эвтектики T_3 , обеспечивает непрерывное увеличение концентрации твердого раствора от 1,0% до 5,0% (рис. 1.2) по мере роста температуры.

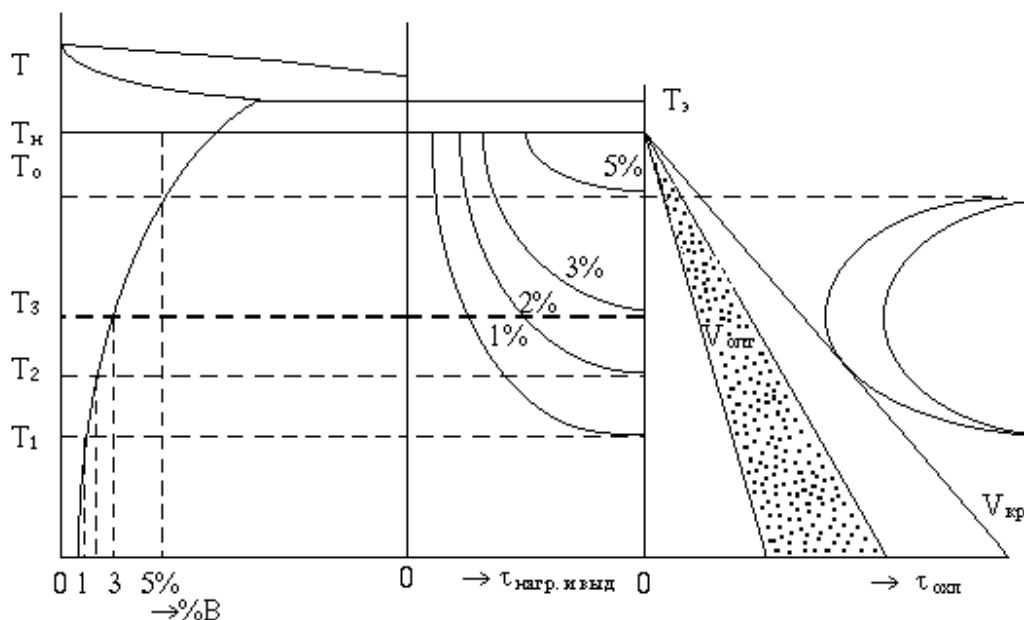


Рисунок 1.2. Роль фазовой и термокинетических диаграмм фазовых превращений при нагреве и охлаждении при определении технологических параметров закалки без полиморфного превращения

При температуре T_0 твердый раствор, после растворения последних частиц избыточной β - фазы, остается предельно насыщенным, а при дальнейшем нагреве в область α - твердого раствора он становится ненасыщенным, но относительно однородным по составу.

Это достигается за счет растворения избыточной фазы при нагреве и изотермической выдержке, а также гомогенизации образующегося твердого раствора.

На центральной части рис.1.2. приведены кинетические кривые, характеризующие роль температуры нагрева и времени выдержки при каждой из температур нагрева для достижения той или иной концентрации твердого раствора. Нагрев до температур ниже критической точки (недогрев - температуры $T_1 - T_3$)

не может обеспечить полного растворения избыточной фазы и достижения требуемой концентрации твердого раствора. Неполная закалка с этих температур, т.е. из области двухфазного состояния, характеризуется недостаточным комплексом механических свойств после окончательной термической обработки (после закалки и старения). Кроме того, недостаточная выдержка при температуре нагрева не обеспечивает полной гомогенизации твердого раствора, приводя к уменьшению устойчивости его к распаду при последующем охлаждении и неполной закалке сплава.

Таким образом, для проведения полной закалки *температура нагрева* должна быть выше температуры критической точки (выше кривой переменной ограниченной растворимости легирующего компонента в основном твердом растворе), но ниже температуры неравновесного солидуса данного сплава. Эта температура должна обеспечивать максимально высокую концентрацию твердого раствора, но исключать проявление таких нежелательных последствий, как неконтролируемый рост зерен (перегрев) либо явлений пережога. Для сплавов, содержащих легирующий элемент в количествах, превышающих предельную растворимость его в твердом растворе при эвтектической (перитектической) температуре, закалку проводят с нагревом до температур, близких к температурам этих реакций, но также не допуская указанных выше нежелательных структурных изменений в сплаве (перегрев, пережог).

Время выдержки выбирают таким, в течение которого успевают завершиться процессы растворения избыточных структурных составляющих и гомогенизация твердого раствора.

Важнейший технологический параметр закалки - *скорость охлаждения*. Она должна быть такой, чтобы полностью подавлялись диффузионные процессы распада переохлажденных твердых растворов.

Поэтому, закалка, по сравнению с другими операциями термической обработки характеризуется наибольшими скоростями охлаждения. Однако это не значит, что скорость охлаждения при закалке должна быть обязательно предельно большой.

Действительно, многие сплавы при закалке охлаждают в холодной проточной воде, т.е. с наиболее высокими скоростями (деформируемые алюминиевые, медные сплавы).

Однако литейные алюминиевые сплавы, особенно для отливок сложной конфигурации, охлаждают медленнее, например, в горячей воде. Некоторые никелевые сплавы можно охлаждать и на воздухе, т.е. при относительно невысокой скорости охлаждения.

Основным критерием, определяющим выбор охлаждающей среды при закалке, является *критическая скорость охлаждения (закалки)*, которую можно определить как минимальную скорость охлаждения, при которой еще не происходит распада переохлажденного твердого раствора в области его минимальной устойчивости.

Графически вектор критической скорости закалки изображается касательной, проведенной к $C -$ образной кривой диаграммы изотермического распада переохлажденной высокотемпературной фазы (рис. 1.2, $V_{кр}$). Однако выбор среды и скорости охлаждения при закалке определяется не только устойчивостью к распаду переохлажденного твердого раствора.

В связи с опасностью возникновения высоких величин закалочных термических напряжений и, вследствие этого, коробления изделий и даже образования закалочных трещин, скорость охлаждения не должна быть очень большой. Интервал оптимальных скоростных условий закалочного охлаждения соответствует $V_{опт}$ (рис. 1.2).

1.3 Свойства сплавов после закалки без полиморфного превращения

Изменение свойств сплавов в результате закалки без полиморфного превращения зависит от их фазового состава и структуры в исходном и закаленном состоянии, от вида полуфабриката (литое, деформированное состояние и др.). Закалка может, как упрочнять, так и разупрочнять сплав. Упрочнение при закалке без полиморфного превращения преимущественно определяется твердорастворным искажением кристаллической решетки в результате увеличения концентрации твердого раствора по сравнению с равновесным (отожженным) состоянием.

Однако прочность сплава при закалке может уменьшиться, если в исходном состоянии в его структуре избыточная фаза была распределена очень равномерно в виде высокодисперсных частиц по всему объему твердого раствора. В этом случае такие частицы упрочняют сплав. Растворение же их при нагреве под закалку устраняет эту причину упрочнения, в результате чего закаленный сплав оказывается менее прочным.

Повышение прочности может происходить при закалке и в результате изменения характера разрушения. В отожженном (либо литом) состоянии избыточные количества хрупких фаз (либо эвтектик) могут располагаться в виде прослоек по границам зерен. При испытаниях на прочность зарождение трещин и их распространение в таком случае происходит непосредственно по этим хрупким включениям, определяя низкие прочностные свойства сплава в целом. В этом случае и пластичность сплава оказывается практически нулевой. Одновременно низкие характеристики прочности и пластичности сплавов свидетельствуют об их *охрупчивании*.

При закалке хрупкие прожилки по границам зерен исчезают в результате растворения в твердом растворе. Испытания сплава в таком виде после закалки сопровождаются распространением трещин по вязкой основе твердого раствора, в связи с чем уровень прочности и пластичности определяется механическими свойствами основы сплава, в большинстве случаев оказывающимися более высокими, чем прочность и пластичность хрупких включений. Таким образом, становится очевидным, что суммарный эффект упрочнения либо разупрочнения сплавов при закалке без полиморфного превращения в значительной степени определяется характером исходной структуры сплава.

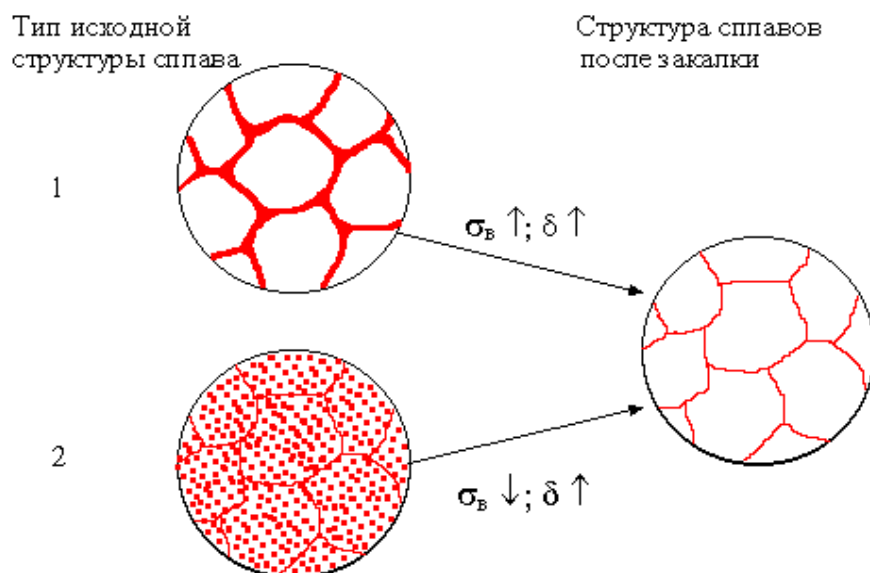


Рисунок 1.3. Схема структурных изменений при закалке без полиморфного превращения в зависимости от исходной структуры сплава

В соответствии со схемой структурных изменений (рис. 1.3) при закалке сплава со структурой 1-го типа чаще всего наблюдается упрочнение, со структурой второго типа - разупрочнение. Пластичность же практически во всех случаях, за редким исключением, увеличивается после закалки без полиморфного превращения.

В табл.1.1 приведены некоторые экспериментальные данные, иллюстрирующие неоднозначное влияние закалки без полиморфного превращения на прочность и пластичность сплавов.

Необходимо отметить, что закалка без полиморфного превращения практически никогда не применяется в качестве единственной операции термообработки. Поэтому представленные сведения об изменении свойств сплавов непосредственно после закалки имеют больше теоретическое, чем практическое значение, поскольку определяют тип структурных изменений при закалке, а окончательные свойства сплавов будут сформированы в результате последующего старения сплавов, существенным образом изменяющего уровень механических свойств.

Таблица 1.1 – Изменение механических свойств сплавов при закалке

Марка сплава	Состояние до закалки	Свойства до закалки		Свойства после закалки	
		$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$
Д1	Отожженное	260	12	310	20
АЛ9	Литое	160	2	180	4
МЛ5	Литое	160	3	235	9
БрБ2	Отожженное	550	22	510	45

Примечание. Первые три строки таблицы иллюстрируют изменение свойств при закалке сплавов с первым типом исходной структуры, последняя строка - со вторым.

В некоторых случаях эти сведения могут иметь и практическое значение, когда закалка используется в качестве промежуточной операции термообработки, например для повышения пластичности материала, взамен какого-либо из видов отжига.

Глава 2

ЗАКАЛКА С ПОЛИМОРФНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

2.1 Термодинамические основы закалки на мартенсит

По определению закалки следует, что при ее осуществлении охлаждение с температур равновесного высокотемпературного фазового состояния необходимо вести с очень высокими скоростями, при которых подавляется развитие

обратного диффузионного превращения, отраженного на равновесной диаграмме состояния системы.

При этом фиксируется метастабильный пересыщенный твердый раствор с искаженной кристаллической решеткой. Для большинства неполиморфных металлов (алюминий, магний, никель и некоторые другие) такой твердый раствор сохраняет тип кристаллической решетки, соответствующий исходному высокотемпературному состоянию, а закалка носит название закалки без полиморфного превращения (см. гл. 1).

Однако при закалке полиморфных металлов и сплавов на их основе (железо, титан, кобальт и др.), а также сплавов на основе некоторых неполиморфных металлов, испытывающих эвтектоидные превращения в условиях равновесия, (например, в системе медь – алюминий), быстрое охлаждение с температуры, превышающей критическую, подавляя обратное диффузионное превращение, не может предотвратить перестройки кристаллической решетки из высокотемпературной фазы в низкотемпературную.

Такая перестройка происходит с большими скоростями путем бездиффузионного послойного кооперативного присоединения атомов вещества от исходной высокотемпературной фазы к образующимся быстрорастущим зародышам низкотемпературной модификации по особому механизму, который лежит в основе *мартенситного превращения*.

Причиной перестройки кристаллической решетки без изменения состава фаз являются энергетические факторы. Известно, что в чистых металлах и сплавах как в однофазной, так и в многофазных системах (рис. 2.1), при понижении температуры увеличивается свободная энергия фаз (энергия Гиббса).

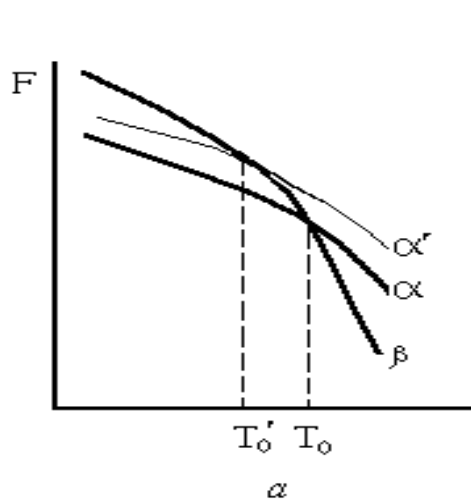
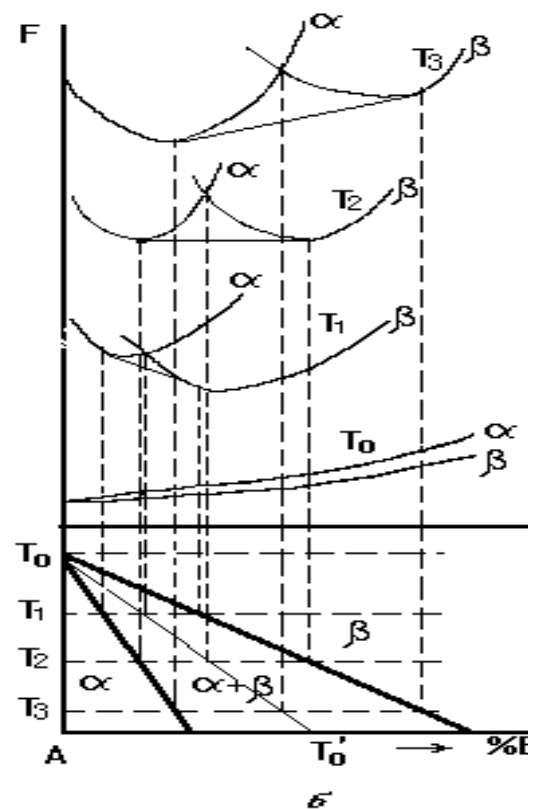


Рисунок 14.1. Зависимость свободной энергии фаз при полиморфном и мартенситном превращении:

- а - в однокомпонентной системе;
- б - в двухкомпонентной



При этом точка пересечения линий изменения свободной энергии двух фаз (O) (рис. 2.1, а) соответствует состоянию фазового равновесия, отклонение от которого стимулирует развитие фазового превращения в направлении образования фазы, обладающей в данных температурных условиях наименьшим уровнем свободной энергии.

Кроме того, свободная энергия изменяется и при варьировании химического состава фаз (рис. 2.1, б). При этом, как и в случае температурной зависимости, линии, характеризующие свободную энергию α - и β - фаз для каждой из температур, также пересекаются в точке, определяющей в данных условиях фазовое равновесие в системе. Отклонение от этой точки вправо или влево, при котором бы появлялся термодинамический стимул превращения в виде разницы свободной энергии фаз, соответствовало бы изменению их состава, чего не может происходить по условию проведения закалки (бездиффузионность процесса).

Поэтому единственным путем изменения состояния фаз в системе и условий смещения фазового равновесия, приводящих к перестройке решетки, остается изменение температуры. С понижением температуры точка фазового рав-

новесия смещается в сторону более высокого содержания компонента В в фазах, имеющих одинаковый уровень свободной энергии при каждой из исследуемых температур.

Множество точек фазового равновесия для разных сплавов образует геометрическое место точек фазового равновесия (линия $T_0 - T_0'$), отклонение от которых по температуре или концентрации способствует развитию превращения без изменения состава фаз. Эта новая линия на диаграмме определяет критическую точку метастабильного фазового превращения. Такое превращение носит название *мартенситного*.

Нужно, однако, помнить, что снижение текущей температуры закаливаемого изделия ниже критической точки $T_0 - T_0'$ является обязательным, но недостаточным для начала развития мартенситного фазового превращения. Это обусловлено энергетическими затруднениями, связанными с большой работой образования зародыша и роста мартенситного кристалла, высоким уровнем упругого сопротивления переохлажденной аустенитной матрицы в условиях очень больших скоростей охлаждения и низких температур превращения.

Поэтому, кроме точки метастабильного фазового равновесия, для мартенситного превращения необходимо знать дополнительно *точку начала мартенситного превращения (M_n)*, которая, как и точка $T_0 - T_0'$, является своеобразной константой для каждого сплава или марки стали в зависимости от их химического состава.

Переохлаждение от точки $T_0 - T_0'$ до M_n обеспечивает создание запаса свободной энергии между исходной высокотемпературной фазой (например, аустенитом в сталях) и образующимся мартенситом, достаточного для образования мартенситного зародыша критического размера.

Таким образом, мартенситному превращению свойственны все характерные признаки типичного фазового превращения, что позволяет его отнести к превращениям этого типа.

Одновременно, мартенситное превращение имеет ряд признаков и условий протекания, существенно отличающих его от обычного фазового превращения. Оно развивается в условиях очень высоких скоростей охлаждения, значительных градиентах температур при охлаждении, очень низких температурах, что обуславливает целый ряд особенностей такого превращения.

2.2 Особенности мартенситного превращения

По общепринятой теории термической обработки металлов и сплавов не предусматривается какой-либо классификации особенностей мартенситного превращения, однако, опыт показывает, что более глубокое понимание структурных превращений при закалке на мартенсит достигается при последовательном и систематизированном анализе различных сторон достаточно сложных явлений, лежащих в основе этого превращения.

Можно выделить *12 особенностей мартенситного превращения*, часть из которых можно рассматривать в комплексе, характеризуя различные стороны развития превращения.

Первые три особенности можно рассматривать как единую группу, определяющую соотношение состава и строения исходной высокотемпературной и образующейся мартенситной фазы (в сталях - аустенита и мартенсита).

Во второй группе (4 - 9-я) рассматривают особенности, определяющие кинетику мартенситного превращения и ее виды.

Последняя группа особенностей (10 - 12-я) характеризует преимущественно вопросы механизма мартенситного превращения, двойственность структурных изменений, включающих перестройку решетки и деформационные явления.

Соотношение аустенит - мартенсит при развитии мартенситного превращения

Первая особенность мартенситного превращения заключается в том, что оно является *бездиффузионным*. Химические составы исходного аустенита и образующегося мартенсита не отличаются. Мартенситный механизм превращения исключает протекание процессов диффузии или самодиффузии.

Согласно *второй особенности* мартенситного превращения кристаллическая решетка мартенсита представляет собой деформированную решетку низкотемпературной фазовой составляющей.

Например, мартенсит в стали имеет объемно-центрированную тетрагональную решетку на основе ОЦК решетки феррита с тетрагональным искажением вдоль одной из кристаллографических осей, тогда как исходный аустенит имеет гранецентрированную кубическую решетку (ГЦК).

Мартенситная α' - фаза в титане и его сплавах, образующаяся при закалке, обладает искаженной решеткой низкотемпературной ГПУ - модификации, а исходная высокотемпературная β -фаза - решеткой ОЦК. Степень искажения решетки зависит от концентрации легирующих элементов метастабильно растворенных в мартенсите. Степень тетрагональности мартенсита в стали зависит от концентрации углерода:

$$c/a = 1 + 0,046 P,$$

где P - содержание углерода по массе, %.

Наглядное представление причин тетрагонального искажения решетки мартенсита, образующегося из гранецентрированного аустенита можно получить при анализе рис. 2.2. На схеме иллюстрируется модель перестройки атомно-кристаллического строения двух элементарных ячеек гранецентрированного аустенита с образованием объемно-центрированной ячейки (выделенный элемент).

Необходимо отметить, что выделенная на схеме объемно-центрированная ячейка не является кубической, поскольку межатомное расстояние по вертикали этой ячейки составляет a , а в основании .

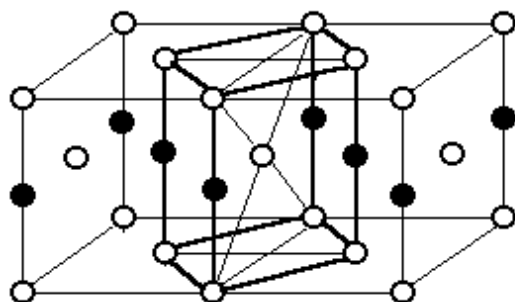


Рисунок 2.2. Схема формирования тетрагональной ОЦК решетки мартенсита из двух ячеек ГЦК - аустенита: ○ - атомы железа; ● - атомы углерода

Поэтому перестройка решетки из ОЦК в ГЦК требует сжатия (уменьшения межатомного расстояния) в вертикальном направлении $\langle 100 \rangle$ и расширения в плоскости оснований (направления $\langle 110 \rangle$). Однако по середине вертикальных направлений образующейся ячейки находятся места преимущественного расположения атомов внедрения при образовании твердого раствора углерода в железе, поскольку эти места являются октаэдрическими пустотами в исходных гранецентрированных ячейках.

Увеличение числа атомов углерода в таких позициях с повышением его содержания в стали уменьшает возможность сжатия решетки в рассматриваемом направлении, сохраняя некоторую степень тетрагональности кубической ячейки, что количественно выражается вышеприведенной зависимостью.

Экспериментально наблюдавшееся максимальное искажение решетки, соответствующее значению $c/a = 1,08$, было получено после закалки стали с содержанием углерода 1,7%.

Третья особенность мартенситного превращения определяет принципиальную возможность осуществления перестройки кристаллической решетки в условиях очень больших скоростей охлаждения и степеней переохлаждения и высокую скорость образования и роста мартенситных кристаллов.

Схема, представленная на рис. 2.2, иллюстрирует не только причину появления тетрагональности решетки, но и свидетельствует о наличии *определенного кристаллографического соответствия* между исходной кристаллографической формой аустенита и образующимся мартенситом. Это явление составляет *третью особенность* мартенситного превращения.

Существует несколько характерных описаний кристаллографического соответствия исходного аустенита и образующегося мартенсита.

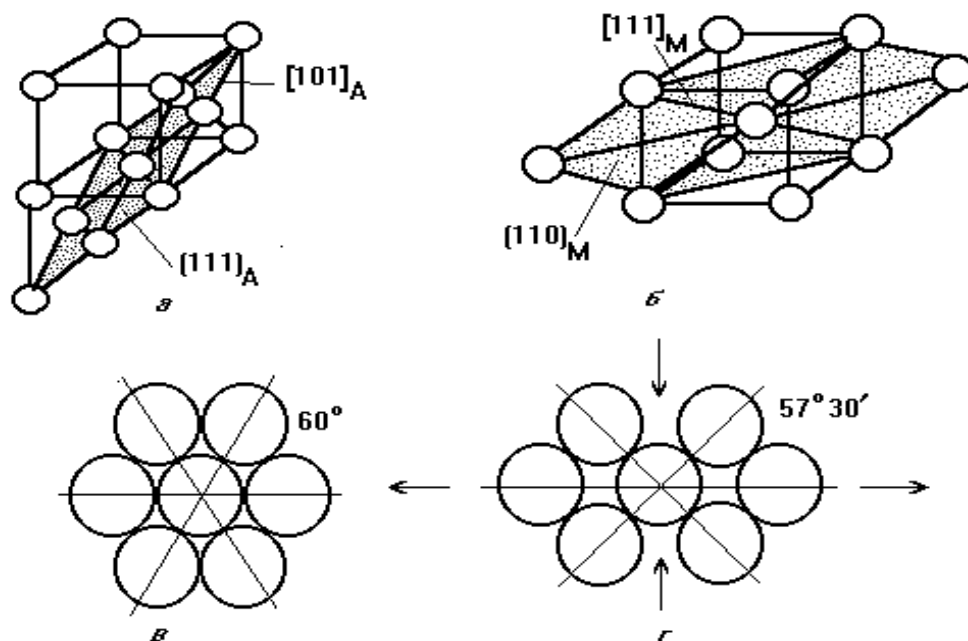


Рисунок 2.3. Схема кристаллогеометрических изменений в кристаллической решетке при развитии мартенситного превращения:

α, β - плоскость $(111)_A$; δ, γ - плоскость $(110)_M$

Наиболее хорошо описывает мартенситную перестройку кристаллических решеток ориентационное соотношение Курдюмова – Закса, согласно которому кристаллографическая плоскость $\{111\}_A$ становится плоскостью $\{101\}_M$, а кристаллографическое направление $\langle 110 \rangle_A$ превращается в направление $\langle 111 \rangle_M$ (рис. 2.3).

Анализ расположения атомов в рассматриваемых плоскостях и направлениях в обеих кристаллических решетках позволяет увидеть, каким образом происходят те минимальные атомные перемещения, которые оказываются достаточными для коренного преобразования кристаллического строения из ГЦК в ОЦК решетку, лежащего в основе механизма мартенситного превращения.

Кинетика мартенситного превращения

Кинетика мартенситного превращения описывается шестью последующими особенностями (от 4-й до 9-й).

Четвертой особенностью мартенситного превращения является *атермический* характер его кинетики, согласно которому оно протекает только при непрерывном охлаждении в определенном температурном интервале от точки M_n до точки M_k . Это означает непрерывное нарастание количества образующегося мартенсита при понижении температуры в мартенситном интервале.

Мартенситная кривая, показывающая изменение количества мартенсита с понижением температуры (рис. 2.4), свидетельствует о том, что первые мартенситные кристаллы образуются сразу при достижении мартенситной точки (M_n).

Количество мартенсита, образующегося при охлаждении, нарастает сначала медленно, ускоряясь в дальнейшем. Наиболее интенсивно мартенситное превращение развивается при количестве мартенсита в структуре стали, близком к 50%. В дальнейшем нарастание количества мартенсита в стали замедляется. Наконец, наступает такая низкая температура, при охлаждении ниже которой больше не увеличивается количество образующегося мартенсита. Это соответствует достижению *точки конца мартенситного превращения* (M_k). При этом нарастание количества мартенсита происходит при понижении температуры не за счет подрастания ранее выпавших мартенситных кристаллов, а за счет образования и очень быстрого роста новых кристаллов мартенсита.

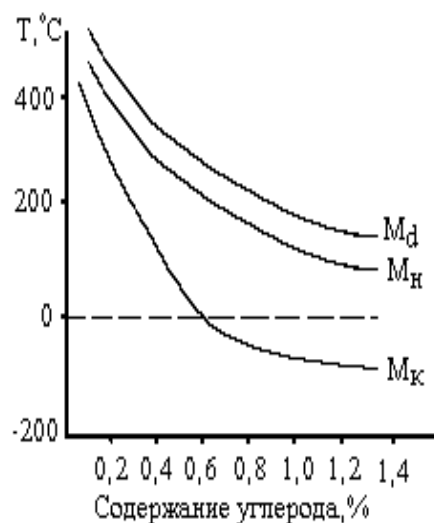
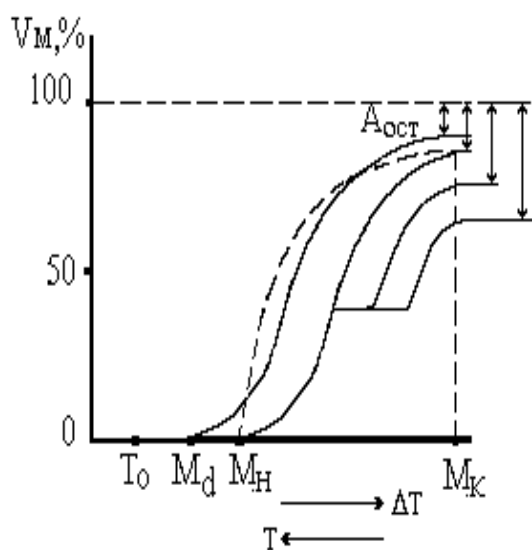


Рисунок 2.4. Мартенситные кривые, характеризующие атермическую кинетику мартенситного превращения и ее особенности

Рисунок 2.5. Мартенситная диаграмма, определяющая зависимость положения мартенситных точек от содержания углерода в стали

Скорость нарастания числа мартенситных кристаллов определяется скоростью охлаждения. Скорость роста каждого из них не зависит от скорости охлаждения, а определяется механизмом перестройки решетки.

При мартенситном превращении скорость роста мартенситных кристаллов несоизмеримо выше скорости роста кристаллов при обычных фазовых превращениях и достигает скорости распространения звука в металлах (несколько тысяч метров в секунду). Поэтому мартенситное превращение происходит только при непрерывном охлаждении. Остановка охлаждения приостанавливает нарастание количества образующегося мартенсита.

Мартенситное превращение в углеродистых и многих легированных сталях не может быть подавлено никакой самой большой скоростью охлаждения. Положение точек начала и окончания мартенситного превращения (M_n и M_k , соответственно) не зависит от скорости охлаждения, вида охлаждающей среды, но определяется составом переохлажденного аустенита в стали, в том числе содержанием в нем углерода и легирующих элементов. Изменение положения мартенситных точек в зависимости от содержания углерода определяется *мартенситной диаграммой* (рис. 2.5), которая показывает, что с увеличением содержания углерода в переохлажденном аустените температура начала мартенситного превращения снижается от 400-450 °С в малоуглеродистой стали до 100-150 °С для заэвтектоидной высокоуглеродистой стали.

При этом точка конца мартенситного превращения (M_k) соответственно снижается от 350-400 °С в малоуглеродистых сталях до 0 °С для сталей с содержанием углерода 0,55 - 0,6%, а для высокоуглеродистых сталей до отрицательных температур (до минус 70 °С).

Введение в сталь легирующих элементов дополнительно снижает положение мартенситных точек.

Пятая особенность определяет положение, согласно которому при развитии мартенситного превращения в углеродистых и большинстве легирован-

ных сталей отсутствует инкубационный период, что свойственно бездиффузионным процессам, развивающимся преимущественно *в кинетическом режиме* за счет энергетических флуктуаций.

При малом уровне потенциального энергетического барьера образования зародыша *атермическая кинетика* мартенситного превращения может приобретать “*взрывной*” характер (штриховая линия на рис. 2.4). В этом случае количество мартенсита, образующегося после достижения точки M_n , сразу “взрывом” достигает значительных величин (40 - 60%) с дальнейшим плавным затуханием превращения, как и в других случаях развития атермического превращения.

Как исключение из правил, в сталях аустенитного класса (хромоникелевых нержавеющей и высокомарганцовистых типа стали Гадфильда), мартенситное превращение в небольшом объеме (до 2 – 3 %) может развиваться с *изотермической кинетикой*, в результате чего, относительно стабильный аустенит может превращаться в мартенсит при переохлаждении сталей ниже нулевых температур, с соответствующими выдержками при этих условиях (рис. 2.6).

В этом случае инкубационный период приобретает обычный смысл, как и в случае развития диффузионных фазовых превращений. Это свидетельствует о том, что мартенситное превращение действительно является фазовым, а для начала перестройки решетки, как и в случае диффузионных превращений, требуется прохождение некоторых подготовительных стадий, например, диффузионного перераспределения углерода, либо развитие иных процессов внутри переохлажденного аустенита, которые определяют положение точки начала мартенситного превращения в его микрообъемах, в связи с чем, они приобретают способность к перестройке решетки.

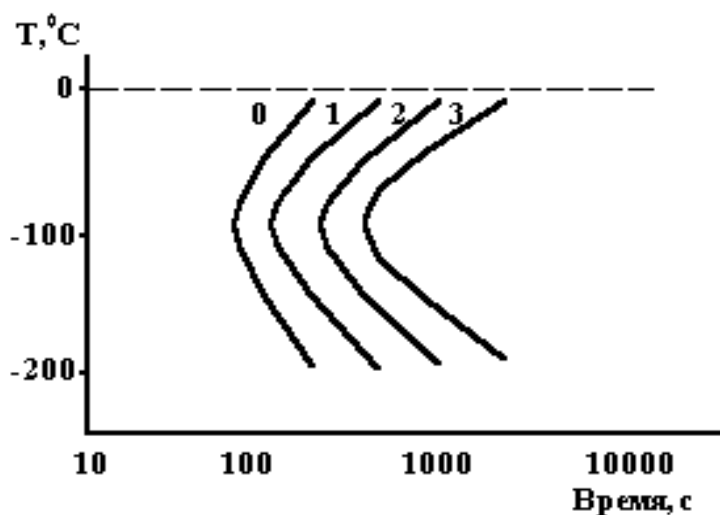


Рисунок 14.6. C–диаграмма, характеризующая изотермическую кинетику мартенситного превращения (цифры у кривых обозначают объем образующегося мартенсита, %)

Предположительно считают, что изотермический этап мартенситного превращения реализуется при каждой из температур в процессе непрерывного охлаждения. Длительность этого процесса исчисляется тысячными и десятитысячными долями секунды, что несоизмеримо меньше времени реального закалочного охлаждения, и не оказывает существенного влияния на количество образующегося мартенсита в стали. Однако сам факт возможности развития его в изотермическом режиме кинетики позволяет точнее судить о механизмах мартенситного превращения.

Шестая особенность заключается в том, что мартенситное превращение идет не до конца, а лишь в некотором ограниченном объеме; в структуре стали после закалки всегда сохраняется некоторое количество *остаточного аустенита* (рис. 2.4). При этом выделяют три основные причины его сохранения в структуре.

Первая причина весьма очевидна: достаточно большое количество остаточного аустенита в высокоуглеродистых и высоколегированных сталях сохраняется в связи с тем, что комнатная температура для таких сталей выше температуры окончания превращения (M_k), поэтому охлаждение до комнатной температуры соответствует остановке закалочного охлаждения в мартенситном межкритическом интервале температур (между M_n и M_k на рис. 2.5).

Вторая причина сохранения остаточного аустенита после закалки заключается в неоднородности химического состава его после переохлаждения. По-

этому неоднородный аустенит имеет в микрообъемах различную термодинамическую устойчивость.

При этом наименее устойчивые микрообъемы претерпевают мартенситное превращение в первую очередь, а наиболее устойчивые микрообъемы сохраняются не превратившимися вплоть до комнатных температур, в том числе и до точки конца мартенситного превращения.

Термодинамическая устойчивость микрообъемов переохлажденного аустенита определяется как характером их химической неоднородности по содержанию углерода и легирующих элементов, так и условиями упругонапряженного состояния.

Микрообъемы с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов наиболее термодинамически устойчивы и могут не превратиться вообще в мартенсит при любых условиях переохлаждения. Упругие напряжения в переохлажденном аустените оказывают неоднозначное влияние на его термодинамическую устойчивость.

Если упругие напряжения могут реализоваться в виде пластического сдвига, то в этом случае напряжения способствуют развитию мартенситного превращения.

Это проявляется тем, что после появления первого кристалла мартенсита в аустенитном зерне все остальные зародыши мартенсита возникают на межфазной границе $A - M$, в связи с чем каждый новый мартенситный зародыш делит на две части отсек зерна аустенита, в котором он образуется, а каждый растущий кристалл мартенсита способствует появлению новых мартенситных зародышей, вызывая “цепную реакцию” развития превращения, что становится причиной “взрывной” кинетики развития мартенситного превращения.

Если упругие напряжения в остаточном аустените создают состояние всестороннего сжатия (сжатие изолированных отсеков аустенита между окружающими их выросшими со всех сторон мартенситными пластинами, удельный объем которых \sim на 3 % больше удельного объема аустенита), зарождение новых мартенситных кристаллов затормаживается. Это становится *третьей причиной* сохранения в закаленной стали остаточного аустенита.

Седьмая особенность мартенситного превращения заключается в *стабилизации* остаточного аустенита. Согласно этой особенности остановка в процессе охлаждения в мартенситном интервале температур приводит к стабилизации

аустенита т.е. если в процессе непрерывного закалочного охлаждения произвести остановку при температуре между точками M_n и M_k на какой-то период времени, то при возобновлении охлаждения мартенситное превращение начинается не сразу.

Остаточный аустенит стабилизируется (становится более термодинамически устойчивым), что может быть связано в первую очередь с развитием релаксационных процессов в упругонапряженном состоянии аустенитомартенситной смеси. Иногда это связывают также с частичным распадом аустенита при температурах остановки охлаждения.

Для продолжения развития мартенситного превращения требуется переохладить сталь на несколько десятков градусов, чтобы появились новые порции кристаллов мартенсита (дополнительная ступенька на мартенситной кривой, см. рис. 2.4).

Причем, чем длительнее была выдержка в мартенситном интервале температур, и чем ближе эта температура к точке M_n , тем большая степень стабилизации характеризует рассматриваемый процесс, тем больше остаточного аустенита сохраняется в стали после окончания охлаждения.

Восьмая особенность мартенситного превращения рассматривает влияние пластической деформации аустенита на развитие мартенситного превращения. Деформация всегда способствует его развитию. За счет пластической деформации аустенита повышается точка начала мартенситного превращения (рис. 2.4 и 2.5, точка M_d), а также уменьшается количество остаточного аустенита в стали (рис. 2.4).

Девятая особенность мартенситного превращения характеризует его обратимость. Мартенсит, полученный при закалке из аустенита при охлаждении в результате бездиффузионной перестройки кристаллической решетки, может претерпеть обратное превращение в аустенит также путем бездиффузионного мартенситного превращения из низкотемпературной модификации в высокотемпературную.

Такое превращение, как и прямое мартенситное, характеризуется атермической кинетикой и может протекать при температурах, выше точки метастабильного фазового равновесия, требует перенагрева относительно этой точки и развивается в интервале температур от точки A_n до точки A_k (рис. 2.7).

Явление обратимости мартенситного превращения на углеродистых сталях экспериментально наблюдать невозможно, поскольку мартенсит распадается на феррито-цементитную смесь раньше, при более низких температурах, чем те, при которых возможно развитие обратного мартенситного превращения.

Легирование стали большим количеством вольфрама, ванадия, хрома, молибдена, никеля кобальта, затрудняет диффузионный распад, позволяя при быстром нагреве стали с мартенситной структурой достичь температур обратного мартенситного превращения и наблюдать экспериментально бездиффузионное образование аустенита из мартенсита.

До недавнего времени обратимость мартенситного превращения считалась нежелательным явлением, так как в быстрорежущих сталях после некачественного отжига заготовок при окончательной закалке режущих инструментов возникал характерный вид брака - *“нафталинистый излом”*. Его причиной являлось обратное мартенситное превращение при высокоскоростном нагреве под закалку режущих инструментов, в исходной структуре которых сохранялись по каким-либо причинам крупноиглочатые мартенситные структуры.

“Восстановление” аустенитного зерна с размерами, наследуемыми исходными мартенситными кристаллами, и дальнейший рост этих зерен при высоких температурах закалки, обеспечивало получение очень грубой зеренной структуры и крупнопластинчатых мартенситных структур, склонных к легкому транскристаллитному разрушению вдоль тела пластинчатых мартенситных кристаллов. Такой характер разрушения инструментальных сталей в процессе эксплуатации носит название *“нафталинистого излома”*.

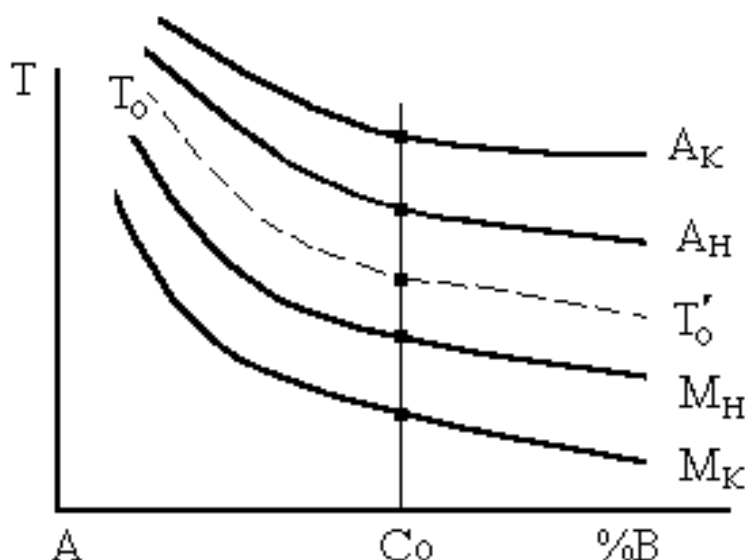


Рисунок 14.7. Мартенситная диаграмма прямого и обратного мартенситного превращения

В настоящее время явление обратимости мартенситного превращения широко используется для регулирования структурного состояния высокопрочных аустенито-мартенситных и мартенситностареющих сталей, обеспечивая высокое сочетание прочностных и пластических характеристик и стабилизацию размеров изделий сложной конфигурации.

Однако наиболее широкое использование принципа обратимости мартенситных превращений наблюдается в области создания *материалов с эффектом памяти формы*. Классическим примером таких материалов является *нитинол* (сплав 50% никеля и 50% титана), температура прямого и обратного мартенситного превращения которого колеблется в узком интервале вблизи комнатной. Это позволяет относительно просто бездиффузионно и обратимо осуществлять многократное чередование прямого и обратного мартенситного превращения.

Перестройка кристаллической решетки путем взаимосвязанного единообразного изменения положения атомов в каждой элементарной ячейке при мартенситном превращении в пределах всего макрообъема изделия приводит к изменению его макроформы в результате суммирования микроперемещений в макросдвиг. Такое изменение формы изделия оказывается возможным использовать, например, для раскрытия антенн в космическом пространстве при понижении температуры, для изготовления металлических, вживляемых в организм человека элементов, позволяющих лечить искривления позвоночника, а

также для изготовления элементов электроконтактных устройств, срабатывающих при изменении формы контактных пластин в момент достижения температур, вызывающих развитие мартенситного превращения и т.д.

Сам эффект изменения формы кристаллов при развитии мартенситного превращения определяется не его кинетикой, но особенностями его механизма, который рассматривается в следующем подразделе при изучении 10-й – 12-й особенностей мартенситного превращения.

Особенности механизма мартенситного превращения

Вопрос механизма мартенситного превращения долгое время являлся дискуссионным, поскольку многие его моменты трудно наблюдать экспериментально. Например, до сих пор не вполне ясны механизмы возникновения зародышей мартенситных кристаллов, не существует экспериментальных данных, определяющих скорость их образования и др. Не до конца оценена роль внутренних напряжений в элементарных процессах зарождения и роста мартенситных кристаллов, равно как и при мгновенной приостановке этого роста после достижения кристаллами определенных размеров. Долгое время дискутировался вопрос о том, какие процессы являются первичными при мартенситных превращениях: деформационные или фазовой перестройки решетки.

Согласно сегодняшним представлениям, мартенситное превращение является *фазовым*. В его основе лежат процессы перестройки кристаллической решетки, что сопровождается искажением межатомных связей на межфазной границе, возникновением высоких упругих микронапряжений, основной и дополнительной пластической деформацией, обусловленной разницей объемов исходной и образующейся фаз и стремлением к сохранению макроформы кристаллов.

Особенности механизма мартенситного превращения в первую очередь связаны с требованиями высокой скорости массообменных процессов, обеспечивающих перестройку решетки, и характером образующихся структур, которые формируются в этих условиях зарождения и роста мартенситных кристаллов.

Десятая особенность мартенситного превращения связана с экспериментально наблюдаемыми эффектами образования характерного мартенситного поверхностного рельефа на полированной поверхности шлифа, если плоский шлиф был приготовлен до закалки. При этом закалку следует проводить в вакууме для предотвращения окисления поверхности. Такой рельеф является характерным внешним признаком мартенситного превращения.

Его образование связано с изменениями макроформы кристаллов на свободной поверхности в результате суммирования атомных микроперемещений в каждой атомной плоскости в пределах одного макрокристалла, претерпевающего перестройку решетки.

Необходимо иметь в виду, что лишь небольшая часть образующихся мартенситных кристаллов имеет возможность выйти на свободную поверхность кристалла. При этом, изменение формы свободной поверхности становится своеобразным эффектом релаксационного характера для микронапряжений, возникающих при перестройке решетки. Большинство же мартенситных кристаллов зарождается и растет внутри твердого тела (исходного переохлажденного аустенита). В этих условиях изменение макроформы растущего мартенситного кристалла встречает сопротивление со стороны окружающего аустенита.

Нарастающие по мере роста мартенситного зародыша микронапряжения достигают величин, превышающих критическое напряжения сдвига или двойникования, в связи с чем, в растущем мартенситном кристалле происходит пластическая деформация соответственно по механизмам скольжения или двойникования (рис. 2.8).

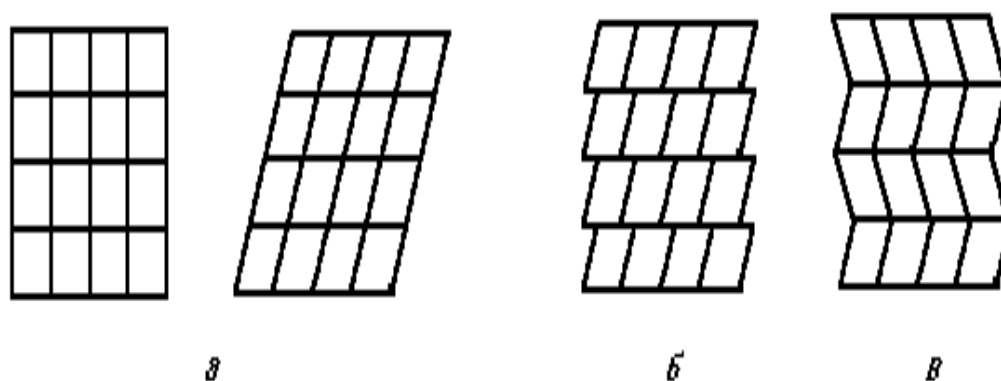


Рисунок 2.8. Изменение макроформы кристалла при суммировании микроизменений кристаллического строения свободного монокристалла (а) и деформация кристаллитов, претерпевающих мартенситную перестройку внутри твердой аустенитной матрицы по механизмам скольжения (б) и двойникования (в)

С учетом низких температур развития мартенситного превращения и высоких скоростей роста кристалла мартенсита (соизмеримых со скоростью распространения звука в металле), наиболее вероятным механизмом такой (“дополнительной”) деформации при мартенситном превращении является *двойникование* (рисунок 2.8,в). Однако в малоуглеродистых сталях (с содержанием углерода менее 0,2%), в медных сплавах, некоторых титановых сплавах дополнительная деформация при мартенситном превращении происходит по механизму *скольжения* (рисунок 2.8,б).

Соответственно образующийся мартенсит имеет характерные признаки “двойникового” строения или “массивного” типа с повышенной плотностью дислокаций, обусловленной деформацией по механизму скольжения.

Одиннадцатая особенность мартенситного превращения выражает одно из важнейших условий развития мартенситного превращения, согласно которому рост мартенситного кристалла возможен только в условиях обязательной когерентности решеток исходного аустенита и растущего мартенситного кристалла.

В этой связи, согласно рассматриваемой особенности превращения, в некоторых системах, например, в нержавеющей хромоникелевых, хромомарганцевых, высокомарганцевых сталях со структурой стабильного переохлажденно-

го аустенита мартенситное превращение может происходить *через промежуточную мартенситную фазу*, которая характеризуется *более высокой степенью когерентности* решеток с исходным аустенитом, по сравнению с обычным мартенситным кристаллом. Такой промежуточной мартенситной фазой в рассматриваемых сталях является ϵ -мартенсит с ГПУ решеткой.

Образование ϵ -мартенсита вместо α -мартенсита с тетрагональной ОЦК решеткой легче происходит в связи с большей степенью когерентности ГЦК и ГПУ решеток, поскольку они обе построены из одинаковых плотноупакованных плоскостей, а отличие между ними заключается лишь в характере чередования атомных положений слоев.

Известно, что ГЦК решетка аустенита построена на основе регулярного последовательного чередования атомных слоев, соответствующих всем трем возможным положениям (*ABCABCABCABC*). ГПУ решетка построена путем использования лишь двух из возможных атомных положений таких слоев, например, *ABABABABAB*. Поэтому возникновение дефекта упаковки в ГЦК решетке, например, сдвигом одного из слоев *C* в положение *A*, приведет к появлению элементарного микрообъема толщиной в 4 атомных слоя, соответствующего кристаллическому строению ϵ -мартенсита - *ABCABCABABABCAB*. Такие представления о перестройке кристаллической решетки позволяют представить один из возможных механизмов образования зародышей мартенситных кристаллов, инициируемых появлением дефектов упаковки при захлопывании вакансионных дисков, ориентированных в плотноупакованных плоскостях $\{111\}$.

Аналогично, возможно образование деформационного мартенсита (в стали Гадфильда) при расщеплении полной дислокации на две частичные, с образованием в плоскости расщепления дефекта упаковки под действием приложенных напряжений.

Такой механизм превращения через образование промежуточной мартенситной фазы может оказаться всеобщим, соответствующим всем сталям и многим сплавам, но не проявляющим себя экспериментально только потому, что эта промежуточная стадия может протекать с очень большими скоростями, которые невозможно наблюдать имеющимися средствами исследования. Однако это предполагаемый механизм зарождения мартенсита, который требует экспериментальных доказательств.

Второй предполагаемый механизм образования зародышей мартенситных кристаллов менее вероятен, хотя он и не исключается из рассмотрения. Он заключается в том, что элементарная кристаллическая ячейка с новой кристаллографической ориентировкой случайным образом возникает в микрообъеме переохлажденного аустенита, в котором сконцентрировано наибольшее количество дефектов кристаллического строения (наибольшая плотность дислокаций). При превышении критических размеров такой зародыш растет самопроизвольно, обеспечивая перестройку кристаллического строения, соответствующую мартенситному превращению.

Двенадцатая особенность рассматривает особый механизм роста мартенситного кристалла. Этот механизм подробно исследован Г.В. Курдюмовым, согласно которому рост мартенситных кристаллов происходит за счет послойного перехода атомов через межфазную границу от аустенита к мартенситу с одновременной перестройкой кристаллического строения, причем атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются друг относительно друга на расстояния, не превышающие межуатомные.

При этом закономерность перестройки решетки состоит в том, что *атомы перемещаются в определенных плоскостях и направлениях единообразно и взаимосвязанно, таким образом, что соседи любого атома в исходном аустените остаются соседями этого же атома в образующемся мартенсите.*

Такая закономерная перестройка решетки оказывается возможной только в том случае, если на межфазной границе между мартенситом и аустенитом существует непрерывность межатомных связей (*когерентность решеток*). Для рассмотренного в третьей особенности кристаллографического соответствия решеток плоскость (011) мартенсита параллельна плоскости (111) аустенита, а направление [110] аустенита становится направлением [111] мартенсита (рис. 2.9).

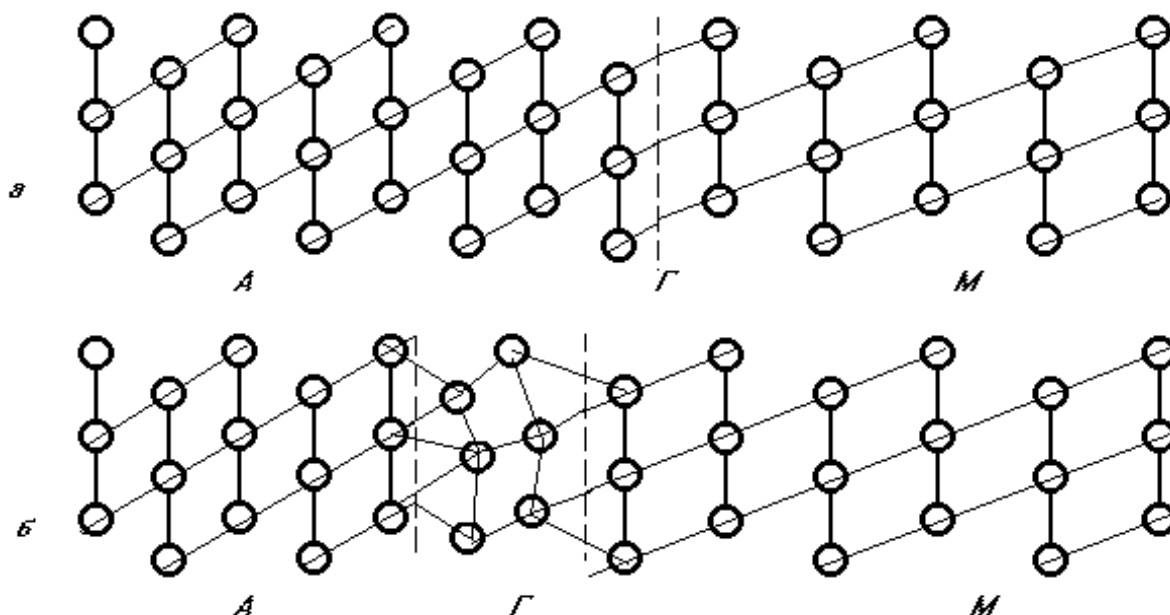


Рисунок 14.9. Изменение состояния межфазной границы (Γ): а - между аустенитом (А) и растущим мартенситным кристаллом (М); б - в момент прекращения роста мартенситного кристалла

При этом полная когерентность решеток может иметь место лишь в начальный момент превращения, поскольку имеющиеся размерные несоответствия в расположении атомов в соответствующих атомных плоскостях и направлениях суммируются от слоя к слою при росте мартенситного кристалла. Это вызывает искажения, превышающие упругие, что сопровождается актами *микропластической деформации*. Таким образом, мартенситная перестройка кристаллического строения обязательно сопровождается *пластическими деформациями*, которые обусловлены двумя причинами.

Первая из них обусловлена разницей удельных объемов аустенита и образующегося из него мартенсита (около 3%). Такая деформация носит название “*основной*”.

Другая причина возникновения деформации при мартенситном превращении обусловлена стремлением образующихся кристаллов мартенсита к сохранению макроформы кристаллов исходной структурной составляющей, поскольку растущий мартенситный кристалл в силу закономерности перестройки каждой элементарной атомной ячейки должен аналогично изменить и макроформу кристалла (см. десятую особенность мартенситного превращения). Од-

нако, будучи окруженным со всех сторон твердыми фазовыми составляющими, мартенситный кристалл, по мере своего роста, встречает сопротивление со стороны матричной фазы.

Возникающие при этом напряжения вызывают *дополнительную деформацию при мартенситном превращении*.

Таким образом, мартенситное превращение имеет сложную природу, характеризующуюся тем, что *перестройка атомно-кристаллического строения* (фазовое превращение) и *деформационные изменения* тонкого кристаллического строения в связи с развивающимися процессами упругой и пластической деформации (структурные преобразования) являются двумя неразрывными частями единого процесса, свойственными только классу мартенситных превращений, и накладывающими свое влияние на конечную структуру и свойства сплавов, а также на структурные изменения в сплавах при последующем отпуске.

Развитие основной и дополнительной пластической деформации при мартенситном превращении вызывает по мере роста мартенситного кристалла накопление на межфазной границе очень высоких плотностей дислокаций (до 10^{12} $1/\text{см}^2$), что приводит к полному нарушению когерентности решеток. Нарушение непрерывности межатомных связей на межфазной границе исключает дальнейший закономерный перенос атомов через межфазную границу, что соответствует прекращению роста мартенситного кристалла.

Скорость роста мартенситного кристалла очень высока (достигает скорости распространения звука в металле), поскольку когерентная граница обладает очень малой поверхностной энергией (см. рис. 2.9,а). Однако растущий мартенситный кристалл также быстро прекращает свой рост по мере потери когерентности на межфазной границе (рис. 2.9,б).

Образовавшаяся граница выросшего мартенситного кристалла становится концентратором напряжений, действующих в системе, что способствует образованию в этом месте множества новых зародышей мартенситных кристаллов, которые мгновенно растут и, приобретая определенные размеры, также быстро прекращают свой рост.

Таким образом, увеличение количества мартенсита в стали при закалке происходит преимущественно не за счет роста ранее образовавшихся кристаллов, а за счет появления новых мартенситных зародышей. Эта особенность

мартенситного превращения поясняет причину его преимущественно атермической и возможность взрывной кинетики, а также ограниченное значение изотермической составляющей кинетики этого превращения.

2.3 Строение мартенситных кристаллов и структура мартенсита

Тонкое кристаллическое строение и субструктура мартенситных кристаллов во многом зависит от соотношения характера кристаллогеометрии перестройки решетки при мартенситном превращении и механизма сопутствующей микродеформации кристаллов, обусловленной отличиями в кристаллическом строении исходной и образующейся фаз. Особую роль в определении типа мартенситных кристаллов играет дополнительная деформация при мартенситном превращении. Для углеродистых и большинства легированных сталей мартенситное превращение происходит при относительно низких температурах (по крайней мере, ниже 400 - 350 °С), с высокими скоростями. В таких условиях развитие дополнительной деформации при мартенситном превращении происходит преимущественно по механизму двойникования, поэтому тонкий образующийся мартенситный кристалл в процессе своего роста непрерывно двойникуется по схеме, соответствующей рис. 2.8,б.

Анализируя кристаллогеометрию превращения (рис. 2.9), можно видеть, что рост мартенситного кристалла сопровождается сжатием в одном из направлений и растяжением - в другом. Поэтому рост кристаллов в различных кристаллографических направлениях идет с разными скоростями, что приводит к формированию преимущественно пластинчатых кристаллов (рис. 2.10).

Как правило, первый возникающий зародыш мартенситного кристалла растет со скоростью близкой к 5000 м/с, в виде тонкого двойникового кристалла пересекающего все сечение исходного аустенитного зерна, в котором этот зародыш образовался.

Дополнительная деформация образующегося зародыша по механизму двойникования, развивающаяся со скоростями роста мартенситного кристалла,

сопровождается тепловыделением, что облегчает условия протекания дополнительной деформации при последующем росте мартенситного зародыша в поперечном направлении и изменение ее механизма с двойникования на скольжение.

Условия роста мартенситного кристалла по толщине ограничиваются накоплением дислокаций в мартенситном кристалле по мере его роста и нарушением когерентности на межфазной границе, вызванным этими явлениями. Таким образом, мартенситный кристалл, образующийся по рассматриваемому механизму, будет содержать тонкую двойниковую прослойку, окруженную с обеих сторон полупластинами такого же мартенсита, но претерпевшего дополнительную микродеформацию по механизму скольжения с неоднородным распределением дислокаций, плотность которых увеличивается от средней двойникованной линии (*мидриба*) до периферии пластинчатого кристалла (рис. 2.10,*a*).

Общая толщина образовавшегося кристалла составляет от нескольких сотен до нескольких тысяч межатомных расстояний, что соответствует в абсолютных измерениях от 300 - 500 Å до 10 - 15 тыс. ангстрем. Условием нарушения когерентности на межфазной границе является предельно высокая плотность дислокаций (до 10^{12} 1/см²), однако среднее ее значение по сечению всего мартенситного кристалла достигает лишь 10^{10} 1/см².

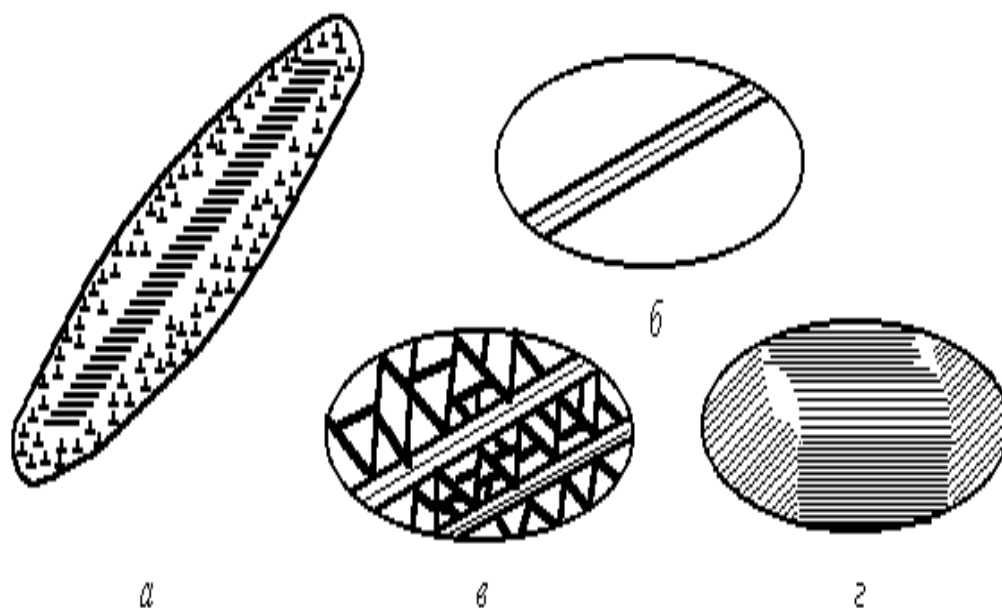


Рисунок 2.10. Тонкое кристаллическое строение пластины мартенситного кристалла (а) и вид первой мартенситной пластины в аустенитном зерне (б), а также структура двойникового (пластинчатого, игольчатого) (в) и пакетного (массивного, речного) мартенсита (г)

На микрошлифе в микроструктуре стали, такой мартенситный кристалл выглядит в виде тонкой прямолинейной “иголки”, представляющей собой *сечение мартенситной пластины плоскостью шлифа* (рис. 2.10,б).

Первая мартенситная пластина пересекает все аустенитное зерно, разделяя его на два “отсека”, в пределах которых образуются и растут новые мартенситные кристаллы, разделяя в свою очередь соответствующие объемы зерна на еще более мелкие отсеки. Внутри таких отсеков остается непревратившийся (способный к дальнейшему превращению и стабильный остаточный) аустенит. Как уже отмечалось, каждый новый мартенситный зародыш возникает на поверхности ранее образовавшегося мартенситного кристалла, причем они растут ориентированно друг относительно друга, чаще всего под углом 60° или параллельно друг другу (рис.2.10,в).

Такой характер образующейся структуры мартенсита определил несколько его соответствующих названий: *двойникованный* - по особенностям механизма его образования, *пластинчатый* - по фактической форме мартенситных кристаллов и *игольчатый* - по виду мартенситных кристаллов на поверхности шлифа.

Поэтому все три названия правомерны и являются характеристиками структурного состояния мартенсита, образующегося в средне- и высокоуглеродистых сталях, в большинстве титановых сплавов и во многих других случаях.

Однако в малоуглеродистых сталях (с содержанием углерода до 0,2%, в медных, некоторых титановых сплавах наблюдается так называемый *речный*, *пакетный* или *массивный* мартенсит, в котором мартенситная перестройка решетки сразу после появления мартенситного зародыша сопровождается дополнительной микродеформацией по механизму *скольжения* (рис. 2.10,г).

Причем невысокая степень пересыщения мартенсита углеродом в малоуглеродистых сталях (и аналогичные условия в других сплавах) не вызывают

полного нарушения когерентности на межфазной границе, что создает условия для непрерывного роста мартенситного кристалла на большие расстояния, ограничивая его практически только границами аустенитного зерна и встречно растущим пакетом мартенсита.

В этом случае плотность дислокаций по всему мартенситному кристаллу оказывается примерно одинаковой и достигает значений $10^{11} - 10^{12} \text{ 1/см}^2$, что превышает значения, соответствующие средней плотности дислокаций в двойникованном мартенсите. В этом случае и условия для сохранения в стали остаточного аустенита после завершения мартенситного превращения менее благоприятны.

Остаточный аустенит может сохраняться лишь в “отсеках”, располагающихся между встречающимися при своем росте мартенситными пакетами. Количество таких отсеков значительно меньше, по сравнению со структурой двойникованного пластинчатого мартенсита. Поэтому и количество остаточного аустенита в малоуглеродистых сталях несравнимо меньше, чем в средне- и высокоуглеродистых.

2.4. Упрочнение при закалке на мартенсит и закаливаемость стали

В отличие от закалки без полиморфного превращения, при которой прочностные свойства могут изменяться неоднозначно, а пластичность почти всегда повышается, при закалке на мартенсит обязательно повышаются прочностные свойства стали или сплавов, и уменьшается их пластичность. Выделяют три основные причины упрочнения сталей и сплавов и снижения пластичности при закалке на мартенсит. Причем две из них являются прямым следствием механизмов мартенситного превращения, а третья причина определяется сопутствующими явлениями, напрямую не связанными с механизмами мартенситного превращения, но зависящими от температурных условий образования мартенситных кристаллов.

Первая причина упрочнения при закалке на мартенсит носит название *фазового наклепа* и является следствием повышения плотности дислокаций при осуществлении основной и дополнительной пластической деформации мартенситных кристаллов и остаточного аустенита, составляющих одну из сторон механизма мартенситного превращения. Эта причина упрочнения реализуется в любых случаях для всех сталей и сплавов, однако, уровень изменения свойств при этом определяется степенью соответствия кристаллических решеток исходной и образующейся мартенситной фазы, а также механизмами реализуемой дополнительной деформации при мартенситном превращении.

Вторая причина упрочнения определяется *степенью искажения кристаллической решетки мартенсита* в связи с пересыщением образующегося пересыщенного твердого раствора (мартенсита). В частности для сталей эта причина связана с изменением *степени пересыщения мартенсита углеродом*, что зависит от содержания углерода в аустените.

Для доэвтектоидных сталей, закалка которых выполняется из однофазной аустенитной области, содержание углерода в стали и его содержание в аустените совпадают, поэтому можно говорить о влиянии на упрочнение при закалке содержания углерода в стали.

Для заэвтектоидных сталей, закалка которых проводится из двухфазного состояния: аустенит + цементит (вторичный), содержание углерода в мартенсите и степень его искажения будет зависеть от температуры нагрева под закалку, поскольку с повышением температуры нагрева увеличивается содержание углерода в аустените. Учитывая, что практически все заэвтектоидные углеродистые стали закаливаются с одной и той же температуры, степень искажения решетки мартенсита, а, следовательно, и упрочнение стали при закалке будет одинаковым.

Третья причина упрочнения сталей при закалке связана с начальными этапами распада мартенсита сразу после его образования еще в процессе закалочного охлаждения в мартенситном интервале температур, что сопровождается выделением высокодисперсных когерентных карбидов, упрочняющих мартенсит за счет эффекта дисперсионного твердения.

В основе этого эффекта лежат процессы диффузионного фазового превращения, что не согласуется с основными принципами закалочных процессов, однако, они происходят как сопутствующие явления в тех случаях, когда тем-

пературный интервал развития мартенситного превращения достаточно высок для активизации диффузионных процессов хотя бы одного из компонентов системы, образующих пересыщенные твердые растворы.

В мало- и среднеуглеродистых сталях мартенситное превращение может начинаться с температур 400 - 350 °С и продолжаться до 100 - 150 °С.

При этом во всем интервале развития мартенситного превращения возникающие кристаллы мартенсита имеют возможность диффузионно распадаться по крайней мере в течение нескольких секунд, пока продолжается охлаждение в мартенситном интервале температур.

Учитывая высокую диффузионную подвижность атомов углерода в сильно пересыщенном твердом растворе на основе α -железа, можно понять природу небольшого упрочнения мартенсита за счет образования промежуточных тонкодисперсных карбидов, равномерно распределенных по объему мартенсита в стали.

В высокоуглеродистых заэвтектоидных сталях, у которых точка начала мартенситного превращения лежит ниже 150 °С, такой распад мартенсита в процессе закалочного охлаждения практически не происходит, в связи с чем эти стадии проявляют себя небольшим повышением твердости при последующем низкотемпературном отпуске.

Таким образом, становится понятным, что изменение механических свойств стали и сплавов в результате закалки на мартенсит является следствием всех рассмотренных причин, вклад каждой из которых в суммарный эффект упрочнения зависит от многих факторов и, в первую очередь, от химического состава стали.

Способность стали повышать поверхностную твердости при закалке называется закаливаемостью.

Закаливаемость стали определяется содержанием в ней углерода. Она не зависит от условий охлаждения при закалке (от скорости и среды охлаждения). Единственным ограничением в данном случае является требование получения мартенситной структуры и недопущение хотя бы частичного диффузионного распада переохлажденного аустенита.

Практически не влияет на закаливаемость содержание в стали легирующих элементов. Твердость на поверхности тонких образцов после закалки будет одинаковой, например, в стали 40, 40Х, 40ХН, 40ХНВА и др. Следует не путать

закаливаемость с прокаливаемостью, которая в первую очередь зависит от типа и степени легирования стали. Для углеродистых сталей важнейшим параметром, определяющим способность к упрочнению при закалке, является содержание углерода в стали (рис. 2.11).

Она существенно увеличивается при повышении содержания углерода от 0,2 до 0,5% с последующим затуханием этого влияния. Для заэвтектоидных сталей твердость закаленной на мартенсит стали имеет максимальное и практически одинаковое значение.

Небольшое увеличение твердости стали с повышением содержания углерода до 1,6%, по сравнению с твердостью с меньшим содержанием углерода, объясняется ростом количества твердых износостойких цементитных частиц, дополнительно упрочняющих стали, имеющие мартенситную структуру.

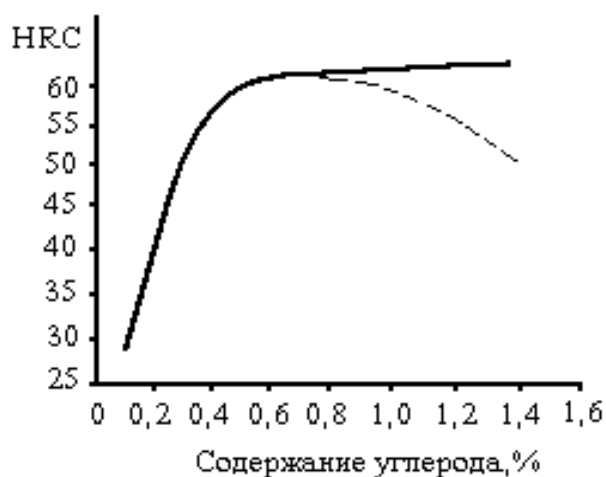


Рисунок 2.11. Влияние содержания углерода на закаливаемость стали

Заэвтектоидная сталь с высоким содержанием углерода может оказаться со значительно более низкой твердостью после закалки (штриховая линия на рисунке 14.11), если такие стали закалывать с температуры однофазного аустенитного состояния (выше линии SE на диаграмме железо - углерод). Это объясняется тем, что при такой закалке в стали резко увеличивается количество остаточного аустенита, разупрочняющего сталь.

Для углеродистых сталей содержание остаточного аустенита может достигать до 25 - 40%, для легированных - еще более. И это снижает твердость стали до 45 - 50 единиц HRC.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ

Основными технологическими параметрами закалки стали являются: температура нагрева, время выдержки и скорость охлаждения. К дополнительным параметрам относятся способ и скорость нагрева.

3.1 Назначение температуры нагрева под закалку

В соответствии с общим определением закалки (см. гл.1), нагрев при закалке должен обеспечивать развитие фазового превращения при нагреве в соответствии с характером соответствующей фазовой диаграммы. Для сталей это означает осуществление при нагреве аустенитного превращения, а также полное или частичное растворение в образующемся аустените избыточной фазы (феррита - в доэвтектоидной стали, вторичного цементита или карбидов - в заэвтектоидных углеродистых или легированных сталях).

Температура нагрева под закалку зависит от положения критических точек для каждой конкретной стали. Для углеродистых сталей она может быть выбрана непосредственно по диаграмме железо - углерод (рисунок 3.1).

Процессы, которые происходят в структуре стали при нагреве под закалку, точно соответствуют фазовым и структурным превращениям, рассмотренным при назначении технологии полного отжига (отжига второго рода). Для доэвтектоидных сталей температура нагрева под закалку должна быть выше температуры A_{c3} на 20 - 30 °С, иногда на 50 °С.

Наиболее высокая температура может быть назначена при термической обработке легированных, особенно природно-мелкозернистых сталей или в

случае применения высокоскоростного нагрева под закалку, например, при закалке токами высокой частоты (т.в.ч.) либо других методах поверхностной закалки. Использование температур нагрева, превышающих оптимальные значения, приводит к избыточному, часто недопустимому росту аустенитного зерна и получению грубоигольчатого мартенсита после закалки и снижению прочностных и пластических характеристик стали.

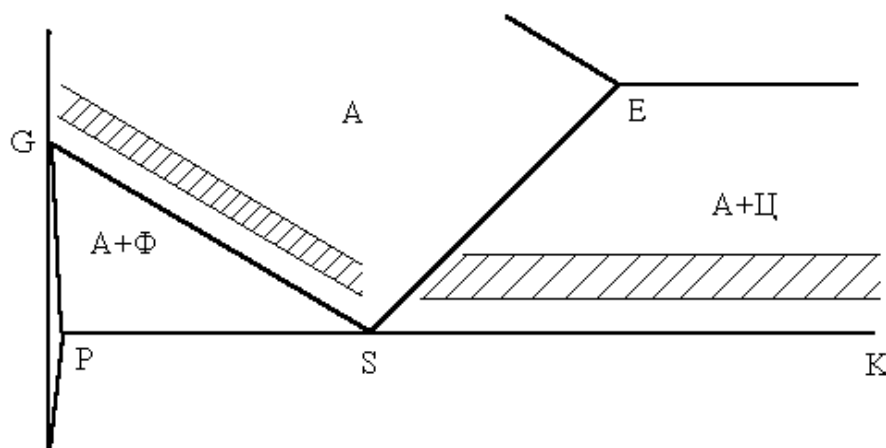


Рисунок 3.1. Схема выбора температуры нагрева под закалку по диаграмме железо-углерод (заштрихованные области)

Недогрев при закалке (закалка из двухфазного феррито-аустенитного состояния с температуры выше точки A_{c1} , но ниже A_{c3}) приводит к сохранению в структуре закаленной стали остаточного феррита, не претерпевшего фазовой перестройки, что резко снижает твердость закаленной стали.

Наличие в закаливаемом изделии не растворившегося при нагреве феррита существенно снижает устойчивость к распаду переохлажденного аустенита, в связи с чем, даже при быстром закалочном охлаждении, аустенит вблизи межфазной границы с ферритом претерпевает эвтектоидный распад с образованием трооститных участков. При этом возникает характерный структурный дефект - структурная неоднородность поверхностных слоев изделия, проявляющаяся в виде «пятнистой закалки».

Неоднородность структурного состояния, возникающего в результате такой закалки, приводит к появлению сложнапряженного состояния, в ряде

случаев вызывающего образование закалочных трещин даже при пониженной твердости стали.

Заэвтектоидные стали нагревают под закалку до температур на 35 - 60 °С выше точки A_{c1} , но ниже точки A_{cm} . Такая особенность закалки заэвтектоидных сталей объясняется тем, что сохранение после закалки свободного, не растворившегося в аустените при нагреве вторичного цементита (карбидов - в легированных сталях), не снижает прочностные характеристики, а наоборот, увеличивает твердость и износостойкость стали.

Сохранение в структуре даже небольшого количества не растворившихся карбидов либо вторичного цементита, затрудняет миграцию межзеренных границ в аустените, уменьшает степень роста зерна в этих сталях.

Напротив, нагрев до температур, превышающих точку A_{cm} , приводил бы к усиленному росту зерна аустенита и, как следствие, к получению грубоигольчатых мартенситных структур закаленной стали после закалочного охлаждения.

В высоколегированных сталях, например, быстрорежущих, содержащих очень большое количество карбидообразующих элементов (вольфрама, молибдена, ванадия, хрома) количество избыточных карбидов и их устойчивость оказывается настолько высокими, что они сохраняются не растворившимися почти до температуры плавления (1200 - 1300 °С). Это предотвращает рост аустенитного зерна в стали вплоть до предплавильных температур, что позволяет использовать такие температурные параметры закалки в качестве оптимальных для быстрорежущих сталей, которые необходимы для наиболее полного растворения высоколегированных карбидов.

Необходимость превышения температуры закалки над критической точкой стали на 400 - 500 °С связана с требованиями наиболее полного перевода легирующих элементов (вольфрама, молибдена и др.) из состава карбидов в аустенит и образующийся при закалке мартенсит, что обеспечивает повышение прочности, красностойкости стали, повышение режущей стойкости инструментов.

15.2 Условия нагрева и выдержка при закалке

Нагрев под закалку может производиться различными методами, главными из которых являются: косвенный нагрев за счет теплообмена с внешней средой (нагрев в печах с воздушной окислительной средой, в среде защитных газов, в вакууме, в жидких теплоносителях: расплавах солей, легкоплавких металлах и др.); прямой нагрев сопротивлением при пропускании через нагреваемое изделие (например, проволоки, прутков) электрического тока; контактный нагрев при локализованном выделении тепла в зоне электрического контакта электрода с нагреваемым изделием; индукционный нагрев; нагрев высококонцентрированными источниками энергии (лазерный, плазменный, электронно-лучевой и др.).

Каждый из перечисленных методов нагрева характеризуется своими скоростями нагрева и особенностями развития фазовых и структурных превращений, происходящих при этом, оказывая своеобразное влияние на конечные свойства обрабатываемых изделий.

При высокоскоростных способах нагрева практически исключается возможность использования выдержки при температуре нагрева, поскольку продолжение теплового воздействия источника энергии означало бы продолжение роста температуры, а его прекращение чаще всего приводит к немедленному понижению температуры нагреваемого изделия. Поэтому полнота завершения фазовых и структурных превращений при высокоскоростных нагревах под закалку достигается путем непрерывного нагрева до несколько более высоких температур, чем это определяется диаграммами фазового равновесия с последующим немедленным осуществлением закалочного охлаждения.

В случае нагрева под закалку в печах, соляных или жидкометаллических ваннах нагрев ведется до температур, определенных в предыдущем параграфе, с последующей изотермической выдержкой при этих температурах. Выдержка при температуре нагрева стали под закалку должна обеспечивать *завершение развития фазового превращения, наиболее полное растворение в аустените избыточных структурных составляющих, достаточную степень гомогенизации аустенита*, в результате чего при последующем охлаждении достигается однородное развитие мартенситного превращения, минимальный уровень закалочных напряжений и высокий комплекс механических свойств.

Кроме того, технологически выдержка на ее начальных этапах должна обеспечивать *прогрев изделий* от поверхности к сердцевине, если они являются теплотехнически массивными телами.

Длительность нагрева под закалку и прогрева изделий по сечению определяется известными инженерными методами расчета, приближенными, основанными на принципах теплофизического подобия, либо более точными, основанными на решении дифференциальных уравнений внешнего и внутреннего теплообмена и теплопередачи между поверхностью нагреваемого изделия и внешней средой.

На кафедре МиТОМ института цветных металлов и золота Сибирского федерального университета разработаны программы расчетов нагрева изделий на персональных компьютерах в зависимости от условий внешнего и внутреннего теплообмена, формы и размеров изделий, их материала, учитывающие изменение теплофизических свойств по мере изменения текущей температуры, метода укладки деталей в садках и ряда других факторов.

Алгоритм расчета (рис. 3.2) предусматривает следующие программные блоки:

блок ввода основных технологических режимов нагрева, теплофизических свойств нагреваемого материала, сведений о свойствах внешней (нагревательной) среды, скорости движения газовых потоков при нагреве, форме и размерах нагреваемого изделия и некоторых других факторов;

расчетный блок, предусматривающий определение изменений температуры во времени в нескольких расчетных точках по сечению изделия от поверхности к центру; расчет при этом ведется в циклах по времени и сечению изделия с получением массива данных, характеризующих непрерывное изменение температурного поля в изделии; количество расчетных циклов достигают нескольких сотен, в каждом из которых обеспечивается пересчет теплофизических характеристик стали, зависящих от температуры, а также учет изменяющихся со временем граничных условий теплообмена на поверхности изделия;

блок вывода результатов расчетов, реализующий табличную и графическую форму описания распределения температур в изделии за весь период нагрева, а также конечные сведения о длительности нагрева поверхности изделия и его центральных слоев.

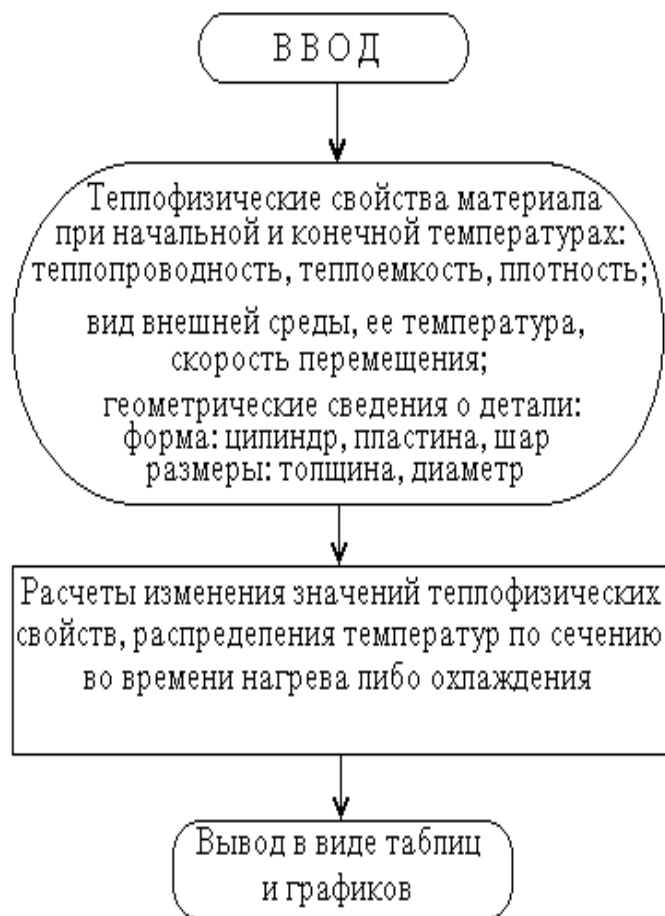


Рисунок 3.2. Укрупненная блок-схема тепловых расчетов нагрева и охлаждения деталей при закалке и других операциях термической обработки

Некоторые преобразования алгоритма позволили создать программу расчета нагрева массива изделий, загружаемых в виде “слоев”. При этом удастся оценить степень неоднородности нагрева наружных и внутренних слоев садки, определить время нагрева до заданной температуры отдельно наружных и внутренних слоев деталей. В основу расчетов положены дифференциальные уравнения теплопроводности:

$$\frac{dt}{d\tau} = a \left(\frac{d^2 t}{dr^2} + \frac{n}{r} \cdot \frac{dt}{dr} \right),$$

где t - текущая температура; τ - текущее время; r - текущее значение радиуса цилиндрического изделия; n - коэффициент формы:

$n = 0$ - для пластины; $n = 1$ - для цилиндра; $n = 2$ - для шара, куба.

Условия теплообмена между внешней средой и поверхностью детали учитываются при расчетах на основе уравнения

$$\frac{dt}{dr} = -\frac{\alpha}{\lambda} [t(R, \tau) - t_c],$$

где α - коэффициент теплоотдачи между средой и поверхностью детали; λ - коэффициент теплопроводности материала изделия; R - характеристический размер изделия (радиус шара, цилиндра, половина толщины пластины); t_c - температура внешней среды.

В качестве нагревающих сред могут использоваться газообразные и жидкие теплоносители, характеризующиеся различными коэффициентами теплоотдачи и в этой связи обеспечивающие нагрев изделия с различными скоростями. Возникающие при этом температурные градиенты по сечению вызывают появление внутренних напряжений, и могут привести к короблению или даже разрушению изделия. Поэтому изделия сложной формы и больших размеров нагревают под закалку с регламентированной скоростью, либо с применением ступенчатого режима нагрева. Например, режущие инструменты из быстрорежущих сталей перед окончательным нагревом в соляных ваннах до температур 1200-1300 °С предварительно подогревают в промежуточной ванне с температурой 800 – 850 °С. Для инструментов крупных размеров и особо сложной формы иногда применяют два или даже три предварительных подогрева (с температурами, соответственно, 400, 850 и 1100 °С).

3.3 Охлаждение при закалке стали

Охлаждение при закалке является одним из важнейших технологических переходов, обеспечивающих развитие мартенситного превращения. Как известно, охлаждение при закалке проводится с максимально высокими скоростями, предотвращающими диффузионный распад переохлажденного аустенита на феррито-цементитную смесь, т.е. скорость охлаждения должна превышать критическую скорость закалки. На изотермической либо термокинетической диаграмме распада переохлажденного аустенита критическая скорость закалки

изображается в виде касательной к С – образным кривым в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита (рисунок 3.3).

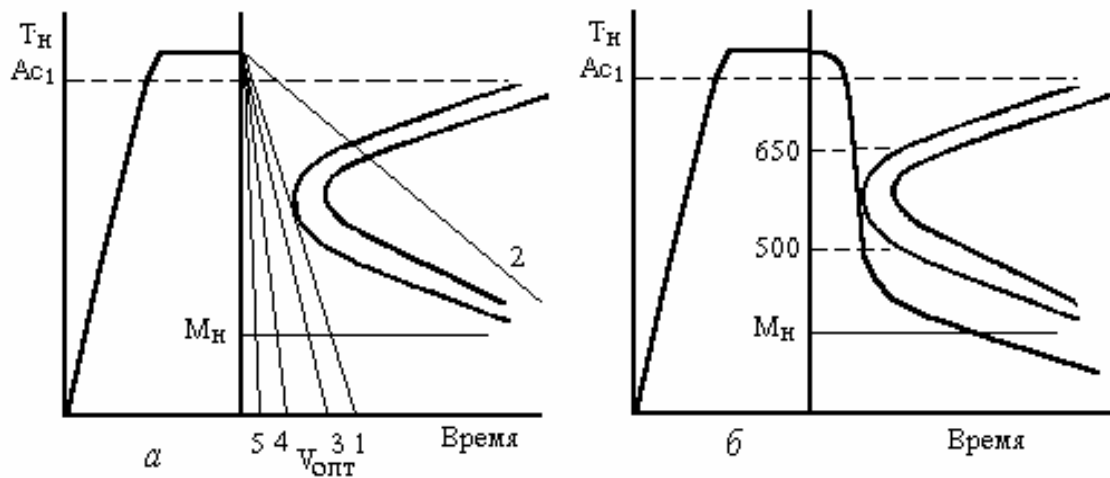


Рисунок 3.3.Схемы назначения оптимальных условий охлаждения при закалке: а - интервал оптимальных скоростей охлаждения; б - оптимальный график охлаждения

Здесь на рисунке 3.3, а линия 1 соответствует охлаждению с критической скоростью, линия 2, пересекающая С-кривые, свидетельствует о том, что уменьшение скорости охлаждения менее критической приводит к диффузионному распаду переохлажденного аустенита, исключая мартенситное превращение, что не соответствует условиям проведения закалки.

Линии 3 – 5, соответствующие скоростям охлаждения, превышающим критическую, обеспечивают развитие мартенситного превращения, подавляя диффузионный распад. Охлаждение со скоростью равной критической также соответствует условиям проведения закалки, но является предельно малой. Отсюда можно сформулировать определение критической скорости закалки стали.

Критической скоростью закалки стали является такая минимальная скорость охлаждения, при которой переохлажденный аустенит в полном объеме претерпевает бездиффузионное мартенситное превращение и не распадается на феррито-цементитную смесь.

Скорость охлаждения при закалке, однако, не должна быть слишком большой, поскольку ее чрезмерное увеличение приводит к росту закалочных внутренних напряжений, что может вызвать коробление изделий или образование трещин. Оптимальный интервал скоростей охлаждения на рисунке 3.3,а

заштрихован. Увеличение скорости охлаждения (линия 5) опасно из-за возникновения избыточного уровня закалочных напряжений.

Причинами возникновения закалочных напряжений являются *термические градиенты* от поверхности вглубь изделия, а также между зонами детали с разным поперечным сечением, а также *неоднородность (неодновременность) развития структурных (мартенситных или иных) превращений* по сечению изделия или в соседних объемах различной толщины. В этой связи следует рассматривать *термические и структурные* напряжения. Наиболее опасными являются структурные напряжения, возникающие при развитии мартенситного превращения при относительно низких температурах (ниже точки M_n), когда пластичность материала предельно низка. Общий уровень закалочных напряжений определяется суммой термических и структурных напряжений независимо от причин их возникновения.

Анализ оптимальных условий охлаждения при закалке (рисунок 3.3, б) показывает, что предельно высокая скорость охлаждения необходима лишь в области минимальной устойчивости переохлажденного аустенита (область температур 650 – 500°C), с целью подавления диффузионного распада, а дальнейшее охлаждение может проводиться с меньшими скоростями (см. пологий участок кривой охлаждения ниже температур 500 – 450°C).

При этом уменьшается температурный градиент по сечению изделия при дальнейшем охлаждении, в том числе в интервале температур развития мартенситного превращения (ниже точки M_n). Это обеспечивает более равномерное развитие мартенситного превращения по сечению, в результате чего снижается уровень возникающих структурных и общее значение остаточных закалочных напряжений.

3.4 Охлаждающие среды

Наиболее широко распространенной классической охлаждающей средой, используемой для закалки, является *вода*. Это объясняется ее широкой распространенностью, доступностью, относительной дешевизной и рядом замечательных теплофизических свойств, позволяющих осуществлять охлаждение со скоростями, превышающими критические скорости закалки многих сталей.

Однако во многих случаях закалочное охлаждение может быть проведено с меньшими скоростями, при которых наряду с формированием мартенситных

структур обеспечивается получение меньшего уровня закалочных напряжений и исключение деформации изделия.

Иногда требуется применение скоростей охлаждения, превышающих возможную охлаждающую способность водопроводной воды. Поэтому к настоящему времени практикой термической обработки сталей и других сплавов определился целый ряд принципиально различных закалочных сред, общую классификацию которых можно представить табл. 3.1.

Таблица 3.1 - Общая классификация охлаждающих сред

Группа охлаждающей среды	Основа охлаждающей среды	Разновидности охлаждающих сред
1	2	3
Жидкие	Вода	Вода водопроводная Растворы неорганических соединений (хлористых солей, щелочей) Растворы органических соединений (водо-растворимых полимеров) Водно-масляные эмульсии Водяной туман
	Масло	Растительные масла Обычные минеральные масла Минеральные масла с улучшающими добавками Минеральные быстроохлаждающие масла Высокотемпературные минеральные масла
	Расплавы солей и металлов	Расплавы индивидуальных солей и их смесей (хлористые соли натрия, калия, бария, кальция, щелочи, азотно- и азоти-стоислые соли натрия и калия) Водно-соляные охлаждающие среды (концентрированные растворы щелочей и др.) Расплавленные металлы (цинк, алюминий и др.)
Газовые	Газы	Технический вакуум Воздух Нейтральные газы Смеси нейтральных и восстановительных газов Защитные атмосферы

	Газожидкостные смеси	Сжатые газы Факельные водо-воздушные потоки Паро-воздушные потоки
--	----------------------	---

Продолжение таблицы 3.1

1	2	3
Твердые тела	Твердые металлы	Плиты, матрицы, формы (возможно охлаждаемые водой) Самопроизвольное охлаждение путем отвода тепла от тонкого поверхностно нагретого слоя вглубь холодного сечения закаливаемого изделия
Газо-твердые фазы	Порошковые смеси твердых взвешенных минеральных частиц	Холодные взвешенные охлаждающие среды (холодный "кипящий слой") Горячие взвешенные охлаждающие среды (горячий "кипящий слой")

Приведенные сведения о закалочных средах свидетельствуют о широких возможностях регулирования условий закалочного охлаждения, в зависимости от требований, предъявляемых к деталям, от свойств термически обрабатываемых материалов и конструктивных особенностей изделий. Еще более широкие возможности открываются перед технологами при разработке технологического процесса в связи с регулированием свойств охлаждающих сред, за счет изменения их температур, количественных соотношений веществ, используемых в охлаждающих средах, скоростных параметров механических потоков сред относительно охлаждаемой поверхности.

В табл. 3.2 приведены ориентировочные выборочные данные о максимальных скоростях охлаждения в некоторых закалочных средах в различных температурных интервалах охлаждения, поясняющие некоторые преимущества тех или иных сред.

Из приведенных данных следует, что повышение температуры воды, используемой при закалке стали, от 18 до 74 °С уменьшает охлаждающую способность ее в интервале температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита (650 – 550°С), практически не изменяя ее в интервале развития мартенситного превращения (300 – 200 °С). Это, во-первых, может не обеспечить подавления диффузионного распада аустенита на феррито-цементитную смесь, а, во-вторых, не исключает образования в период развития мартенситного превращения высокого уровня структурных закалочных напряжений.

Таблица 3.2 – Сведения об охлаждающей способности некоторых закалочных сред

Разновидности закалочных сред	Скорости охлаждения, °C/с, в температурном интервале охлаждения, °C	
	650 - 550	300 - 200
Вода при температуре 18 °C	600	270
Вода при температуре 28 °C	500	270
Вода при температуре 50 °C	100	270
Вода при температуре 74 °C	30	200
10% водный раствор NaOH при 18 °C	1200	300
10% водный раствор NaCl при 18°C	1100	300
Дистиллированная вода	250	200
Вода, насыщенная CO ₂	150	200
Керосин	160-180	40-60
Минеральное масло	100-150	20-50
Сжатый воздух	30	10
Спокойный воздух	3	1

Существенно увеличивается охлаждающая способность при использовании в качестве закалочных сред растворов солей и щелочей, которые могут оказаться весьма эффективными при закалке малоуглеродистых сталей. Особенно большим преимуществом этих сред является высокая степень однородности охлаждения по всей поверхности изделия, что предотвращает появление “пятнистой заковки”.

При этом наиболее целесообразно применение водного раствора поваренной соли, поскольку растворы щелочей (NaOH) ухудшают условия труда работающих. Полное удаление солей из водных сред (случай дистиллированной воды) резко ухудшает их охлаждающую способность. Ухудшает охлаждающую способность закалочных водных сред растворение в воде любых газов. Данные по охлаждающей способности воды, насыщенной углекислотой (табл. 3.2), показывают на вредность содержания избыточного количества газов в закалочных средах.

Принципиальным отличием минеральных масел и других углеводородов в качестве закалочных сред является малая скорость охлаждения в области

температур развития мартенситного превращения, что почти всегда исключает опасность образования закалочных трещин и уменьшает коробление изделий.

Керосин, как более жидкотекучая среда, обеспечивает промежуточные скорости охлаждения (между водой и маслом) в интервале температур развития перлитного превращения. Однако использование керосина в качестве закалочной среды не рекомендуется в связи его пожароопасностью, а в таблице он приводится лишь для сравнения.

Наконец, примерные характеристики струйного охлаждения сжатым воздухом и на спокойном воздухе показывают возможность таких условий проведения закалки лишь для специальных высоколегированных сталей с предельно высокой устойчивостью к распаду переохлажденного аустенита либо для никелевых и некоторых других сплавов.

Необходимо учитывать, что приведенные сведения по скоростям охлаждения являются сугубо ориентировочными и могут иметь место лишь для очень тонких изделий. Реальная скорость охлаждения изделий в различных охлаждающих средах может быть определена экспериментальными либо расчетными методами. Экспериментальные методы используются для первичного установления охлаждающей способности закалочной среды, а оценку процессов охлаждения конкретных изделий определенной формы и размеров целесообразно проводить расчетными методами. Для этой цели существуют общепринятые методики теплотехнических инженерных расчетов.

Одна из таких методик разработана на кафедре МиТОМ ИЦМиЗ СФУ, которая реализована в виде программного обеспечения для компьютеров. Программа позволяет проводить расчеты охлаждения в газовых средах, в воде, масле, в расплавах солей и металлов, в металлических твердых плитах, а также в водо-воздушных средах и непрерывном потоке быстродвижущейся воды. Расчеты основаны на решении дифференциальных уравнений внутреннего и внешнего теплообмена с учетом особенностей поверхностных процессов при контакте закаливаемого изделия с охлаждающей средой.

Наиболее сложные условия теплообмена наблюдаются при закалке изделий в жидких средах, в связи с их способностью к изменению агрегатного состояния (образованию паро-газовых пленок) при контакте с погружаемой горячей поверхностью закаливаемого изделия. В этой связи охлаждение в жидкости разбивается чаще всего на три этапа (рис. 3.4).

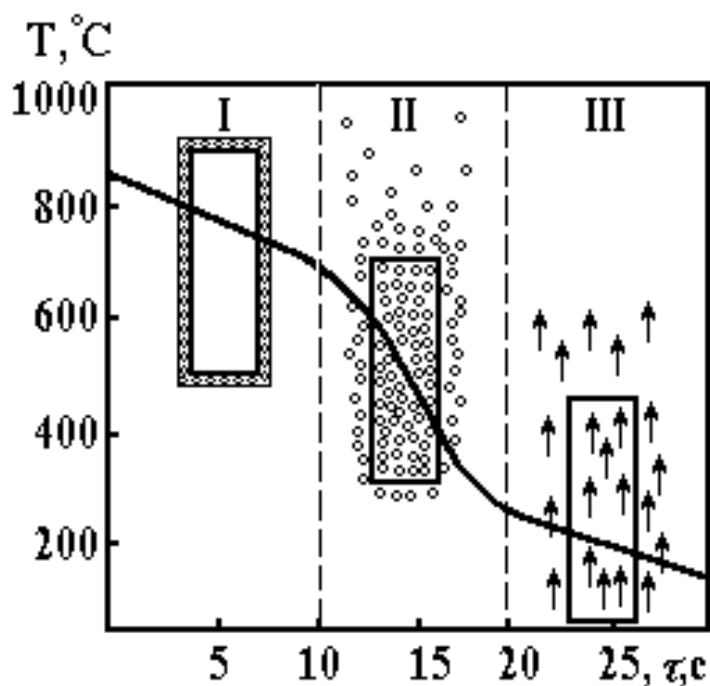


Рисунок 3.4. Фазы теплообмена в жидких охлаждающих средах с температурой кипения значительно ниже температуры закалки: I, II, III - фазы теплообмена (I - пленочное кипение - "паровая рубашка", II - пузырьчатое кипение, III - конвекция)

В момент погружения нагретого до высокой температуры закаливаемого изделия в жидкую охлаждающую среду на охлаждаемой поверхности возникает очень высокий температурный градиент и пропорциональный этому градиенту тепловой поток. При превышении значения теплового потока выше некоторой критической величины наступает внезапное интенсивное испарение жидкости, приводящее к тому, что образующийся пар плотным и тонким слоем покрывает всю поверхность охлаждаемого изделия, отделяя ее физически тонкой газопаровой пленкой ("паровой рубашкой") от объема охлаждающей жидкости (рисунок 3.4, фаза I). Эту стадию охлаждения часто называют *стадией пленочного кипения*.

Теплоотвод от горячей детали к холодной жидкости происходит на этой стадии через достаточно стабильную газовую прослойку, в связи с чем скорость охлаждения в начальный период времени после погружения изделия в охлаждающую среду оказывается невысока.

Толщина паровой рубашки уменьшается по мере охлаждения изделия и уменьшения величины теплового потока через границу раздела, поэтому уже на стадии пленочного кипения скорость охлаждения постепенно возрастает с понижением температуры тела.

Толщину газо-паровой пленки можно регулировать внешним воздействием, например, путем изменения скорости движения жидкости вдоль охлаждаемой поверхности. Поэтому интенсивное перемешивание жидкости или возбуждение в ней колебаний резко увеличивает скорость охлаждения.

По мере уменьшения толщины газо-паровой пленки она становится менее стабильной, способной к разрыву в локальных участках под действием гидростатического давления жидкости. Температура, при которой начинаются прорывы пленки, называется *точкой Лайденфроста*. Она отделяет стадию пленочного кипения от следующей *стадии пузырьчатого кипения*.

Стадия пузырьчатого кипения характеризуется тем, что после прорыва газо-паровой пленки, дальнейший интенсивный теплоотвод обеспечивается в результате возникновения высокой степени турбулентности потоков охлаждающей жидкости, самоорганизующихся в связи с тем, что пузыри, образующиеся у горячей поверхности металла, не могут удерживаться на поверхности, а постоянно уносятся с нее за счет разности в плотности газо-паровой среды и жидкости, что обеспечивает постоянный приток к охлаждаемой поверхности новых порций холодного жидкого охладителя.

Высокие скорости движения пузырей, постоянно уносящих с собой большое количество отводимого тепла, обеспечивают очень высокие скорости охлаждения (рис. 3.4, участок II).

Стадия пузырьчатого кипения характеризуется высокой плотностью теплового потока. Длительность стадии пузырьчатого кипения зависит от температуры кипения жидкости, ее вязкости и других свойств.

Стадия пузырьчатого кипения оканчивается при температурах несколько выше физической температуры кипения охлаждающей жидкости, после чего продолжение теплоотвода определяется лишь конвективным режимом теплообмена при ламинарном перемещении охлаждающих потоков среды относительно охлаждаемой поверхности (рис. 3.4, стадия III). Эта стадия носит название *ламинарного конвективного теплообмена*. Скорость охлаждения на третьей стадии самая низкая, даже по сравнению со стадией пленочного кипения. Ее протекание поддается регулированию.

Скорость охлаждения может быть изменена за счет перемешивания охладителя. Однако чаще всего охлаждение ниже температур кипения жидкости уже ускорять не требуется, а малые скорости охлаждения в период развития

мартенситного превращения лишь благоприятно сказываются на уровне напряженного состояния стали после закалки.

Жидкости, не имеющие температуры кипения в используемом температурном интервале охлаждения (расплавленные металлы, расплавы солей и щелочей), не имеют перегибов на кривой, и скорость охлаждения в них изменяется лишь за счет уменьшения разницы температур между постоянно снижающейся температурой поверхности охлаждаемого изделия и неизменной температурой охлаждающей среды.

Поэтому охлаждение в *некипящих* жидких средах существенно может отличаться по своей эффективности от масла, воды и иных кипящих жидкостей.

Охлаждение при закалке в холодных штампах при непосредственном контакте с массивным твердым телом напоминает охлаждение в некипящих жидкостях, однако оно может характеризоваться различной интенсивностью теплообмена в связи с возможным наличием на поверхностях раздела между охлаждаемым изделием и поверхностью массивного охлаждающего тела различных промежуточных пленок, препятствующих теплообмену между ними.

Охлаждение тонкого поверхностного слоя, например, при закалке с лазерным нагревом, происходит за счет теплопередачи тепла от быстро нагретого поверхностного слоя к холодному массивному объему изделия по механизму теплопроводности.

В этом случае охлаждение развивается со скоростями, превышающими скорость охлаждения тонких изделий в массивных холодных штампах, поскольку между нагретым тонким слоем и массивной сердцевиной изделия отсутствуют какие-либо тепловые преграды в виде пленок окислов, воздушных зазоров и т.п., которые имеют место при закалке изделий между плитами холодных закалочных штампов.

Глава 4

ПРОКАЛИВАЕМОСТЬ ПРИ ЗАКАЛКЕ

4.1 Прокаливаемость стали и методы ее регулирования

Под прокаливаемостью понимается способность стали получать мартенситную структуру при закалке на определенной глубине от поверхности изделия.

Явление прокаливаемости обусловлено объективными физическими закономерностями и соотношениями внутреннего и внешнего теплообмена при закалке изделия с кинетическими особенностями развития фазовых превращений в стали в период закалочного охлаждения. При закалке глубина закаленного слоя оказывается значительно меньше, чем поперечное сечение детали. Это связано с различием скоростей охлаждения поверхностного слоя и сердцевины изделия.

Если при закалке скорость охлаждения на поверхности закаливаемого изделия (или образца) всегда должна быть выше критической, то в сердцевине она может оказаться меньше ее. В этом случае поверхность получает мартенситное строение, а в сердцевине переохлажденный аустенит претерпевает распад по диффузионному механизму.

Анализ кривых охлаждения поверхности изделия и его слоев, соответствующих разной глубине от поверхности (рис. 4.1.), показывает, что слои металла, непосредственно примыкающие к поверхности и располагающиеся на некотором расстоянии от нее, (точки 1,2,3,4 на схеме *а*, и соответствующие кривые на схеме *б*), охлаждаются со скоростями большей или равной критической скорости закалки (точка 4).

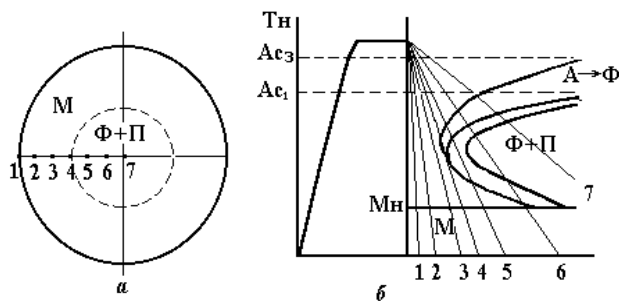


Рисунок 4.1. Результаты анализа явления прокаливаемости с использованием С-образной диаграммы

Поэтому закаленный слой детали, определяющий величину прокаливаемости, ограничивается расстоянием от поверхности до точки 4. Более глубокие слои (точки 5,6 и далее до центра) охлаждаются со скоростями, меньшими критической (кривые соответствующие графикам охлаждения в этих точках на схеме б пересекают С-образные линии диаграммы), в связи с чем в этих слоях образуются продукты диффузионного распада различной степени дисперсности (троостит, сорбит или перлит).

Если на поперечном сечении массивного цилиндра (рис. 4.2) изобразить кривую изменения реальной скорости охлаждения при закалке от поверхности к центру изделия, а в виде горизонтальной линии показать значение критической скорости закалки конкретной стали, то точки пересечения этих линий покажут фактическое значение прокаливаемости (заштрихованный слой).

Изменение значения критической скорости закалки вверх (а) или вниз (в) по сравнению с обычными сталями средней прокаливаемости (б) приводит к изменению прокаливаемости. Аналогичные результаты могут быть получены, если изменять положение кривой, описывающей распределение реальной скорости охлаждения по сечению изделия. Ускорение охлаждения в этой связи также должно увеличивать прокаливаемость, а использование более “мягких” охладителей (например, масла вместо воды) приведет к ее уменьшению.

Из приведенных данных следует, что регулировать прокаливаемость можно двумя путями: изменением устойчивости переохлажденного аустенита к распаду и применением методов, ускоряющих закалочное охлаждение.

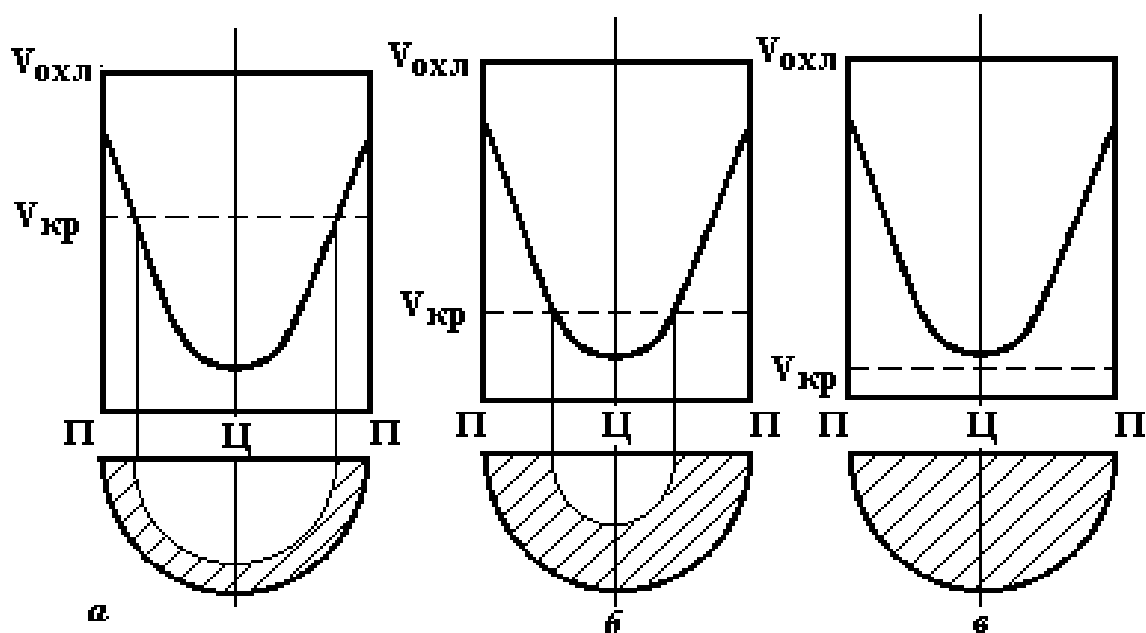


Рисунок 4.2. Влияние значения критической скорости закалки на глубину закаленного слоя для сталей: а - пониженной прокаливаемости; б - средней прокаливаемости; в - сквозной прокаливаемости

Повышение устойчивости переохлажденного аустенита к распаду может быть достигнуто за счет легирования любыми легирующими элементами, за исключением кобальта, микролегирования стали бором (тысячными долями процента), а также технологическими методами (повышение температуры нагрева под закалку и увеличение длительности выдержки).

Рост зерна аустенита, уменьшение протяженности межзеренных границ, повышение степени однородности его химического состава при повышении температуры нагрева под закалку и увеличении длительности выдержки затрудняет распад аустенита после переохлаждения, уменьшает критическую скорость закалки и, следовательно, увеличивает прокаливаемость.

Однако использование высокотемпературного нагрева вызывает излишний рост размеров зерна, способствуя уменьшению комплекса механических свойств стали после закалки и последующего отпуска, что нежелательно.

В связи с этим такой путь регулирования прокаливаемости можно использовать ограниченно. Очень осторожно следует применять другой технологический путь регулирования прокаливаемости - ускорением закалочного охлаждения. Он может быть использован только до той степени, пока в изделии

не образуются предельно высокие закалочные напряжения, приводящие к образованию трещин. Допустимо ускорять охлаждение путем перемешивания охлаждающей среды мешалками или сжатым воздухом, наложением вибраций или введением ультразвуковых колебаний. В некоторых случаях используют ускоренное охлаждение только в ограниченном интервале температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду (прерывистая закалка через воду в масло), уменьшая опасность образования закалочных трещин в период развития мартенситного превращения (вторая стадия охлаждения - в масле).

Таким образом, основным методом регулирования прокаливаемости является легирование стали. Для наибольшего повышения прокаливаемости и получения сталей сквозной прокаливаемости используют комплексное легирование несколькими компонентами (стали 5ХНМ, 45ХН2МФА и др.). Для получения сталей регламентированной (ограниченной) прокаливаемости (сталь 58, бывш. 55ПП и др.) стремятся максимально исключить легирующие компоненты из стали, в том числе кремний и марганец.

4.2 Основные характеристики прокаливаемости и методы их определения

В качестве количественных характеристик прокаливаемости применяют термины: *глубина закаленного слоя, полоса прокаливаемости, критический диаметр и идеальный критический диаметр*. Глубина закаленного слоя может быть определена прямым исследованием закаленного образца по излому, макроанализом шлифа, исследованием микроструктуры по сечению или измерением твердости в его сечении от поверхности к центру (рис. 4.3). За величину прокаливаемости принимают в этом случае расстояние от охлаждаемой поверхности до слоя с полумартенситной структурой (50% мартенсита и 50% троостита). Исследованиями показано, что твердость стали в такой зоне резко снижается от 55 - 65 HRC до 35 - 45 HRC, определяя границу закаленного слоя (рис. 4.3, а). В ряде случаев прокаливаемость оценивают только зоной со 100% мартенсита. В этом случае глубина закаленного слоя будет несколько меньше. Однако в большинстве случаев отличия эти не очень существенны.

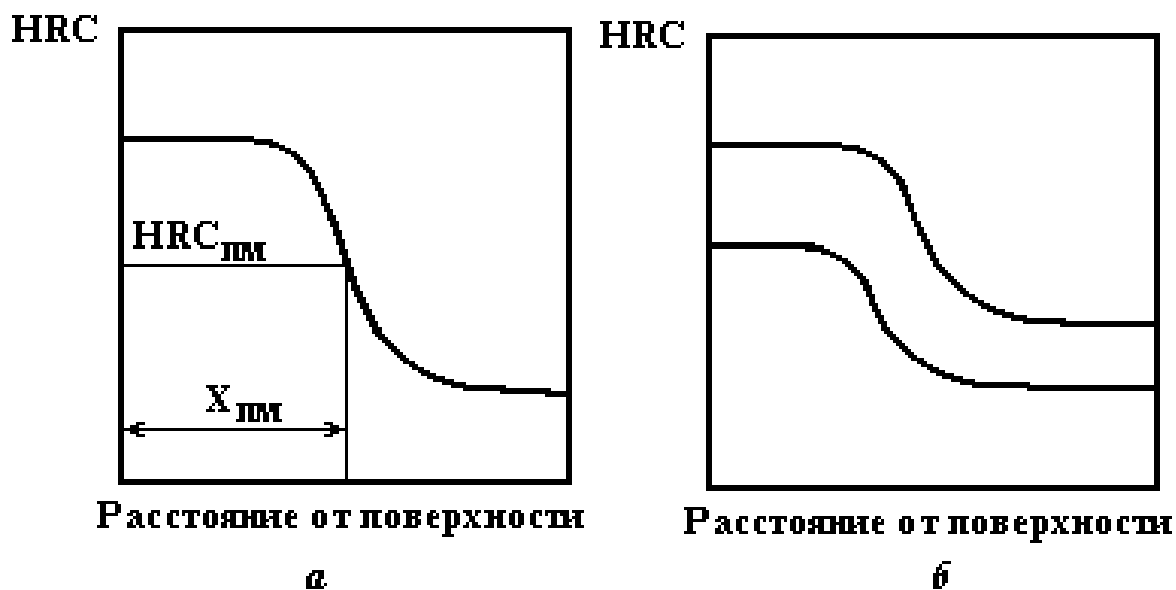


Рисунок 4.3. Схема определения глубины закаленного слоя (а) и общий вид полосы прокаливаемости (б)

Полоса прокаливаемости – вторая ее количественная характеристика, является результатом статистической обработки множества экспериментальных данных по определению прокаливаемости для одной марки стали, но изменяющей свой химический состав в пределах требований государственных стандартов, включая минимальные и максимальные отклонения.

В этом случае при получении полосы прокаливаемости в координатах: твердость - расстояние от поверхности, сначала указывают все без исключения точки, соответствующие распределению по сечению твердости всех испытанных образцов, а затем проводят две кривые, ограничивающие снизу и сверху массивы точек, образуя *полосу*. Сами точки после этого опускают, в результате чего полоса прокаливаемости получает вид, представленный на рис.4.3, б.

Во многих случаях глубина закаленного слоя на конкретной детали зависит от ее размеров, что не позволяет эту характеристику надежно использовать для характеристики прокаливаемости, в качестве свойства стали.

Для исключения влияния размеров детали на прокаливаемость используют понятие *критического диаметра*, т.е. такого максимального диаметра образца, который закаливается насквозь в данном виде охладителя.

Определение критического диаметра производится путем закалки набора образцов различного диаметра, последующей их разрезки и изучения структуры или твердости сердцевины на предмет проверки сквозной закалки.

При этом в качестве величины критического диаметра принимают размер самого большого образца, в сердцевине которого не обнаружено продуктов диффузионного распада.

Для определения критического диаметра может быть использован ступенчатый образец (рис. 4.4), который после закалки разрезают вдоль оси, после чего измеряют максимальное сечение, в сердцевине которого не имеется троостита. Экспериментальное определение критического диаметра весьма трудно.

Поэтому его часто находят расчетным путем, используя для этого понятие *идеального критического диаметра*, представляющего собой такой максимальный диаметр образца, который закаливается насквозь в *идеальном*

охладителе. *Идеальный охлаждаватель* - понятие условное, которое соответствует мгновенному понижению температуры поверхности образца до температуры охлаждающей среды. Дальнейшее охлаждение образца происходит только за счет теплопроводности металла при постоянной температуре поверхности.

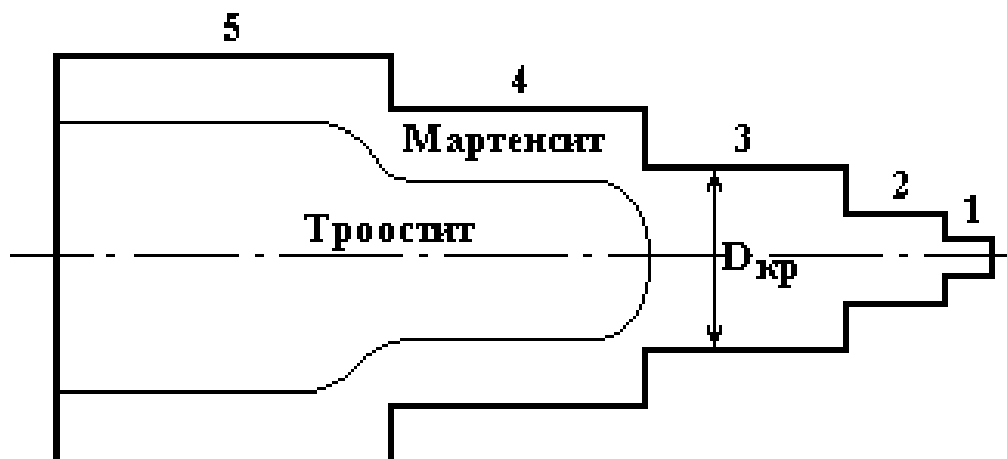


Рисунок 4.4. Схема определения критического диаметра на ступенчатом образце: сечение 3 соответствует максимальному диаметру, закаленному насквозь

При закалке в идеальном охладителе скорость охлаждения детали была бы наибольшей. Поэтому идеальный критический диаметр всегда больше реального критического диаметра, получаемого в результате закалки в любом существующем охладителе. Идеальный диаметр определяют расчетом, а реальные критические диаметры для любой закалочной среды получают с помощью *номограммы Блантера* (рис. 4.5).

В основу построения номограммы положена обратная линейная зависимость между логарифмом идеального критического диаметра и логарифмом отношения предельного значения критической скорости закалки (принятой при построении диаграммы, равной 50000 °C/с) и текущим ее значением, через коэффициент пропорциональности В, равный 0,5:

$$\lg d = B \cdot \lg \frac{V_k^0}{V_k^i}.$$

Линии номограммы, отвечающие реальным охлаждающим средам, (от 5 % раствора NaOH в воде до масла, и далее до спокойного воздуха), построены аналогичным образом.

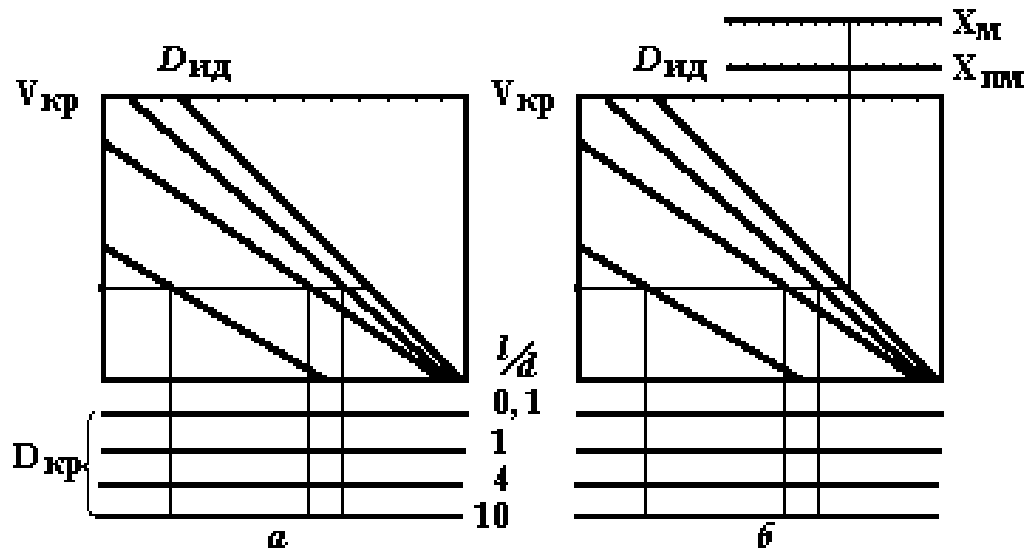


Рисунок 4.5. Схемы построения и использования номограммы Блантера для определения прокаливаемости: по критической скорости закалки (а); по результатам экспериментов методом торцевой пробы (б)

При этом предельное значение критической скорости закалки () уменьшается до $1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для вязкого масла и до $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для спокойного воздуха, а коэффициент В принимает значения 0,6-0,8. Параллельно шкале идеального критического диаметра номограмма содержит еще 4 шкалы, соответствующие различной форме изделий (длинный цилиндр - $l/d=10$, короткий цилиндр $l/d=4$, шар или куб $l/d=1$ и диск - $l/d=0,1$).

Номограмма может использоваться для определения прокаливаемости по результатам анализа термокинетических либо изотермических диаграмм превращения переохлажденного аустенита любых сталей. Для определения критического диаметра при заданной форме детали и известной закалочной среде необходимо предварительно рассчитать критическую скорость закалки по соответствующей диаграмме превращения переохлажденного аустенита, а затем, отложив на оси ординат номограммы Блантера соответствующее значение V_k ,

провести горизонтальную линию до пересечения с линией номограммы, соответствующей заданной охлаждающей среде (рис. 4.5,а). Точка пересечения определяет значение критического диаметра на нижней выбранной шкале для тела соответствующей формы.

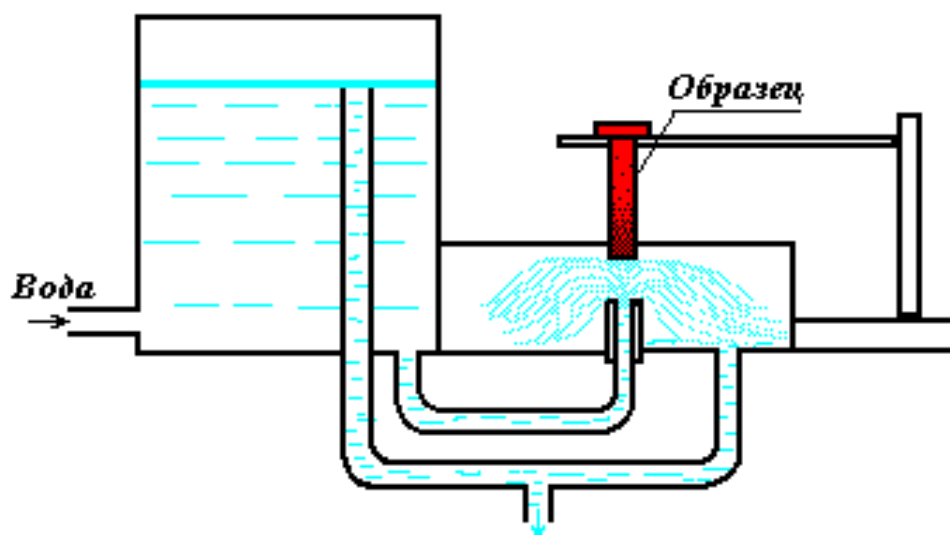


Рисунок 4.6. Схема установки для определения прокаливаемости методом торцевой пробы

Другой способ определения прокаливаемости (рис. 4.5,б) основывается на экспериментальном методе торцевой пробы еще одной (вспомогательной) характеристики прокаливаемости - расстояние до полумартенситной зоны ($X_{\text{пм}}$). Метод торцевой пробы (*метод Джомини*) является стандартным и наиболее широко используется в промышленности (рис. 4.6).

Для определения прокаливаемости используют образец диаметром 25 мм и длиной 100 мм. Для обеспечения возможности подвески образца он имеет заплечики на одном конце диаметром 20 - 30 мм толщиной 3,0 мм. После нагрева образец подвешивается для охлаждения стабилизированной водяной струей в специальной установке (рис. 4.6). Установка имеет бак для воды со сливом, обеспечивающий постоянство давления в охлаждающей водяной струе. Диаметр вертикальной трубки, формирующей охлаждающую струю, равен 12,5 мм. Такое же расстояние должно быть между соплом (торцом трубки) и поверхно-

стью торца охлаждаемого образца. Водяная струя регулируется предварительно на высоту водяного фонтана 65 мм. Допускается некоторое превышение высоты фонтана, что не оказывает влияния на результаты испытания. После окончания охлаждения на боковой поверхности образца затачивается ровная поверхность, на которой производятся измерения твердости по Роквеллу на разных расстояниях от охлаждаемого торца. По результатам испытания строят кривую распределения твердости (рис. 4.7), на которой откладывают известное для соответствующей марки стали значение твердости полумартенситной зоны (табл. 4.1).

Точка пересечения кривой с уровнем твердости полумартенситной зоны дает значение $X_{\text{пм}}$ (характеристическое расстояние до полумартенситной зоны), используемое для работы с номограммой Блантера.

Используя полученное значение $X_{\text{пм}}$, по номограмме Блантера (рис. 4.5, б) можно определить значения критических диаметров для любых охлаждающих сред, предусмотренных номограммой, и форм изделия.

Учитывая, что номограмма Блантера имеет математическую основу и эмпирические зависимости, выраженные в соответствующих шкалах, она может быть представлена в виде расчетной программы для ЭВМ. Такая программа разработана на кафедре МиТОМ ИЦМиЗ СФУ.



Таблица 4.1

Содержание углерода в стали, %	Твердость полумартенситной зоны, HRC
--------------------------------	--------------------------------------

0,18 - 0,25	25
0,23 - 0,27	30
0,28 - 0,32	35
0,33 - 0,42	40
0,43 - 0,52	45
0,53 - 0,62	50

Рисунок 4.7. Кривая распределения твердости по длине образца в методе торцевой закалки

В составе учебно-методического комплекса по термической обработке металлов имеется разработанная программа BLANTER, позволяющая по торцевой пробе получить расчетные значения критической скорости закалки, критических диаметров при закалке в воде, масле, при охлаждении на воздухе, в том числе при оценке прокаливаемости на структуру 100% мартенсита или 50% мартенсита + 50% троостита.

4.3 Прокаливаемость алюминиевых сплавов

Для алюминиевых сплавов, являющихся представителями группы сплавов, закаливаемых без полиморфного превращения, под прокаливаемостью понимают способность сплава после закалки сохранять в сердцевине заготовок и изделий такую степень пересыщения твердого раствора, которая при последующем старении обеспечила бы достижение требуемого уровня механических свойств.

В этой связи прокаливаемость алюминиевых сплавов находят методом пробной закалки, при котором после выполнения закалки и старения определяют механические свойства по сечению изделия (темплета) и сопоставляют полученные значения в соответствующих точках сечения. За глубину прокаливаемости принимают расстояние от поверхности до слоев сечения, в которых снижение прочностных свойств по сравнению с поверхностными слоями не превышает 5%.

Поскольку прокаливаемость алюминиевых сплавов, как и сталей, зависит от размеров и формы изделия, то сравнительную оценку прокаливаемости более правильно проводить по величине критического диаметра, т.е. такого мак-

симального диаметра прутка, для которого у данного сплава снижение механических свойств, обусловленное явлением прокаливаемости по всему сечению, не превышает тех же пяти процентов. Экспериментально полученные значения критического диаметра для основных термически упрочняемых алюминиевых сплавов следующие:

В96ЦЗ - 100 мм; В95, ВАД23 - 120 мм; Д1, Д16, ВД17, Д19, 1191, М40, Д20, 1201, АВ, АК6, АК8, 1960 - 150 мм; АК4-1 - 250 мм; В93 (закалка в воде 75 - 85 °С) - 200 мм. Приведенные значения могут несколько изменяться в зависимости от колебания химического состава в пределах требований стандартов.

Глава 5

СПОСОБЫ ЗАКАЛКИ СТАЛИ

Существует несколько принципов классификации закалки стали, основанных на технологических особенностях ее выполнения. С учетом способов нагрева конкретных изделий и доли объема детали, нагреваемой под закалку, различают *объемную, поверхностную и местную* закалку.

Объемная закалка производится путем нагрева изделия по всему сечению в нагревательных печах с последующим ускоренным охлаждением в закалочных баках. Если требуется осуществить закалку только части объема изделия, например, только ее рабочей части, то такую закалку называют *местной*. Если закалке подвергается лишь тонкий поверхностный слой детали, то в этом случае закалка носит название *поверхностной*.

Поверхностную закалку классифицируют по способам нагрева, связанным с использованием различных высококонцентрированных тепловых источников, как правило, основанных на новых физических явлениях. Ее видами являются: индукционная закалка (закалка токами высокой частоты), закалка с электронно-лучевым, лазерным, плазменным нагревом и т.д. Однако наиболее

распространенным принципом классификации является *способ охлаждения* при закалке.

Такая классификация может быть распространена как на объемную, местную, так и на поверхностную закалку (рис. 5.1). Закалка может быть *непрерывной* (закалка в одном охладителе), *прерывистой* (например, в двух охладителях - через воду в масло), *ступенчатой*, *изотермической*, *с подстуживанием*, *с обработкой холодом*, *с самоотпуском*

5.1. Способы объемной закалки

Непрерывная закалка

Непрерывная закалка является наиболее распространенным способом закалки. При ее осуществлении используется лишь одна охлаждающая среда во всем интервале температур закалочного охлаждения (рис. 5.1,*а*).

Примерами закалки в одном охладителе является закалка углеродистых сталей в воде или легированных сталей - в масле.

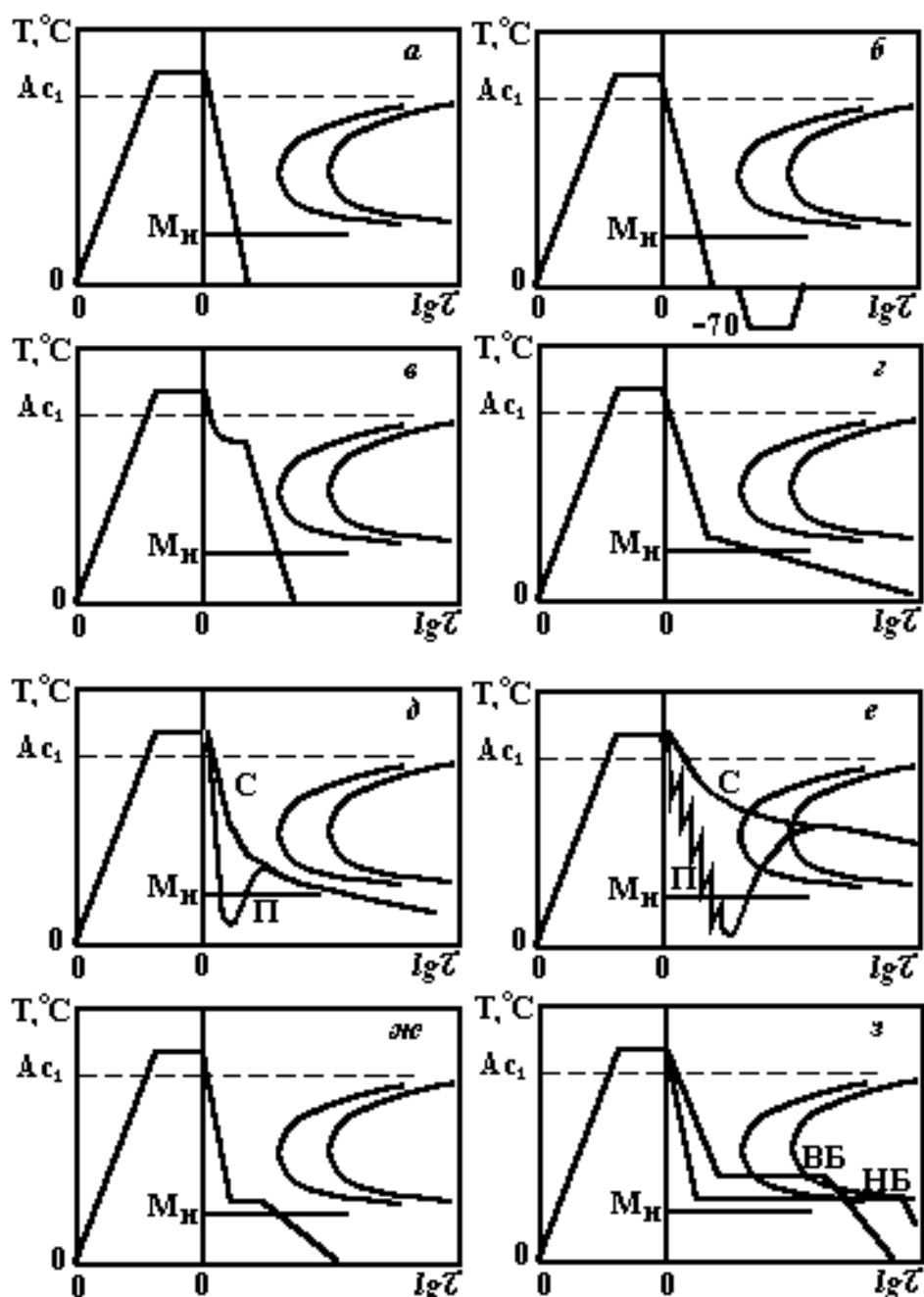


Рисунок 5.1. Способы заковки стали:

а - непрерывная; б- с обработкой холодом; в - с подстуживанием; г - прерывистая (через воду в масло); д - с самоотпуском; е - сорбитизация ходовых колес; ж - ступенчатая; з - изотермическая

Достоинством такой заковки, обеспечивающим ее наиболее широкое использование в практике промышленного производства, является простота выполнения.

Кроме того, заковка в одном охладителе гарантирует строго определенный график охлаждения изделия, который трудно нарушить исполнителем, что

гарантирует стабильность качества продукции. Однако последнее преимущество превращается в недостаток в том случае, если требуется регулировать скорость охлаждения в различных интервалах температур, для чего приходится применять иные способы закалки. Необходимость регулирования условий охлаждения при закалке возникает в связи с тем, что при закалке в одном охлаждающем теле, например в воде, скорость охлаждения в мартенситном интервале температур может оказаться слишком высокой.

В результате этого возникающие градиенты температур по сечению изделия и неодновременно развивающееся мартенситное превращение на поверхности и в более глубоких слоях металла, вызывают образование высокого уровня закалочных напряжений, что сопровождается короблением изделий или появлением трещин. После непрерывной закалки большинство сталей получает такую структуру, как мартенсит и остаточный аустенит, т.е. типичную структуру закаленной стали.

Закалка с обработкой холодом

В том случае, если количество остаточного аустенита в результате закалки оказывается слишком большим (это наблюдается в случае закалки высоколегированных сталей или даже углеродистых, но при использовании слишком высоких температур нагрева под закалку), то после закалки производят обработку при температурах ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 5.1,б). Такое сочетание операций называют *закалкой с обработкой холодом*.

Теоретической основой закалки с обработкой холодом является то, что остаточный аустенит, сохраняющийся в стали после закалки до комнатной температуры, является термодинамически неустойчивым, и способным к мартенситному превращению при дальнейшем понижении температуры ниже $0\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Поэтому, применение обработки холодом с целью уменьшения количества остаточного аустенита возможно только для тех сталей, у которых точка конца мартенситного превращения (M_K) лежит ниже комнатной температуры (рис. 5.2).

Для углеродистых сталей это соответствует сталям с содержанием углерода более 0,55 - 0,60%. Для сталей с меньшим содержанием углерода такая

обработка не приводит к уменьшению количества остаточного аустенита, поскольку после охлаждения до комнатной температуры уже была достигнута точка конца мартенситного превращения, ниже которой превращение продолжаться не может. При оценке применимости обработки холодом для легированных сталей следует руководствоваться табличными значениями мартенситных точек стали.

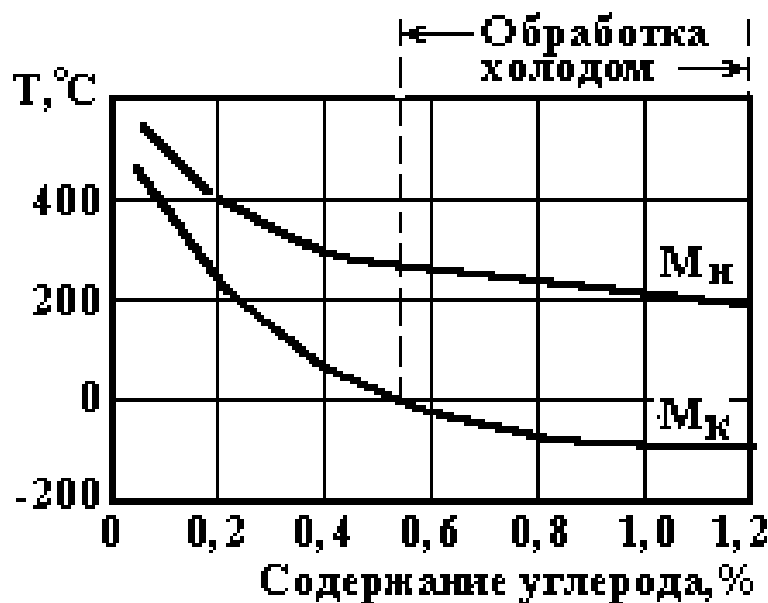


Рисунок 5.2. Мартенситная диаграмма, показывающая область составов углеродистых сталей, к которым возможно применение обработки холодом

Закалку с обработкой холодом следует применять в том случае, если остаточный аустенит недопустим в структуре готового изделия. Например, известно, что остаточный аустенит в структуре готового режущего инструмента снижает его режущую стойкость по нескольким причинам.

Во-первых, остаточный аустенит характеризуется меньшей износостойкостью по сравнению с мартенситом. Во-вторых, наличие в структуре большого количества остаточного аустенита уменьшает теплопроводность стали, в результате чего ухудшаются условия теплоотвода в процессах резания на режущей кромке, обеспечивая ее избыточный разогрев. Разогрев режущей кромки инструмента приводит к ее усиленному износу.

В-третьих, остаточный аустенит недопустим в структуре стали в том случае, если при эксплуатации изделия создаются условия, при которых он самопроизвольно может претерпевать мартенситное превращение, приводя к изме-

нению линейных размеров изделий и вызывая возникновение дополнительных структурных напряжений.

Это, например, относится к мерительным инструментам (калибрам, шаблонам и др.), изменение размеров которых нарушает точность соответствующих измерений.

Еще более опасно самопроизвольное изменение размеров деталей шарико- и роликоподшипников, изготовленных с высокой размерной точностью из высокоуглеродистых хромистых сталей, у которых содержание остаточного аустенита после закалки может достигать 15 - 20% , а их эксплуатация часто сопряжена с работой в зимних условиях. Рост размеров шариков на несколько микрометров в результате развития мартенситного превращения остаточного аустенита приводит к расклиниванию подшипников и их разрушению.

Технология обработки холодом предусматривает охлаждение изделия непосредственно после закалки до температур от минус 60 до минус 70 °С. Более низкие температуры не приводят к дальнейшему уменьшению количества остаточного аустенита, поскольку для большинства сталей точка конца мартенситного превращения не опускается ниже этих температур. Обработку холодом чаще всего проводят в специальных охлаждающих установках, построенных на основе многокаскадных тепловых труб, аналогичных каскаду обычного бытового холодильника с использованием в каждом из каскадов различных хладагентов, обеспечивающих постепенное понижение температур от каскада к каскаду.

В некоторых случаях более просто технологически проводить обработку холодом непосредственно в жидком хладагенте, в качестве которого может быть использован жидкий азот, либо смеси его с углеводородами типа спирта, ацетона и др. Температура кипения жидкого азота составляет минус 196 °С, а в смеси с углеводородами могут быть получены промежуточные температуры от минус 196 до плюс 20°С.

При назначении технологии обработки холодом следует учитывать, что ее эффективность зависит от длительности перерыва между закалкой и охлаждением до минусовых температур, что связано с явлением *стабилизации аустенита* (см. “особенности мартенситного превращения”). Поэтому наиболее полное устранение остаточного аустенита может быть достигнуто, если обработку холодом провести непосредственно после закалки. Однако в этом случае

имеется опасность образования трещин, поскольку продолжение мартенситного превращения при “замораживании” стали увеличивает уровень закалочных напряжений. Уменьшение опасности образования трещин достигается в том случае, если между операциями закалки и обработки холодом провести низкотемпературный отпуск, уменьшающий напряжения. Конечно, это приводит к более существенной стабилизации аустенита и связанному с этим снижению эффективности обработки холодом.

Уменьшение уровня закалочных напряжений и снижение опасности образования *закалочных трещин* является той целью, которая преследуется при разработке разнообразных вариантов закалочного охлаждения, отличающегося от основного способа непрерывной закалки.

Закалка с подстуживанием

Одним из способов, обеспечивающих относительно низкий уровень закалочных напряжений, является *закалка с подстуживанием* (рис. 5.1, в). Наиболее широко этот способ применяется при закалке крупногабаритных массивных деталей, особенно сложной конфигурации, а также в случае закалки цементуемых изделий непосредственно после газовой цементации и нитроцементации. Подстуживание производят обычно на воздухе или в камерах (зонах) подстуживания. Этим приемом удастся уменьшить градиент температур по сечению изделия, возникающий после его погружения в закалочную среду, а следовательно и уровень термических и структурных закалочных напряжений.

Медленное охлаждение, соответствующее этапу подстуживания, можно проводить только до той степени, пока в материале изделия не начинается интенсивный процесс диффузионного распада аустенита (рисунок 5.1, в).

Однако при этом может выделяться избыточное количество карбидов легирующих элементов, снижая, таким образом, степень легированности переохлажденного аустенита. Это уменьшает количество сохраняющегося после закалки остаточного аустенита, а выделяющиеся при подстуживании карбиды могут увеличивать износостойкость стали.

Прерывистая закалка

Наиболее эффективное уменьшение уровня закалочных напряжений может быть достигнуто применением *прерывистой закалки* (закалки в двух охладителях), примером которой может явиться *закалка через воду в масло* (рис. 5.1, з). Нагретое до закалочных температур изделие сначала погружают на несколько секунд в воду, а затем немедленно переносят его во вторую охлаждающую среду - масло.

Таким образом, обеспечивается быстрое охлаждение в области температур минимальной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду (650 – 500 °С) и последующее относительно медленное охлаждение в области температур развития мартенситного превращения (300 – 200 °С) (рисунок 5.1, з). В этом отношении график охлаждения при *закалке через воду в масло* является наиболее близким к идеальным условиям закалочного охлаждения, обеспечивающим минимальный уровень закалочных внутренних напряжений.

Однако такие качества проявляются только при условии очень точного выполнения планируемого графика, а это в реальных условиях оказывается зависимым от квалификации рабочего, его мастерства и других субъективных факторов. Некоторая передержка изделия в воде на первом этапе охлаждения может привести к переходу участка быстрого охлаждения в мартенситный интервал температур, что может вызвать образование трещин или усиленное коробление.

В другом случае, некоторая недодержка изделия в воде может привести к диффузионному распаду переохлажденного аустенита, что приведет к пониженной твердости изделия. Несмотря на это, закалка через воду в масло очень широко применяется при термической обработке режущих и штамповых инструментов, изготовленных из инструментальных легированных высокоуглеродистых сталей типа У7, У8, У10, У12 и др. Структура стали после закалки обычная для закаленных изделий: мартенсит и остаточный аустенит. При этом, правильно выполненная прерывистая закалка обеспечивает невысокий уровень закалочных напряжений.

Закалка с самоотпуском

В том случае, если при прерывистой закалке быстрое охлаждение, например в воде, провести таким образом, чтобы температура на поверхности изделия опустилась ниже точки начала мартенситного превращения, а сердцевина осталась горячей и затем выдать изделие на воздух, то тепло, сохранившееся в центральных объемах детали, перераспределится на поверхность и повысит ее температуру. При этом произойдет частичный распад мартенсита, обеспечив протекание процессов *отпуска*.

Такая технология носит название *закалки с самоотпуском* (рисунок 5.1, д). Закалка с самоотпуском - одна из наиболее древних разновидностей закалки, которая в течение длительного времени рассматривалась лишь в качестве одного из технологических приемов металлургического искусства. Она не могла быть широко использована в качестве массовой технологической операции промышленного производства, поскольку качество изделий после такой обработки целиком зависит от субъективных данных исполнителя.

Примером применения закалки с самоотпуском является закалка слесарных зубил из стали У7 - У8, при которой отогрев режущей кромки за счет тепла сердцевины должен обеспечить достижение температуры 230 - 250 °С, при которой в стали формируется структура отпущенного мартенсита. Это обеспечивает сочетание высокой твердости и износостойкости при низком уровне остаточных напряжений.

В настоящее время развитие автоматизированных систем управления технологией закалки позволяет строго регламентировать все технологические переходы закалки, включая нагрев, выдержку и все этапы охлаждения, что сделало закалку с самоотпуском одной из перспективных технологий, широко используемых при закалке токами высокой частоты, а также при получении термически упрочненных полуфабрикатов и изделий в едином цикле горячей обработки давлением и термической обработки.

Внедрению способов закалки с самоотпуском способствуют разработанные в последнее время методы моделирования и расчетов теплообменных процессов на ЭВМ, которые позволяют с высокой степенью точности устанавливать технологические параметры нагрева, интенсивности и длительности охлаждения с целью сохранения в объеме детали строго определенного количества тепла, достаточного для самоотпуска стали. Одна из таких программ разработана на кафедре МиТОМ ИЦМиЗ СФУ ("ТЕРЛО"). Различные варианты этой

программы позволяют вести расчеты при охлаждении в воде, потоке воздуха, водо-воздушных смесях с различной степенью увлажнения струи и быстро движущемся потоке воды.

Разновидностью закалки с самоотпуском является *сорбитизация*, которая применяется для термического упрочнения проката, головок железнодорожных рельсов и ободов ходовых стальных колес для железнодорожного транспорта, грузоподъемных кранов и др. Установки для сорбитизации сортового проката и железнодорожных рельсов чаще всего устанавливаются в потоке прокатки на технологической линии прокатного стана в виде душирующего охладительного устройства заданной длины (рисунок 5.3), что при известной скорости перемещения изделия в потоке прокатки, обеспечивает строго регламентированную длительность охлаждения его поверхности с температур окончания горячей прокатки, до температур развития мартенситного превращения в поверхностных слоях при сохранении горячей сердцевины.

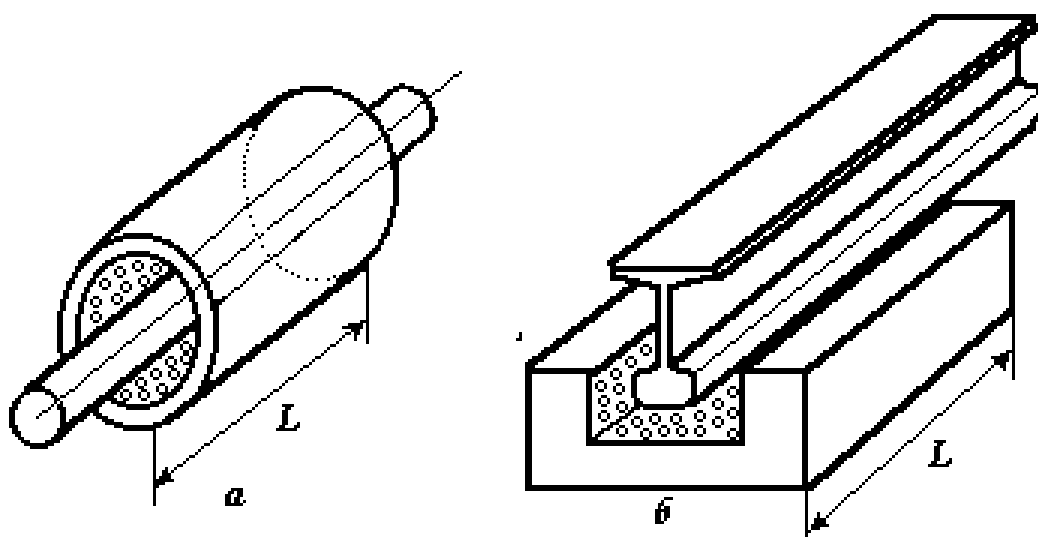


Рисунок 5.3. Схемы охладительных устройств для сорбитизации: *а* - сортового проката; *б* - головок рельсов

Причем, степень охлаждения отрабатывается в расчете на то, что средняя температура заготовки (изделия) после окончания теплообмена между сердцевиной и поверхностью оказывается в пределах от 450 до 650 °С, что отвечает формированию структуры сорбита или троостита, обеспечивающих высокий уровень упрочнения. В зависимости от конструктивных особенностей сечения применяют различные конструкции охладительных устройств: симметричные (рис. 5.3, *а*) - для круглого сортового проката, либо специальные (рис. 5.3, *б*) -

для головок рельсов. При этом с целью предотвращения коробления рельса при закалке, кроме струйного охлаждения его головки, предусматривается параллельное охлаждение и его основания.

Сорбитизация ходовых колес осуществляется в специальных закалочных установках (рис. 5.4), позволяющих предельно снизить уровень возникающих закалочных напряжений в период закалочного охлаждения за счет использования многократного пикового циклического охлаждения закаливаемой поверхности обода колеса, чередующегося с отогревами ее в каждом цикле за счет тепла сердцевины. Для сорбитизации колеса нагревают объемно в печи, производят выдержку, достаточную как для прогрева его по всему сечению, так и для завершения фазовых превращений при нагреве.

Для закалочного охлаждения колесо из печи передается в сорбитизационную установку, где оно устанавливается на вращающийся ролик (1), приводящий во вращение закаливаемое колесо (2), которое поддерживается с двух сторон свободно вращающимися роликами (3). Приводной ролик (1) размещается ниже уровня воды в установке, в связи с чем обод закаливаемого колеса проходит цикл “пикового” охлаждения в момент прохождения через слой воды в установке (рис. 5.4), а в остальное время вращения охлажденная поверхность обода проходит в воздушной среде, где отогревается за счет тепла сердцевины до тех пор, пока эта часть обода вновь не войдет в участок “пикового охлаждения” (рис. 5.1,е).

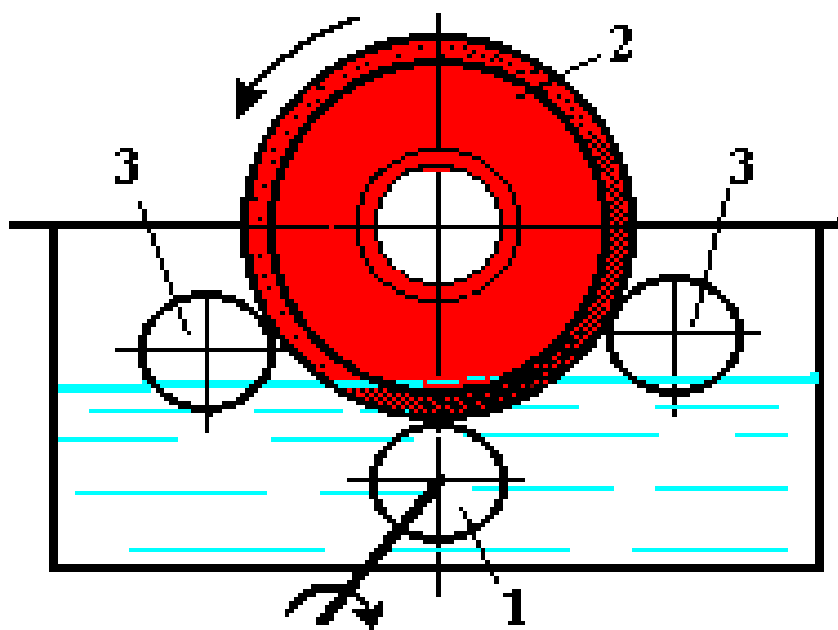


Рисунок 5.4. Схема установки для сорбитизации ходовых колес

Скорость вращения колеса составляет 5 - 10 оборотов в минуту, а общая длительность охлаждения в установке составляет 2,5 - 5 мин., в связи с чем, длительность каждого “пикового” цикла, включающего охлаждение и отогрев каждого элемента обода, составляет 6 - 12 с., а общее число циклов 25 - 50. После окончания режима “пикового охлаждения” колесо снимается с установки и загружается в специальные колодцы либо сразу в отпускную печь для выравнивания температуры по сечению и снятия закалочных напряжений. Кроме того, температура в печи устанавливается такой, чтобы обеспечить требуемую степень распада мартенсита в закаленной поверхностной зоне колеса и соответствующую твердость поверхности. Обычно твердость колеса после такой обработки должна составлять 320 – 380 НВ, что соответствует структуре *троостита*.

Ступенчатая закалка

Наиболее надежное уменьшение уровня закалочных напряжений достигается в случае применения *ступенчатой закалки* (рис. 5.1, *е*), которая выполняется с использованием в качестве закалочных охлаждающих сред расплавов

солей или металлов, нагретых до температур выше точки начала мартенситного превращения закаливаемой стали на несколько градусов или несколько десятков градусов. Охлаждение изделий в такой среде исключает образование “паровой рубашки”, предотвращая стадию *пленочного кипения* при закалке, и происходит со скоростями, близкими к скорости охлаждения в масле.

Остановка охлаждения и кратковременная выдержка при температуре ступеньки обеспечивают релаксацию термических напряжений, образующихся на первом этапе быстрого закалочного охлаждения в перлитном интервале температур, а также приводит к выравниванию температуры изделия по сечению перед началом второго этапа охлаждения (например, в масле или на воздухе) в интервале температур развития мартенситного превращения (300 - 200 °C).

При этом мартенситное превращение развивается в условиях незначительных градиентов температур по сечению, до минимума снижая уровень образующихся структурных закалочных напряжений. Структура стали после ступенчатой закалки такая же, как и после непрерывной закалки, отличаясь от нее более значительным количеством остаточного аустенита в связи с явлением его стабилизации, аналогично процессам, развивающимся в стали в интервале температур мартенситного превращения (см. *седьмую* особенность мартенситного превращения).

Результаты ступенчатой закалки получаются гораздо более стабильными по сравнению с прерывистой закалкой, поскольку они практически не зависят от субъективного фактора - квалификации рабочего. Преимуществом ступенчатой закалки является возможность правки тонких длинных изделий в горячем состоянии после выдачи их на воздух из охлаждающей ванны, в связи с проявлением в период развития мартенситного превращения свойства *термоупругой пластичности* (одной из разновидностей явления *сверхпластичности*). Пластичность изделия оказывается в данный момент даже выше, чем пластичность самого переохлажденного аустенита. После завершения мартенситного превращения дальнейшая правка оказывается практически невозможной. Использование этого эффекта позволяет наиболее рационально организовать технологический процесс термической обработки протяжек, оправок и других длинномерных изделий. Единственным ограничением применения ступенчатой закалки является почти полная невозможность закалки углеродистых нелегированных сталей в связи с малой устойчивостью переохлажденного аустенита и, сле-

довательно, невозможностью подавления его распада в перлитном интервале температур при охлаждении в горячих жидких средах.

5.2 Изотермическая закалка. Механизм бейнитного превращения

Изотермическая закалка выполняется аналогично ступенчатой с использованием в качестве охлаждающих закалочных сред расплавов солей, щелочей либо металлов (свинец, цинк и др.). Отличием ее от ступенчатой закалки является то, что длительность выдержки при температуре охлаждающей среды принимается более значительной, с таким расчетом, чтобы переохлажденный аустенит претерпевал распад в области развития промежуточного (*бейнитного*) превращения. Это соответствует температуре охлаждающей среды и температуре изотермической выдержки ниже перегиба С – образных кривых (рис. 5.1,з).

Различают изотермическую закалку на *верхний* и на *нижний бейнит*. При этом образующиеся структуры верхнего или нижнего бейнита обеспечивают достижение различного уровня механических свойств стали.

Сталь со структурой *нижнего бейнита* характеризуется наиболее высоким сочетанием прочностных и пластических характеристик. Образование верхнего бейнита понижает одновременно как пластичность, так и прочность стали, что связано с особенностями развития *бейнитного превращения* при разных температурах изотермической выдержки в период закалочного охлаждения.

Для получения структуры нижнего бейнита температура изотермической выдержки должна лишь на несколько градусов или несколько десятков градусов превышать точку начала мартенситного превращения рассматриваемой стали.

Для большинства сталей такой температурой является 200 - 350 °С. Закалка на структуру верхнего бейнита производится с использованием температуры изотермической выдержки 450 - 550 °С, что на 200 - 300 °С превышает точку начала мартенситного превращения.

Структура нижнего бейнита имеет игольчатое строение, напоминающее структуру игольчатого (двойникового) мартенсита. Верхний бейнит имеет перистое строение, аналогично структуре массивного (пакетного) мартенсита.

Бейнитное превращение является *промежуточным*. Такая характеристика превращения обусловлена тем, что бейнитное превращение переохлажденного аустенита протекает в *промежуточном температурном интервале* (ниже температуры перлитного превращения, но выше мартенситного). Кроме того, оно носит *промежуточный характер механизма превращения*, поскольку содержит элементы как диффузионного распада, так и бездиффузионной перестройки решетки. Поэтому его иногда, в шутку, называют *диффузионно-бездиффузионным*.

Как и любое, изотермически развивающееся фазовое превращение, бейнитное превращение начинается после некоторого инкубационного периода, в течение которого происходят подготовительные процессы, связанные с перераспределением атомов углерода в переохлажденном аустените между микрообъемами, примыкающими к границам зерен и остальным объемом аустенита. Атомы углерода, обладающие малыми атомными размерами, перераспределяются к наиболее грубым дефектам структуры, которыми являются границы зерен аустенита. В результате такого перераспределения углерода в аустените появляются микрообъемы, *обогащенные* (вблизи границ зерен) и *обедненные* по углероду (области внутри зерна аустенита). На схеме структурных процессов (рис. 5.5) формирование микронеоднородностей соответствует начальному этапу, когда исходный однородный аустенит разделяется на области, обогащенные и обедненные по углероду (I).

На другой схеме (рис. 5.6) анализируются последствия такого изотермического перераспределения углерода относительно его среднего содержания, отвечающего составу стали.

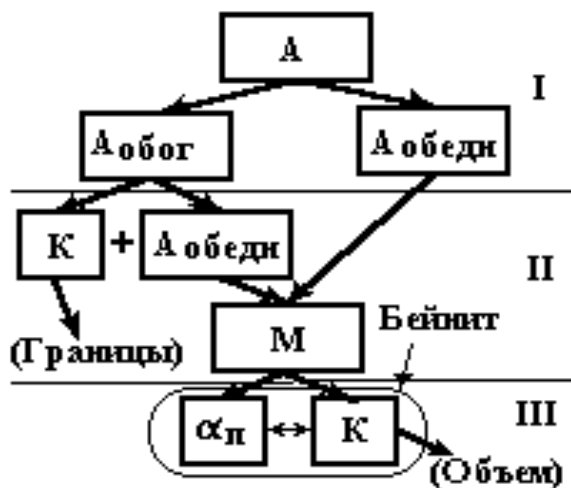


Рисунок 5.5 Схема структурных процессов, соответствующая механизму бейнитного превращения



Рисунок 5.6 Схема перераспределения углерода в аустените при температурах бейнитного превращения

Мартенситная диаграмма, показывает изменение положения мартенситных точек в зависимости от содержания углерода в аустените. Вертикальной линией, соответствующей концентрации C_0 , обозначен состав рассматриваемой стали и, одновременно, среднее содержание углерода в переохлажденном аустените в начальный момент превращения. Точки 1 и 2, соответствуют температурам изотермической выдержки T_1 и T_2 , используемым для проведения изотермической заковки на структуру нижнего (T_1) или верхнего (T_2) бейнита. Горизонтальные стрелки влево и вправо от точек 1 и 2 соответствуют векторам изменения концентрации углерода в переохлажденном аустените, обеспечивающего образование обедненных областей (стрелки влево) и обогащенных по углероду (стрелки вправо). Как видно из приведенной схемы, уменьшение содержания углерода внутри зерен переохлажденного аустенита может вызвать развитие мартенситного превращения (вектор изменения состояния аустенита пересекает линию начала мартенситного превращения).

Это превращение фактически и происходит. Оно заключается в бездиффузионной перестройке кристаллической решетки и соответствует образованию в объеме аустенита мартенситных кристаллов. На схеме (рис. 5.5) это соответствует второму этапу превращения (II).

Образовавшиеся мартенситные кристаллы являются пересыщенным твердым раствором углерода в α -железе на основе искаженной тетрагональной ОЦК решетки, способным к диффузионному распаду. Поэтому продолжение

изотермической выдержки приводит к следующей - диффузионной стадии (III) превращения, на которой образовавшиеся мартенситные кристаллы претерпевают распад с выделением из них высокодисперсных карбидных частиц, имеющих промежуточное кристаллическое строение и когерентных решетке распадающегося пересыщенного α -твердого раствора.

Карбидные частицы при этом оказываются равномерно распределенными по объему стали, вызывая ее упрочнение. *Совокупность образовавшегося, не до конца распавшегося пересыщенного твердого раствора, и равномерно распределенных когерентных промежуточных карбидных частиц составляет структуру бейнита.*

В микрообъемах аустенита, соответствующих границам зерен (обогащенные по углероду на подготовительной (I) стадии превращения), избыточное количество углерода и наличие готовых поверхностей раздела (границы зерен) способствуют выделению грубых карбидных частиц на этих границах, за счет чего одновременно происходит обеднение аустенита по углероду.

Обеднившийся по углероду аустенит претерпевает мартенситную перестройку и последующие стадии превращения аналогично рассмотренному выше. Отличие этой цепочки состоит в том, что после ее завершения в структуре стали сохраняются грубые карбидные частицы на границах бывшего аустенитного зерна, что резко понижает пластичность стали.

Чем в большей степени будет реализована схема превращения, соответствующая обедненным по углероду объемам аустенита, тем больше карбидной фазы будет выделено равномерно по всему объему и тем меньше выделится карбидов по границам зерен. Таким образом, изменение температуры изотермической выдержки, обеспечивающей развитие бейнитного превращения, позволяет регулировать количество и форму выделяющихся карбидных частиц в составе бейнитных структур.

Чем ниже температура изотермической выдержки (чем ближе к температуре точки начала мартенситного превращения), тем в меньшей степени требуется перераспределение углерода в переохлажденном аустените для начала бейнитного превращения, и тем меньше карбидов выделяется по границам зерен.

При низких температурах развития бейнитного превращения (200 – 300 °C) мартенситная перестройка решетки сопровождается дополнительной де-

формацией по механизму двойникования, обеспечивая получение пластинчатых (игольчатых) структур. Образующаяся структура носит название *нижнего бейнита*.

При температурах 350 - 550 °С мартенситная перестройка сопровождается дополнительной деформацией, преимущественно по механизму скольжения, что приводит к реечной структуре, соответствующей понятию *верхнего бейнита*.

Наиболее высоким комплексом механических свойств характеризуются стали со структурой нижнего бейнита. В этом случае сталь имеет более высокие показатели пластичности при одинаковой прочности после любых других способов закалки. Сталь со структурой верхнего бейнита имеет пониженную пластичность в связи с охрупчивающим влиянием карбидов, выделяющихся по границам зерен.

5.3 Способы поверхностной закалки

В большинстве случаев детали машин в условиях эксплуатации воспринимают внешние воздействия своей поверхностью. Поверхность подвергается абразивным воздействиям со стороны сопряженных тел при трении. В поверхностных зонах при изгибе и кручении наблюдаются максимальные изгибающие и крутящие моменты.

Поверхность может испытывать одновременное воздействие механических факторов и коррозионных сред. Наконец, поверхность изделия - это тот его элемент, где в силу различных конструктивных или технологических причин могут появляться различные концентраторы напряжений (резкие переходы сечений, подрезы, царапины, микротрещины и др.), способствующие преждевременному разрушению. Поэтому на поверхности детали чаще всего должны иметь высокую твердость и износостойкость, тогда как сердцевина должна оставаться вязкой, обеспечивая способность поглощать ударные эксплуатационные нагрузки.

Такое сочетание свойств может быть достигнуто методами поверхностного упрочнения и, в частности, методами *поверхностной закалки*. Для поверхно-

стной закалки в основном используют методы высокоскоростного поверхностного нагрева с последующим немедленным охлаждением со скоростями, превышающими критическую скорость закалки. Необходимо учитывать, что чем более тонкий слой закаленного слоя требуется получить, тем выше должна быть скорость нагрева, поскольку при малых скоростях нагрева значительная часть подводимого тепла будет перераспределяться к сердцевине изделия, увеличивая глубину нагрева. По этой же причине выдержка при температуре нагрева под закалку при использовании высокоскоростного поверхностного нагрева становится проблематичной, поэтому при назначении температуры нагрева под закалку приходится учитывать, что фазовые превращения при нагреве должны завершаться в условиях непрерывного нагрева, а не в процессе выдержки (рис. 5.7).

Поэтому, температуру нагрева для поверхностной закалки выбирают с учетом скорости нагрева. Чем выше скорость нагрева, тем выше должна быть температура нагрева под закалку (рис. 5.7 кривые 1,2,3). В практике используют так называемые “диаграммы преимущественных режимов” (рис. 5.8), построенные по экспериментальным данным.

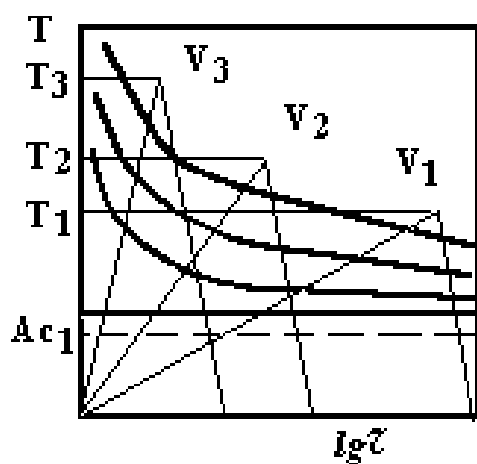


Рисунок 5.7 Термокинетическая диаграмма аустенитного превращения и влияние скорости нагрева на температуру нагрева под закалку

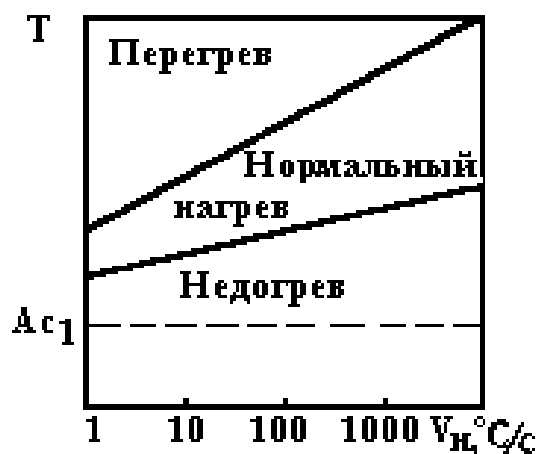


Рисунок 5.8 Диаграмма преимущественных режимов нагрева под закалку с высокоскоростным нагревом

Они характеризуют изменение оптимальных температурных интервалов высокоскоростного нагрева при поверхностной закалке каждой конкретной

стали. На этих диаграммах обозначены области недогрева, нормального нагрева и перегрева, ограниченные соответствующими границами раздела. Видно, что с увеличением скорости нагрева под закалку повышается как требуемая минимальная температура, так и ширина допустимого интервала нагрева стали под закалку. Если при обычном, печном нагреве под закалку температура должна быть на 20 - 50 °С выше критических точек, то при скорости нагрева 1000 - 10000 °С/с она может оказаться выше этих же критических точек на 100 - 150 °С, а иногда и еще больше.

Высокоскоростной нагрев обуславливает и еще одну особенность структурных превращений при поверхностной закалке: структура стали оказывается сверхмелкозернистой, поскольку при большой степени перенагрева резко увеличивается число одновременно образующихся аустенитных зародышей, а малые длительности нагрева предотвращают рост аустенитного зерна.

Формирующуюся структуру часто называют *бесструктурным мартенситом*, имея в виду, что сверхмелкопластинчатые кристаллы мартенсита не разрешаются при использовании высоких и средних увеличений микроскопов. Стали с такой структурой обычно имеют более высокую твердость по сравнению с обычной печной закалкой на 1,5 - 2,0 ед. по Роквеллу. По методам нагрева выделяют следующие способы поверхностной закалки:

- с газопламенным нагревом;
- токами высокой частоты (метод В.П. Вологодина);
- в электролите (метод И.З. Ясногородского);
- с контактным нагревом (метод Н.В. Гевелинга);
- с использованием высококонцентрированных источников энергии (лазерный, плазменный, электронно-лучевой нагрев).

Закалка с газопламенным нагревом

Закалка с газопламенным нагревом является одним из наиболее простых способов, не требующих сложного оборудования для его осуществления. Этот способ поверхностной закалки наиболее мобилен. Для его осуществления часто оказывается достаточным наличие баллонов с горючим газом (например, ацетиленом), с кислородом, специальной горелки, изготовленной по форме закали-

ваемого изделия и охлаждающего устройства (спрейера или закалочного бака). Поэтому такой способ закалки часто применяют для ремонтных работ в полевых условиях. Однако он может применяться и в стационарных условиях при обработке достаточно сложных поверхностей изделий, особенно, крупногабаритных и весьма сложной конфигурации. При этом может использоваться принцип *одновременного нагрева* всей закаливаемой поверхности с последующим одновременным охлаждением нагретого участка.

Для этого предварительно изготавливают горелочное устройство, обеспечивающее равномерное распределение пламени горелки на всей нагреваемой площади. Главная сложность такого технологического процесса состоит как раз в том, чтобы горелочное устройство обеспечивало равномерный нагрев всей поверхности с одинаковой скоростью в пределах оптимальных интервалов температур нагрева. После окончания нагрева горелку быстро отводят от нагретой поверхности, а на ее место устанавливают спрейерное (душирующее) устройство для закалочного охлаждения. Закалку однородных протяженных плоских или цилиндрических поверхностей можно выполнить с применением относительно простых линейных или кольцевых горелок и размещенными вслед за ними такими же спрейерными устройствами, с перемещением их вдоль закаливаемых поверхностей. Такой способ закалки называется *непрерывно-последовательным*.

Важнейшим недостатком закалки с газопламенным нагревом является невозможность контроля и регулирования температуры нагрева под закалку и глубины закаленного слоя. Качество закаленного слоя часто зависит от субъективных факторов, в частности, квалификации работающих. Оно характеризуется неоднородностью нагрева поверхности при неточно изготовленном горелочном устройстве, при его засорении, неточности установки относительно закаливаемой поверхности, поскольку пламя горелки имеет различные температурные зоны на разных расстояниях от зоны смешения горючего газа с кислородом.

В этой связи появляется опасность перегрева и даже оплавления поверхности или, наоборот, ее недогрева. Эти недостатки ограничивают сферу применения газопламенной закалки.

Индукционная закалка токами высокой частоты

Индукционный способ закалки токами высокой частоты получил в настоящее время наиболее широкое распространение благодаря его многочисленным преимуществам перед другими способами поверхностной закалки:

- высокая производительность процесса;
- возможность точной регулировки температурно-временных режимов нагрева и охлаждения и, следовательно, глубины закалки;
- возможность организации процесса закалки с самоотпуском;
- относительно простая система механизации и автоматизации процесса и возможность встраивания агрегата закалки токами высокой частоты (т.в.ч.) в линию механической обработки деталей, что исключает излишнюю транспортировку деталей;
- незначительное коробление деталей при закалке;
- отсутствие обезуглероживания поверхности и незначительное ее окисление;
- получение твердости на 1,5 - 2,0 ед. HRC выше, чем при объемной печной закалке.

Основы индукционной закалки были разработаны В.П. Вологдиным в 1932-35 гг. применительно к закалке рельсов, уложенных на железнодорожных путях, а также других деталей. Теоретической основой закалки т. в. ч. является то, что в изделии, помещенном в переменное электромагнитное поле, индуцируются вихревые токи (токи Фуко), концентрирующиеся вблизи поверхности изделия. Причем, чем выше частота переменного электромагнитного поля, тем в более тонком слое концентрируются вихревые токи и тем выше плотность тока, протекающего в приповерхностных слоях детали.

Для создания электромагнитного поля используется *индуктор*, представляющий собой в большинстве случаев одновитковый или многовитковый контур из медной трубки, через который пропускается переменный электрический ток (рис. 5.9).

Индуктор изготавливается из трубки в связи с тем, что его необходимо постоянно охлаждать проточной водой для предотвращения его нагрева при пропускании через него электрического тока. Форма индуктора определяется формой детали. Деталь при нагреве располагают в индукторе с небольшими,

строго определенными зазорами, что определяет требуемую скорость нагрева и равномерность нагреваемого слоя по всей поверхности. На острых кромках деталей в связи с чрезмерной концентрацией вихревых токов может возникать местный перегрев. Для исключения опасности перегрева или даже оплавления в этих участках увеличивают зазоры между поверхностью детали и индуктором.

Питание индуктора электрическим током производится от генераторов разного типа, обеспечивающих различную частоту тока: машинных с частотой тока 2500 - 8000 Гц, тиристорных - 10 - 70 кГц, ламповых - 60 - 250 кГц. При этом оказывается возможным получать различную глубину закаленного слоя в зависимости от частоты.

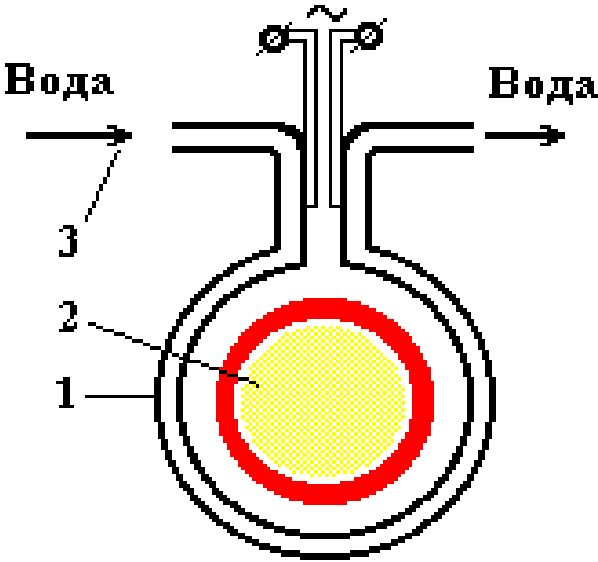


Рисунок 5.9 Принципиальная схема индукционного нагрева деталей токами высокой частоты: 1 - индуктор; 2- деталь; 3 - охлаждающая вода

Таблица 5.1 - Глубина закаленного слоя при закалке т. в. ч. в зависимости от частоты тока

Частота тока, кГц	Глубина закаленного слоя, мм
2,5	3 - 8
8,0	2 - 3
67	1,0 - 2,5
250	0,3 - 1,5

Как и в случае газопламенной закалки, технология закалки т.в.ч. позволяет производить *одновременный* нагрев закаливаемой поверхности с последующим *одновременным* закалочным охлаждением, а также *непрерывно-последовательный* режим нагрева и охлаждения.

Если на одной детали оказывается необходимым подвергнуть закалке несколько подобных участков, например, шеек коленчатого вала, то такая закалка носит название *поочередной*.

Крупномодульные зубчатые колеса с большой шириной могут подвергаться закалке по очереди, каждая отдельная впадина непрерывно-последовательным способом. В этом случае весь комплекс технологии описывается термином *поочередно-последовательной* закалки.

Закалка в электролите

Способ закалки в электролите разработан и доведен до широкого промышленного применения коллективом ученых и инженеров, возглавляемых И.З. Ясногородским, работающим в г. Рубцовске Алтайского края. Наиболее активные работы по разработке установок для закалки в электролите начались после 1949 г.

Способ закалки в электролите предусматривает пропускание электрического тока плотностью $4 - 5 \text{ А/см}^2$ с напряжением 220 -300 В через электролит, где катодом является нагреваемое изделие, а анодом - материал ванны или специально введенный металлический электрод. В качестве электролитов используются водные растворы солей, например, соды Na_2CO_3 с концентрацией 5 – 10 %. В процессе электролиза ионы водорода перемещаются к катоду, где возникает пленка ионизированного водорода (рис. 5.10; 5.11), которая становится одним из звеньев электрической цепи. При прохождении электрического тока достаточной плотности через пленку ионизированного водорода она разогревается до температур в среднем 3000 °С.

Поверхность детали, находящаяся в окружении такой пленки нагревается до температур закалки в течение нескольких секунд. После отключения электрического тока электролит может быть и охлаждающей средой, обеспечивая

получение тонкого закаленного слоя, нагревшегося на предыдущем этапе в этом же электролите.

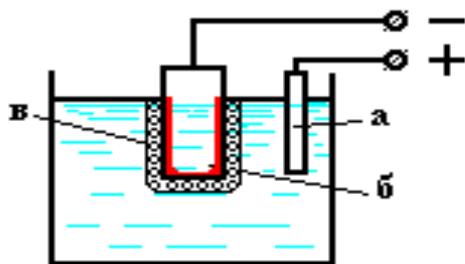


Рисунок 5.10. Схема закаливания в электролите:
а - анод; б - катод (деталь); в - пленка ионизированного водорода

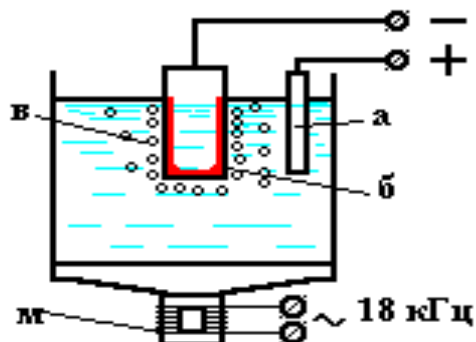


Рисунок 5.11. Схема установки для воздействия ультразвуком на закаливание в электролите: м - мембранный магнитострикционный преобразователь

Однако охлаждение можно проводить и в другой охлаждающей среде путем переноса изделия в зону охлаждения либо в закалочный бак. Существуют установки струйного типа, в которых и нагрев в электролите, и закалочное охлаждение выполняются в быстродвижущемся потоке жидкости или в струйных душирующих устройствах.

Анализ процессов, происходящих в пленке ионизированного водорода при высокоскоростном нагреве поверхности детали в электролите, показывает, что при пропускании тока через водный раствор, в месте его контакта с поверхностью детали, возникает «низкотемпературная» плазма, в которой непрерывно развиваются разрядные явления. Это обеспечивает быстрый разогрев пленки водорода до 3000 °С.

Теоретическими расчетами состояния плазмы доказано, что минимальная температура, даже в низкотемпературной плазме, составляет не менее 50000 – 100000 °С. Поэтому опасность перегрева и подплавления поверхности при плазменно-электролитном нагреве является одним из реальных недостатков рассматриваемого способа закаливания. Особенно высока опасность подплавления острых кромок изделий, которые следует экранировать при нагреве под закалку

в электролите специальными подставками из огнеупорных электрически непроводящих материалов, например, из керамик.

Вторым очень существенным недостатком закалки в электролите является неоднородное распределение твердости по поверхности закаленного изделия, что обусловлено явлением “*пятнистой закалки*”.

Это связано с тем, что после отключения электрического тока пленка водорода, образовавшаяся в результате электролиза, в начальный момент охлаждения смывается электролитом лишь частично. Оставшаяся часть пленки затрудняет теплообмен между охлаждаемой поверхностью детали и охлаждающей средой. При этом на участках с адсорбированной и не оторвавшейся пленкой водорода охлаждение поверхности резко замедляется, в результате чего аустенит в закаливаемом слое претерпевает диффузионный распад, исключая образование мартенсита на этих участках поверхности.

Для исключения этого явления обычно применяют перемешивание электролита, используют уже упоминавшиеся струйные режимы обработки, наложение магнитного поля на электролит. Однако все эти пути воздействия на процесс закалки оказываются малоэффективными. Наибольшую эффективность показал метод наложения ультразвуковых колебаний (рис. 5.11), вводимых в электролитную ванну непрерывно в период нагрева и последующего охлаждения. Воздействие ультразвука в процессе плазмоэлектролитного нагрева стабилизирует формирование и работу плазмы, увеличивая степень равномерности нагрева. Воздействие ультразвука в момент отключения тока, пропускаемого через электролит, вызывает активное разрушение водородной пленки и удаление ее с поверхности изделия за счет кавитационных эффектов на поверхности детали. Исключение газовой пленки улучшает условия теплообмена между охлаждающей средой и поверхностью детали, устраняет “*пятнистость закалки*”.

Продолжение охлаждения в поле кавитирующей жидкости подавляет стадию *пленочного кипения*, заменяя ее стадией *пузырчатого кипения*, характеризующегося более высоким коэффициентом теплопередачи через границу раздела. Использование ультразвукового воздействия при плазмоэлектролитной закалке может возродить применение этого прогрессивного и экономичного процесса в промышленности.

Закалка с контактным нагревом

Закалка с контактным нагревом разработана российским инженером Н.В. Гевелингом применительно к поверхностной закалке относительно небольших “точек” закаленного слоя. Если установить медный электрический электрод на поверхности стальной детали и пропустить в этой цепи электрический ток (рис. 5.12), то тепло выделяется в элементе такой цепи, обладающем наибольшим электрическим сопротивлением. Таким звеном является место контакта между электродом и стальной поверхностью, причем вследствие меньшей теплопроводности стали по сравнению с медью, тепло будет концентрироваться преимущественно в тонком слое стали, примыкающем к месту контакта (рис. 5.12, а).

Если температура поверхностного слоя стальной детали поднимется выше критической точки (A_{c3}), то последующее быстрое охлаждение, например водой, приведет к получению мартенситных структур в закаленном слое и, следовательно, к повышению твердости этого поверхностного слоя.

Для предотвращения вредного разогрева медного электрода, его специально охлаждают, пропуская внутри его полости холодную проточную воду. Таким образом, можно получить одинарный участок закаленного слоя, соответствующий по площади размеру медного электрода, либо, перемещая электрод от точки к точке, можно получить множество упрочненных участков, которые могут между собой перекрываться, либо их образуют без перекрытия одного участка другим. В любом случае закаленная поверхность характеризуется большой степенью неоднородности свойств.

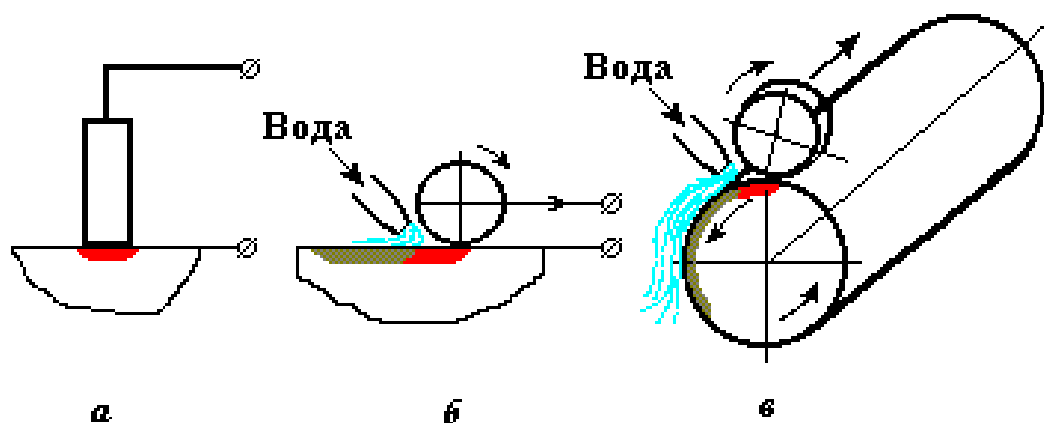


Рисунок 5.12. Схемы контактной закалки стали: *а* - с точечным контактом; *б*- роликовый способ нагрева и закалки поверхностей; *в* - нагрев и закалка цилиндрических поверхностей

Для повышения степени однородности закаленного слоя в качестве контакта используют ролик, который, перекатываясь вдоль линии катания по плоскости, разогревает полосу поверхностного слоя (рис. 5.12,б). Вслед за движущимся роликом поверхность охлаждают струей воды, в результате чего получают закаленную полосу на поверхности детали.

Проведение закалки по нескольким параллельным полосам позволяет провести закалку достаточно больших поверхностей. Цилиндрические поверхности закаливают по винтовой линии, прокатывая контактный ролик вместе с охлаждающим спрейерным (струйным) устройством по цилиндрической поверхности и одновременно смещая ролик вдоль оси цилиндрической детали на расстояние, равное ширине ролика за один оборот его по закаливаемому цилиндру (рис. 5.12, в).

Такой способ закалки используют, например, для поверхностного упрочнения валков холодной прокатки. В этом случае для изготовления контактного ролика вместо меди используют твердый металлокерамический порошковый материал на основе карбидов вольфрама, что позволяет прижимать ролик к нагреваемой поверхности со значительными усилиями, пластически деформировать разогретый слой металла, обеспечивая его наклеп. При этом достигаются более высокие прочностные характеристики закаленного слоя и его стойкость в процессе эксплуатации.

5.4 Лазерная поверхностная обработка

В качестве высококонцентрированных источников энергии выступают облученные в технологическую оболочку, обнаруженные в последнее время различные физические эффекты, позволяющие в микросечениях и микрообъемах концентрировать высокие уровни энергии. К таким источникам относятся, в первую очередь, излучение лазера, сконцентрированный световой луч, электронный пучок, плазменные потоки.

Основной характеристикой таких источников энергии является высокая энергетическая насыщенность потока, позволяющая нагревать очень тонкие слои изделий в течение малых долей секунды в широком диапазоне возможных температур нагрева, включая температуры оплавления.

Скорости нагрева достигают величин $10^4 - 10^5$ °C/с. После окончания действия такого теплового источника и нагрева очень тонкого слоя происходит самопроизвольное его охлаждение за счет перераспределения тепла в холодную сердцевину. При этом скорости охлаждения также оказываются сверхвысокими ($10^3 - 10^6$ °C/с), часто превышающими скорость охлаждения при обычной закалке в воде или иных быстроохлаждающих средах. Эффективность термического упрочнения высококонцентрированными источниками энергии мало зависит от природы используемого физического явления (лазерная закалка, электронно-лучевая или плазменная).

В большей степени эффективность упрочнения определяется мощностью энергетического потока и характером его воздействия (непрерывный, импульсный). В данном разделе будут рассмотрены сведения о влиянии лазерной обработки на структуру и свойства слоя. Другие методы энергетического воздействия имеют аналогичный характер.

Использование высококонцентрированных источников энергии позволяет проводить поверхностное упрочнение за счет различных структурных факторов в зависимости от значения достигаемой температуры нагрева. Различают четыре основных пути упрочнения поверхностного слоя:

структурное упрочнение, достигаемое высокоскоростным нагревом тонкого поверхностного слоя до температур, не превышающих температур фазового превращения;

упрочнение путем поверхностной закалки с получением метастабильного фазового состояния и последующим старением или отпуском;

упрочнение путем нагрева поверхностного слоя до температур, превышающих температуру плавления с последующей ускоренной кристаллизацией, при которой достигается образование сверхмелкозернистой кристаллической структуры, аморфного состояния вещества либо иных метастабильных состояний закристаллизованной поверхности;

упрочнение путем поверхностного легирования слоя на основе протекания микрометаллургических процессов в поверхностном расплаве и диффузионного взаимодействия легирующего компонента в слое с основой сплава, в результате оплавления высококонцентрированным источником энергии поверхности изделия вместе с предварительно нанесенным на поверхность слоем легирующего компонента. *Структурное упрочнение* поверхностного слоя при высокоскоростном (например, лазерном) нагреве до температур, не превышающих критических точек, обусловлено преимущественно явлениями наклепа за счет внутренних напряжений, возникающих при “мгновенном” увеличении объема поверхностного слоя в момент нагрева, вызывающих его пластическую деформацию, а также сжатия этого слоя при последующем таком же высокоскоростном охлаждении. Процесс этот нельзя отнести к операциям закалки, поскольку упрочнение в данном случае носит чисто деформационный характер. Лазерное структурное упрочнение, обусловленное рассмотренными причинами, может быть применено как для сталей, чугунов, так и для цветных металлов и сплавов независимо от наличия или отсутствия в сплаве фазовых превращений.

Чисто *закалочное упрочнение* поверхностного слоя, достигаемое при лазерной закалке с температур, выше точек фазового превращения, но ниже температур плавления, отличается от иных способов поверхностной закалки с высокоскоростным нагревом не принципиально.

Особенность такой технологии заключается в том, что при лазерной закалке сверхвысокоскоростной нагрев позволяет получать во внешней закаленной зоне слоя структуру очень мелкоигольчатого мартенсита в сочетании с некоторым количеством остаточного аустенита. Высокие температуры нагрева,

близкие к температуре плавления сталей, особенно, высоколегированных, приводят к сохранению в стали после закалки очень большого количества остаточного аустенита (до 70-80%), что отрицательно сказывается на свойствах слоя. В зоне слоя, расположенной под областью мартенсита, в большинстве случаев обнаруживается зона структурного упрочнения, обусловленного деформационным воздействием высокоскоростного нагрева и последующего быстрого охлаждения, аналогичная рассмотренной выше.

Свойства слоя, полученного при лазерной закалке на мартенсит, или после закалки без полиморфного превращения, могут быть изменены методами старения или отпуска, вызывающими дополнительное упрочнение или разупрочнение в зависимости от требований, предъявляемых к детали условиями эксплуатации.

Особый интерес представляют способы закалки с поверхностным нагревом до температур, приводящим к *оплавлению* тонкого поверхностного слоя. В этом случае слой лазерной закалки на поверхности стали или чугуна включает три принципиально отличных зоны.

Внешняя приповерхностная зона - зона *быстрозакристаллизованного расплава*, которая может иметь мелкокристаллическое (квазиаморфное) строение, либо превратиться в полностью аморфизированное состояние. Вторая - *мартенситная* зона слоя в этом случае соответствует переходной зоне с температурами нагрева от точки плавления до температуры фазовых превращений в твердом состоянии. В процессе лазерного нагрева под слоем жидкости возникает зона аустенита, который при быстром охлаждении претерпевает мартенситное превращение.

Третья зона после такой обработки располагается ниже мартенситной, где температура при лазерном нагреве не превышала точки фазового превращения. Это - зона *структурного упрочнения* за счет деформационного воздействия высокоскоростного нагрева и охлаждения. Особенности строения мартенситной зоны и зоны структурного упрочнения были рассмотрены выше.

Строение зоны быстрозакристаллизованного расплава отличается большим разнообразием в зависимости от химического состава сплава, подвергаемого лазерной обработке, и ее температурных режимов, которые в первую очередь сказываются на измельчении зеренного строения оплавленной зоны.

Изменение размера зерен при ускоренной кристаллизации в процессе лазерной обработки можно описать зависимостью, обнаруженной экспериментально:

$$d = A \cdot v^{-n},$$

где d - размер зерна; v - скорость охлаждения при кристаллизации; A и n - константы, которые мало отличаются для различных сплавов.

Расчеты, подтвержденные экспериментально, показывают, что для алюминиевых, магниевых, никелевых сплавов при $A = 100$ мкм, $n = 0,4$ и скорости кристаллизации 10^6 °C/с, размер дендритной ячейки, полученной при кристаллизации в зоне лазерного оплавления составляет $d = 0,4$ мкм, что на несколько порядков меньше размера зерна исходных сплавов.

При еще больших скоростях охлаждения образующиеся кристаллы могут получить размеры, соизмеримые с несколькими десятками межатомных расстояний, что соответствует формированию рентгеноаморфного состояния закристаллизованного слоя. Аморфизированное состояние, например, достигнуто в системах Fe - B - Si, Fe - Cr - B - C и некоторых других.

При лазерной обработке чугуна с плавлением поверхности в пленке расплава, возникающей под действием лазерного луча, происходит очень быстрое растворение графитных включений, которые при мгновенной кристаллизации после отключения лазера уже не выделяются из расплава, а его кристаллизация развивается по метастабильной фазовой диаграмме железо - цементит, в связи с чем на поверхности в слое толщиной от 0,10 до 1,0 мм образуется ледебурит с очень высокой твердостью и износостойкостью.

Для легированных чугунов после лазерной закалки микротвердость зоны оплавления достигает 8000 - 13500 МПа. Глубина зоны упрочнения при лазерной закалке зависит от формы графитных включений и содержания легирующих элементов. Она выше у чугуна со сферической формой графита по сравнению с хлопьевидной.

Повышенное содержание кремния в чугуне уменьшает твердость упрочненных зон, хром и марганец способствуют увеличению микротвердости зоны обработки, и уменьшают глубину упрочненной зоны.

Кроме стали и чугуна, лазерной обработке с оплавлением поверхности могут подвергаться сплавы цветных металлов, например сплавы эвтектического типа, которые при высокоскоростном оплавлении и быстрой последующей кристаллизации изменяют не только размеры зерен, но и морфологию строения образующихся структур.

Обработка алюминиевых сплавов типа силумин с оплавлением поверхности способствует принципиальному изменению строения эвтектики, которая из грубоигольчатой превращается в тонкодифференцированную, напоминающую модифицированную эвтектическую структурную составляющую.

Превышение некоторых предельно высоких скоростей охлаждения при кристаллизации поверхностного лазерного расплава ($10^7 - 10^8$ °C/с) может изменить и механизм эвтектической кристаллизации, в условиях которой совместная кристаллизация двух разнородных фаз может происходить лишь в результате зарождения множества самостоятельных центров обеих фаз без их заметного роста и ветвления. В этом случае возникает структура типа конгломерата тонкодифференцированных фаз, не образующих эвтектических колоний.

Подавление диффузии в жидкости при рассматриваемых скоростях охлаждения не приостанавливает рост не только эвтектических фазовых составляющих, но и избыточных кристаллов, поэтому избыточная фаза в доэвтектическом или заэвтектическом сплаве выделяется вместе с кристаллами фаз, составляющих эвтектическую структурную составляющую.

В таких условиях кристаллизации формируются *квазиэвтектики* в тонком поверхностном слое, соответствующем самой высокотемпературной зоне лазерного воздействия.

В ряде случаев сплавы в своем составе содержат трудно растворимые в твердом состоянии компоненты, которые в жидкости растворяются почти неограниченно. Высокотемпературный лазерный нагрев, обеспечивающий оплавление тонкой зоны слоя приводит к растворению таких компонентов в жидкости, а последующее сверхскоростное охлаждение, подавляющее диффузию в жидкости и твердых образующихся кристаллах, приводит к формированию метастабильно пересыщенных твердых растворов.

Последующий нагрев может приводить к гетерогенизации, что позволяет дополнительно упрочнять поверхностный закаленный слой.

В том случае, если перед лазерной обработкой на поверхность изделия нанести тонкий слой из легирующего материала, например, накаткой фольги, электролитическим или химическим осаждением, либо путем окраски тонким слоем порошкового материала, то при высокотемпературном лазерном нагреве, вызывающем оплавление, на поверхности развиваются микрометаллургические процессы взаимодействия нанесенного вещества с расплавом основы. В результате этих процессов получают легированный поверхностный слой, свойства которого принципиально отличаются от свойств основы.

Методы поверхностного легирования с лазерным нагревом не относятся напрямую к способам поверхностной закалки, однако, использование этих методов в технологии поверхностного упрочнения может создать условия для ее проведения в тех случаях, когда она была бы невозможна без поверхностного легирования.

Лазерное легирование позволяет улучшать физико-механические свойства сплавов и обеспечивать высокую твердость и износостойкость металлов, не имеющих полиморфных превращений.

При специальных методах легирования можно получать мартенситные структуры в поверхностных слоях изделий из чистого железа, высокую износостойкость на алюминии, коррозионную стойкость и жаростойкость меди, создавать слои со специальными свойствами аморфизированного состояния на материалах, не способных достигать аморфного состояния в обычных условиях обработки и т.д.

Как уже было отмечено, аналогичные эффекты, в том числе методами поверхностной закалки и микрометаллургического поверхностного легирования, кроме лазерной обработки, можно получить при использовании и иных концентрированных носителей энергии: широкополосного светового луча, потоков электронов и плазменных источников.

Раздел 2

СТАРЕНИЕ И ОТПУСК

Глава 6

ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТАРЕНИЯ И ОТПУСКА. ТЕОРИЯ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Понятия *старения* и *отпуска* во многом имеют единую природу процессов и основаны на явлениях распада пересыщенных твердых растворов, образовавшихся при предшествовавшей закалке. Обе эти операции, поэтому, проводятся после закалки, составляя с ней комплексную технологию упрочняющей термической обработки.

Старением называют технологическую операцию, проводимую после закалки без полиморфного превращения, *отпуском* - операцию, выполняемую после закалки на мартенсит.

6.1 Структура закаленных сплавов и процессы распада пересыщенных твердых растворов

Состояние сплавов после закалки можно охарактеризовать понятием *метастабильного пересыщенного* твердого раствора, обладающего различной степенью метастабильности в зависимости от типа сплава, вида прошедших при нагреве под закалку и при быстром закалочном охлаждении структурных и фазовых превращений, а также числом и характером распределения избыточного количества физических дефектов в конечной структуре сплавов.

Пересыщение твердого раствора при закалке может происходить одновременно одним или несколькими компонентами сплава, однако, в большинстве случаев, рассматривают пересыщение главными легирующими компонентами, образующими при распаде упрочняющие фазы. В качестве таковых, например, в углеродистых сталях выступает углерод, в сплавах системы алюминий –

медь – магний – кремний такими элементами могут быть либо только медь, либо медь и магний, либо все три легирующих элемента.

Кроме пересыщения твердого раствора легирующими компонентами структура закаленного сплава имеет повышенную концентрацию точечных дефектов (закалочных вакансий). Фазовые превращения при нагреве, мартенситное превращение при закалке на мартенсит, а также микродеформационные процессы под действием возникающих внутренних закалочных напряжений, могут вызвать появление избытка дислокаций и формирование неоднородной дислокационной и субзеренной структуры, оказывающей влияние на развитие процессов распада твердых растворов.

Часто после закалки сплавы оказываются настолько метастабильными, что начальные стадии распада твердых растворов могут частично проходить либо непосредственно при закалочном охлаждении, либо при комнатной температуре сразу после него. Однако степень развития начальных стадий распада в этих условиях не может пойти очень далеко, поскольку для их развития требуется осуществление диффузионных процессов, которые при комнатной температуре протекают сравнительно медленно.

Процессы распада пересыщенных твердых растворов впервые наиболее подробно изучались на примере алюминиевых сплавов типа дуралюмин. Здесь они развиваются в чистом виде, не осложненными какими-либо параллельно протекающими сопутствующими превращениями. Поэтому в дальнейшем процессы распада будут рассматриваться на примере старения закаленных сплавов системы алюминий - медь.

Распад пересыщенных твердых растворов является термически активируемым процессом, в связи с чем, он происходит в несколько последовательных стадий, очередность которых определяется температурой и длительностью теплового воздействия. Схема процессов распада включает следующие основные стадии, развивающиеся друг за другом, и накладывающиеся своими начальными и конечными этапами на смежные процессы:

флуктуационное диффузионное перераспределение атомов растворенного вещества внутри объема переохлажденного пересыщенного твердого раствора с образованием *микронеоднородностей (МН)* твердого раствора, обогащенных атомами растворенного вещества;

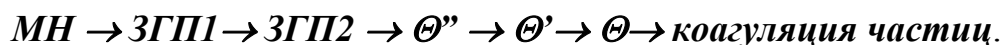
образование зон твердого раствора с упорядоченным расположением атомов растворенного вещества в виде тонких дискообразных областей, характеризующихся искажением кристаллического строения в области перехода таких областей к окружающему твердому раствору и полной когерентностью их решеток (*зоны Гинье - Престона 1 и 2 - ЗГП1 и ЗГП2*);

образование и последующий рост зародышей *метастабильной* избыточной фазы, в отличие от ранее выделившихся ЗГП, характеризующихся собственной кристаллической решеткой, отличной от решетки матричного твердого раствора, но и не соответствующей решетке стабильной фазы, свойственной для равновесной системы компонентов;

образование зародышей *стабильной* фазы и их рост, сопровождающийся обеднением пересыщенного твердого раствора вплоть до равновесных концентраций;

коагуляция частиц выделившейся стабильной фазы.

Таким образом, цепочку превращений при распаде пересыщенных твердых растворов в связи с ростом температуры и длительности выдержки при старении можно представить в виде последовательности:



В результате полного завершения всех указанных процессов система стремится к восстановлению фазового равновесия, нарушенного операцией закалки. В этом случае фазовый состав и структура должна соответствовать равновесной фазовой диаграмме, хотя полного равновесия не удастся достичь даже при самых высоких температурах старения.

Операции старения и отпуска, как правило, не проводятся при таких предельно высоких температурах, а ограничиваются лишь значениями, при которых развитие процессов распада доходит только до некоторых промежуточных стадий, не допуская развития последующих, что позволяет регулировать фазовый состав, структуру и свойства сплавов. Температуру отпуска или старения устанавливают с учетом требований к свойствам для конкретного изделия. Каждая из стадий распада характеризуется своими закономерностями.

6.2 Образование микронеоднородностей в пересыщенном твердом растворе

Возникновение микронеоднородностей состава пересыщенного твердого раствора обусловлено его неоднородным строением с точки зрения характера распределения физических дефектов, включая наличие границ зерен, субзеренных границ, скоплений дислокаций и крупных вакансионных образований.

Атомы легирующего элемента в составе пересыщенного твердого раствора, стремясь к уменьшению уровня своего энергетического состояния, по мере случайного диффузионного блуждания, попадают в своеобразные “*потенциальные ямы*”, располагаясь в которых, они уменьшают суммарный запас свободной энергии в микрообъеме, закрепляясь в нем. Роль таких микрообъемов играют границы зерен, скопления дислокаций и отдельные дислокации.

Избыток закалочных вакансий способствует аномально высокой скорости диффузионного перемещения атомов замещения, особенно на начальных этапах процессов распада. Таким образом, на первых стадиях старения (отпуска) в структуре пересыщенного твердого раствора возникают микрообласти, обогащенные легирующими компонентами.

Аналогами таких неоднородностей, могут явиться, например, “*облака Котрелла*” либо “*облака Судзуки*”, образующиеся около линий дислокаций либо в зонах дефектов упаковки, а также сегрегации атомов на межзеренных или субзеренных границах.

Структурно эта стадия не выявляется. Несущественно изменяются при этом и свойства сплава. Первые структурно выявляемые изменения в закаленных сплавах связаны с образованием зон *Гинье-Престона*.

6.3 Зоны Гинье-Престона

Зоны Гинье-Престона (ЗГП) представляют собой тонкие дискообразные области твердого раствора, имеющие кристаллическую решетку, соответствующую матричному твердому раствору, из которого они образуются, differing от него лишь параметрами решетки и упорядоченным расположением атомов растворенного компонента по сравнению с неупорядоченным в основном твердом растворе. Дискообразная форма ЗГП обусловлена большой разницей в размерах атомов растворителя и растворенного вещества. Однако существуют системы (например, Al - Zn и др.), у которых размеры атомов различаются незначительно. В таких системах зоны могут иметь и сферическую форму, хотя это больше исключение, чем правило.

Между кристаллической решеткой зон и матричного твердого раствора наблюдается плавный переход, что соответствует полной когерентности между ними. Однако различие параметров решетки вызывает при этом сильные искажения атомных связей вокруг зон. Степень искажения зависит от различий в атомном строении основного и растворенного компонентов, степени легирования и упорядочения структуры зон.

Искажения атомных связей вокруг зон вызывают существенное увеличение сопротивления деформации твердых растворов, в которых в результате начальных стадий распада появились зоны ГП. Это соответствует упрочнению сплавов на *зонной стадии* старения.

Зоны Гинье-Престона получили свое название по именам французского исследователя Гинье и английского ученого Престона, которые практически одновременно, независимо друг от друга в 1938 г. рентгеновскими методами обнаружили эти зоны по расщеплению основных рефлексов кристаллической решетки распадающегося твердого раствора.

В 1948 г. Ю.А. Багаряцким зоны были обнаружены с помощью прямого наблюдения в электронном микроскопе при увеличении $\times 30000$. Механизмы появления рассматриваемых зон до последнего времени окончательно не установлены, но можно полагать, что их образование начинается с установления химических связей между атомами растворителя и растворенного вещества аналогично образованию облаков Судзуки на расщепленной дислокации. В этой связи большую роль для начала образования ЗГП могут иметь дефекты упаковки в структуре матричного твердого раствора.

В этом случае дефект упаковки, как плоское образование, создает предпосылки для закономерного единообразного расположения растворенного компонента в виде *кластера*, имеющего дискообразную форму и упорядоченное строение раствора.

Анализ атомной конфигурации в области формирования ЗГП (рис. 6.1) показывает, что дефект упаковки (ДУ), стимулирующий появление плоского образования в твердом растворе с упорядоченным расположением атомов примеси, может образоваться в результате захлопывания плоского вакансионного скопления. Кольцевая дислокация, ограничивающая такой ДУ, представляет собой сидячую дислокацию Франка (Ф).

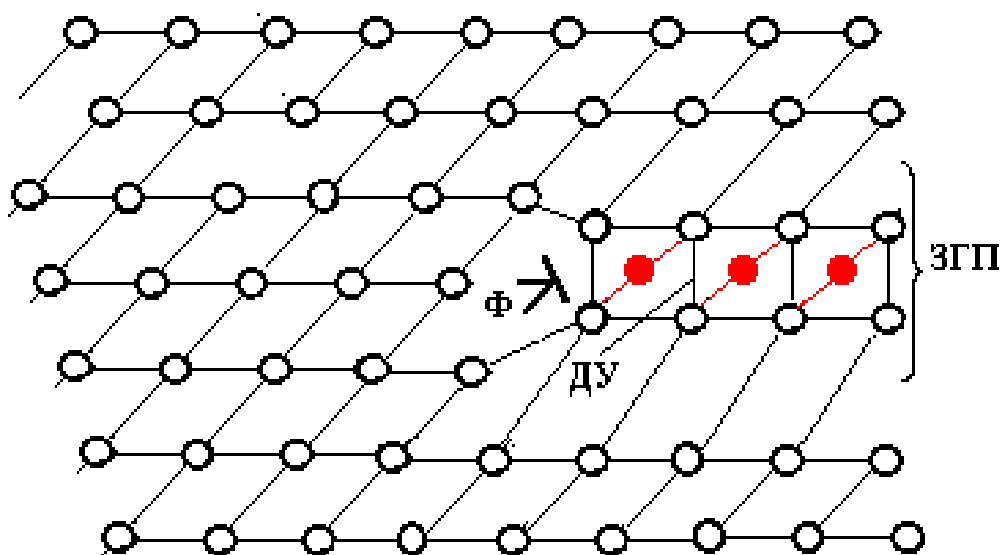


Рисунок 6.1. Огрубленная атомная модель зарождения ЗГП в твердом растворе: О - атомы растворителя; • - атомы растворенного вещества; ДУ - дефект упаковки; Ф - сидячая дислокация Франка

Образование таких дефектов кристаллического строения в закаленных сплавах доказано экспериментально. При этом размеры дислокационных петель, содержащих внутри себя дефект упаковки в первом приближении совпадает с размерами известных ЗГП для алюминиевых сплавов. Таким образом,

одним из механизмов появления зон Гинье-Престона в сплавах при старении является взаимодействие атомов растворенного вещества с дефектом упаковки.

Дефекты упаковки могут образовываться по различным дислокационным механизмам, в связи с чем ЗГП могут иметь разную форму и размеры в отличие от классической дискообразной, с размерами в поперечнике: для ЗГП1 - толщина - единицы межатомных расстояний, диаметр диска - несколько десятков межатомных расстояний; для ЗГП2 - толщина - десятки межатомных расстояний и диаметр диска - сотни межатомных расстояний.

Ориентировка ЗГП1 может быть любой из возможных нескольких одноименных кристаллографических направлений в пределах одного и того же зерна, тогда как ЗГП2 располагаются своими плоскостями преимущественно в одном из таких кристаллографических направлений, что, очевидно, определяется условиями наиболее благоприятной ориентировки их относительно решетки матричного твердого раствора для соблюдения условия когерентности с ним при росте зоны от ЗГП1 до ЗГП2.

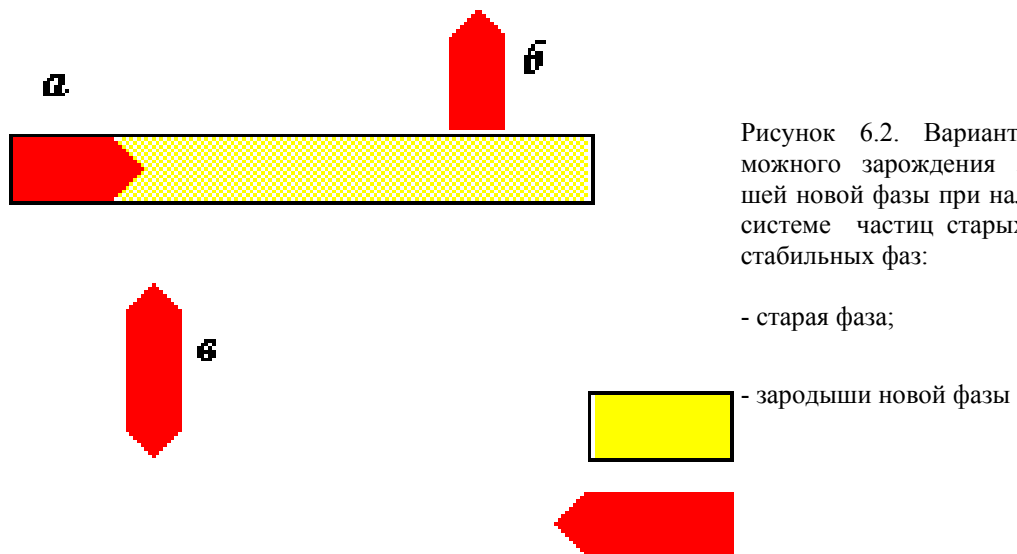
Зоны ГП1 и ГП2 отличаются между собой величиной искажений решетки. Они усиливаются при росте числа атомных слоев в упорядоченном твердом растворе. Увеличение размеров зон может приводить и к некоторому изменению химического состава внутри них.

Накапливающиеся искажения после некоторого предела могут вызвать изменение симметрии в атомном строении зоны, что практически соответствует изменению типа решетки. И в этом отношении такую зону (ЗГП2) уже следует называть фазой, поскольку она характеризуется при этом собственной кристаллической решеткой и отделяется от матричного твердого раствора межфазной поверхностью раздела.

Поэтому часто ЗГП2 представляют как фазу Θ'' промежуточного строения, которая в большинстве случаев, как и ЗГП1, полностью когерентна с матричным твердым раствором, по крайней мере, хотя бы в одном из кристаллографических направлений. Кроме того, она характеризуется наличием плоскостей, хорошо согласующихся и с решеткой фазы Θ' , более термодинамически устойчивой, но также метастабильной.

6.4 Образование зародышей новой фазы

Как было показано выше, зародыш новой фазы (метастабильной либо стабильной) может возникать за счет *полиморфной перестройки решетки* ЗГП2 в новую решетку зарождающейся фазы (рис. 6.2).



При этом новая фаза зарождается внутри предыдущего образования (зоны или фазы) с последующим поглощением старой фазы новой посредством перехода атомов через межфазную границу между ними (рис. 6.2,а).

Однако это не единственный механизм зарождения. Зародыш новой фазы может появляться на *межфазных границах старых менее устойчивых фаз* с окружающим твердым раствором, и расти за счет притока атомов легирующего компонента из пересыщенного твердого раствора с одновременным растворением старой менее устойчивой фазы либо зоны (рис. 6.2,б). Третий вариант предусматривает зарождение новой фазы на *физических дефектах* кристаллического строения зерен твердого раствора с самостоятельным независимым ростом частиц новой фазы с одновременным растворением менее стабильной

фазы и переносом веществ между растущими и растворяющимися частицами фаз через твердый раствор (рис. 6.2, в).

Зарождение промежуточных фаз на начальных стадиях распада вместо образования зародышей стабильной фазы, обеспечивающей большой выигрыш в свободной энергии системы, объясняется меньшими энергетическими затратами для создания межфазной поверхности при образовании зародыша промежуточной фазы, поскольку такая граница оказывается когерентной.

Например, фаза Θ' имеет в одном из направлений (001) абсолютное совпадение кристаллографических параметров с аналогичными параметрами (0,404 нм) алюминиевого твердого раствора. Фаза Θ' когерентна в этом же кристаллографическом направлении со второй промежуточной фазой Θ , которая формируется на основе Θ' - фазы. Θ' - фаза в кристаллографическом направлении (001) когерентна также и с матричным твердым раствором, поэтому в ряде случаев она может выделяться и непосредственно из пересыщенного твердого раствора.

Однако ее выделение характеризуется более высокой энергией активации, поскольку в направлениях, отличных от (001), условия когерентности с окружающим твердым раствором не соблюдаются в большей степени, чем у фазы Θ' . Стабильная Θ -фаза имеет решетку, не сочетающуюся с решеткой матричного пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, а также и с предшествующей промежуточной фазой Θ' .

Поэтому образование зародышей стабильной фазы Θ сопровождается полным нарушением когерентности, завершая таким образом цепочку последовательных структурных преобразований при старении, наблюдающихся на более ранних стадиях. Однако, если старение проводить при предельно высоких температурах, когда промежуточные фазы не могут образоваться по причине их малой устойчивости, распад может начинаться сразу с гетерогенного зарождения стабильной фазы, которая и в этом случае будет полностью некогерентной с матричным твердым раствором.

На начальных этапах распада пересыщенных твердых растворов образование и первые стадии роста зародышей происходят на несколько порядков быстрее, чем в обычных условиях термоактивируемой диффузии. Это связано с влиянием высокой концентрации закалочных вакансий и других дефектов фи-

зического происхождения, полученных закалкой, на начальные стадии распада. При этом может отличаться не только скорость развивающихся процессов, но и механизмы начальных стадий распада.

В том случае, если на начальных стадиях распада формирующийся зародыш новой фазы растет очень быстро за счет диффузионного перераспределения атомов замещения с участием и расходом закалочных вакансий, их рост также очень быстро приостанавливается в связи с исчерпанием неравновесных закалочных вакансий.

Дальнейший рост оказывается возможным лишь со скоростями, определяемыми коэффициентом диффузии, свойственным для обычной термоактивной диффузии, что равноценно приостановке роста частиц. При этом распадом охватываются лишь самые близлежащие к зародышу слои твердого раствора, окружающие его со всех сторон. Возникает такое структурное состояние, при котором в матричном твердом растворе с исходной концентрацией вокруг выделившегося зародыша образуется прослойка твердого раствора с пониженной концентрацией, тогда как дальнейшего обеднения твердого раствора и роста частиц не происходит.

Последующее развитие распада будет происходить путем появления новых зародышей и такого же быстрого распада лишь самых ближних к зародышу слоев твердого раствора. Поскольку число неравновесных закалочных вакансий и их влияние на распад в каждом распадающемся микрообъеме твердого раствора статистически одинаково, формируется регулярное распределение выделяющихся частиц, обеспечивающее высокий комплекс механических свойств, получаемых в результате старения.

Такой механизм распада сплавов при старении носит название *прерывистого распада*. Иногда его называют *двухфазным*, так как при его развитии в структуре сплава одновременно находятся два пересыщенных твердых раствора: с исходной концентрацией и частично обедненный, располагающийся непосредственно вокруг выделяющихся частиц.

В том случае, если после формирования неоднородной ячейки, состоящей из зародышей выделяющейся фазы и окружающего обедненного твердого раствора, термоактивируемая диффузия идет достаточно интенсивно, в первую очередь происходит перераспределение атомов между фазами перед фронтом продольно растущей “колонии”, аналогично продольному росту перлитной

ячейки при эвтектоидном распаде аустенита в стали. Формирующиеся продукты распада при этом приобретают пластинчатую форму с непрерывно разветвленными ячейками. Сплавы в этом состоянии характеризуются пониженными значениями пластичности. Такой механизм распада носит название *ячеистого*.

Другой механизм распада предусматривает образование зародышей и их непрерывный рост в связи с повышением температуры и увеличением времени выдержки, что сопровождается снижением концентрации матричного твердого раствора одновременно по всему объему. Такой распад носит название *непрерывного*.

Непрерывный распад в зависимости от характера распределения физических дефектов кристаллического строения по объему пересыщенного твердого раствора может происходить равномерно или неравномерно. Образование зародышей на отдельных дислокациях, дислокационных или вакансионных комплексах приводит, как правило, к равномерному выделению частиц избыточных фаз, что обеспечивает получение высокого комплекса механических свойств.

Выделение частиц фаз по границам зерен вызывает неоднородное распределение фаз и не обеспечивает достижения требуемых прочностных свойств в сочетании с высокой пластичностью. При осуществлении непрерывного механизма распада пересыщенного твердого раствора в некоторых случаях можно наблюдать вблизи границ зерен *зону, свободную от выделений*.

Ее образование связывают с тем, что границы зерен обеспечивают, с одной стороны, ускоренный сток закалочных вакансий на границы, что уменьшает скорость диффузионных процессов в этих зонах, необходимых для осуществления процессов распада; с другой стороны, на границы происходит сток не только вакансий, но и избытка легирующих элементов, причем, непосредственно на границу, где, чаще всего и происходит усиленное образование крупных выделений по механизму непрерывного распада.

Сами приграничные зоны оказываются менее пересыщенными по рассматриваемому легирующему элементу, что также замедляет распад в этой зоне, в то время как по телу зерна распад происходит интенсивно. Зоны, свободные от выделений, чаще всего нежелательны в структуре сплавов, поскольку способствуют концентрации напряжений при эксплуатации изделий, способст-

вужа хрупкому разрушению. В то же время, они, как более пластичные структурные элементы, могут способствовать релаксационным явлениям.

6.5 Рост частиц фаз при распаде пересыщенных твердых растворов

Рост частиц выделяющихся фаз при распаде пересыщенного твердого раствора (метастабильных и стабильных) может происходить за счет следующих процессов, обеспечивающих приток легирующих компонентов, необходимых для роста:

обеднение пересыщенного твердого раствора;

рост частиц стабильных фаз при одновременном растворении метастабильных фаз;

рост более крупных частиц за счет растворения более мелких и переноса легирующих компонентов между этими частицами на большие расстояния через твердый раствор (коагуляция частиц).

Рост частиц, сопровождающийся уменьшением концентрации матричного твердого раствора, начинается сразу после появления первых зародышей промежуточных и, тем более, стабильных фаз и продолжается до тех пор, пока состав матричного твердого раствора не приблизится к равновесным концентрациям, соответствующим фазовой диаграмме при температурах старения. Однако полного фазового равновесия в системе достичь не удастся, поскольку наличие частиц фаз определенной степени дисперсности оказывает влияние на условия фазового равновесия в системе, позволяя достичь лишь квазиравновесной концентрации раствора, определяемой явлением коллоидного равновесия.

Согласно *принципу С.Т. Конобеевского*, при распаде пересыщенного твердого раствора его остаточная квазиравновесная концентрация определяется размерами частиц, находящихся в контакте с этим раствором. *Чем мельче выделяющиеся частицы и меньше радиус кривизны межфазной поверхности, тем выше остаточная квазиравновесная концентрация твердого раствора, находящегося в контакте с этими частицами.*

Этот принцип вытекает из рассмотрения термодинамических характеристик системы. На рис. 6.3 представлена кривая изменения свободной энергии (энергии Гиббса) твердого раствора в зависимости от его состава (концентрации легирующего элемента, обуславливающего пересыщение), характеризующаяся минимумом при определенной концентрации.

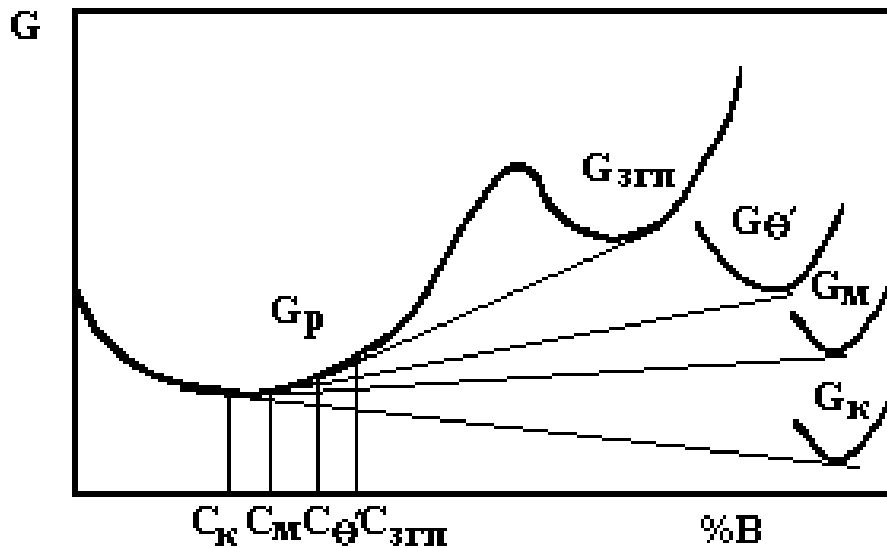


Рисунок 6.3. Зависимость энергии Гиббса от состава твердого раствора на различных стадиях распада: образования зон ГП ($G_{згп}$), выделения метастабильной фазы θ' ($G_{\theta'}$) и роста мелких (м) и крупных (к) частиц стабильной фазы ($G_м, G_к$)

При концентрациях, соответствующих составу зон ГП, наблюдается второй минимум на кривой. Кроме того, здесь же приведены кривые с минимумами, характеризующие изменение энергии Гиббса выделяющихся частиц определенного состава, но имеющих различную кривизну межфазной поверхности (различные размеры частиц).

Известно, что чем мельче частицы, тем больше общая протяженность поверхности таких частиц и тем больше вклад поверхностной энергии в интегральном показателе энергии Гиббса этих частиц.

Поэтому, чем мельче частицы, тем выше находится кривая, характеризующая их энергию Гиббса. Наиболее высоким значением энергии Гиббса из всех фаз характеризуется метастабильная фаза (на рис. 6.3, фаза Θ').

Согласно правилам Н.С. Курнакова, касательная, проведенная к этим кривым, точками касания определяет составы фаз, находящихся в равновесии на соответствующих межфазных границах.

Повышение температуры нагрева при старении, уменьшая силы межатомных связей в системе, обеспечивает условия для наибольшего уменьшения метастабильности, снижения степени пересыщения твердого раствора. Однако эти процессы протекают при каждой из температур с затуханием, поскольку наличие в распадающемся твердом растворе частиц выделяющихся фаз с определенной степенью кривизны межфазной поверхности, в соответствии с явлением коллоидного равновесия, устанавливает со временем квазиравновесную концентрацию твердого раствора, находящегося в контакте с этими частицами еще до полного его обеднения. Следовательно, чем выше температура старения, тем сильнее снижается концентрация твердого раствора, и тем крупнее оказываются выделяющиеся частицы. Это же явление обеспечивает растворение частиц метастабильных фаз при росте стабильных (рис. 6.4).

Распределение компонентов по сечению твердого раствора между микрообъемами, прилежащими к межфазной поверхности с метастабильной растворяющейся частицей и растущей стабильной определяется значениями квазиравновесных концентраций на соответствующих межфазных границах C_m и $C_{\Theta'}$, нарушение которых должно было бы происходить в результате выравнивающей диффузии между частицами.

Однако такое нарушение равновесных концентраций термодинамически происходить не может, в связи с чем их поддержание при протекании выравнивающей диффузии должно компенсироваться диффузионно-обменными реакциями на межфазных границах. Такими процессами является *присоединение* избыточного (пришедшего в результате диффузии) количества легирующего компонента к растущей стабильной частице, и восполнение ушедших атомов путем частичного *подрстворения* метастабильной частицы.

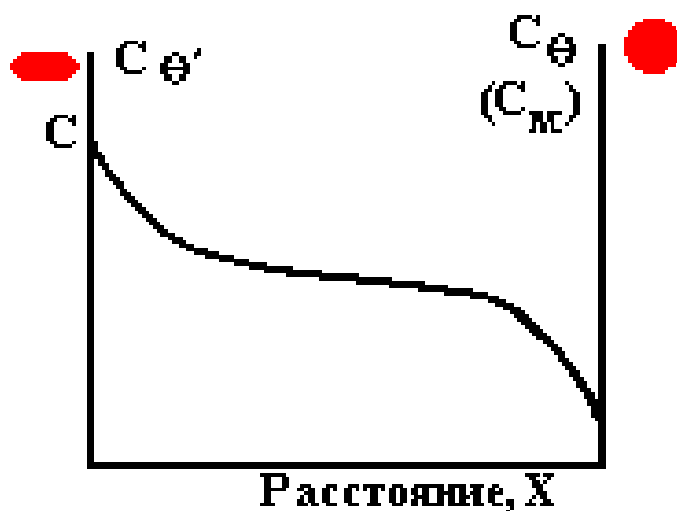


Рисунок 6.4. Распределение легирующего компонента по сечению твердого раствора между частицами метастабильной (Θ') и стабильной (Θ) фаз: $C_{\Theta'}$ - концентрация твердого раствора на границе с метастабильной фазой; C_M - то же около частицы стабильной фазы

Наличие градиента концентрации по сечению твердого раствора и, следовательно, диффузионный массоперенос будет происходить до тех пор, пока в системе будут иметь место обе межфазные поверхности. Полное растворение метастабильной частицы устранил соответствующую межфазную границу и сделает концентрацию $C_{\Theta'}$ неравновесной.

6.6 Сфероидизация частиц

Как следует из предыдущих параграфов, частицы фаз, зародившись, чаще всего имеют плоскую дискообразную форму, что обусловлено требованиями когерентного зарождения и роста частиц в матричном твердом растворе. Однако такая форма частиц характеризуется повышенной величиной удельной поверхности и, следовательно, высоким значением поверхностной энергии. В этом отношении термодинамически более устойчивой является сферическая форма частиц, для которой суммарная протяженность поверхности, отнесенная к единице объема, минимальна. Дискообразная частица характеризуется различной степенью кривизны межфазной поверхности на ее плоской поверхности

и у края диска. Следовательно, в такой системе будет действовать принцип коллоидного равновесия, в соответствии с которым твердый раствор вблизи края диска имеет квазиравновесную концентрацию, превышающую концентрацию твердого раствора, находящегося вблизи плоской межфазной поверхности частицы.

По этой причине в твердом растворе вокруг дискообразной частицы возникающий градиент концентрации вызывает развитие гомогенизирующей диффузии, что нарушает равновесие на рассмотренных участках межфазных границ, восстановление которого будет происходить путем частичного растворения частицы у края диска и осаждения избыточных (пришедших) атомов легирующих элементов в виде дополнительного слоя на плоской поверхности частицы.

Таким образом, диаметр диска постепенно уменьшается, а толщина его увеличивается. Эти процессы развиваются непрерывно до тех пор, пока степень кривизны межфазной поверхности у края диска не станет равной степени кривизны на бывшей плоской поверхности. А это означает, что частица из плоской дискообразной становится сферической.

Чаще всего процессы роста частиц и их сфероидизация протекают параллельно и сопровождаются непрерывным нарушением когерентности на межфазных границах. Как правило, достижение сферической формы частиц совпадает с зарождением стабильных фаз и полным нарушением когерентности. Однако существуют и исключения. Приобретение частицами сферической формы сопровождается понижением прочностных свойств и увеличением пластичности сплава.

6.7 Коагуляция частиц

Коагуляция частиц является завершающим этапом распада твердых растворов. Структурное состояние сплава, предшествующее коагуляции, характеризуется почти полным обеднением его до концентрации, близкой к равновесной. Размеры выделяющихся при распаде частиц фаз оказываются различными (рис. 6.5), что обусловлено разновременностью процессов зарождения и отличиями в условиях роста каждой отдельной частицы.

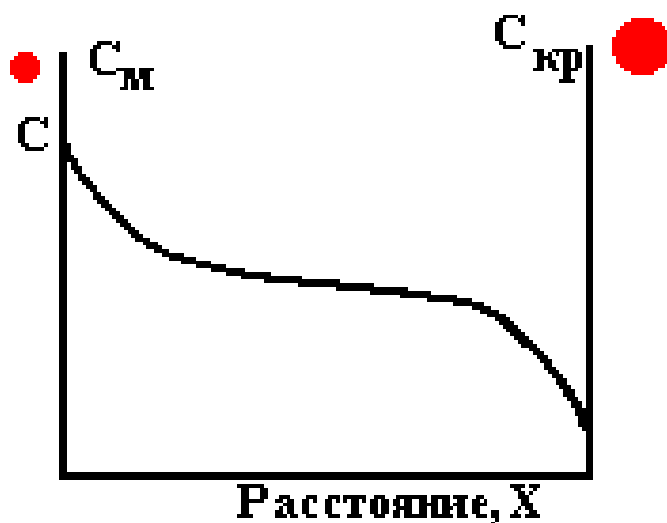


Рисунок 6.5. Распределение легирующего компонента по сечению твердого раствора между крупной и мелкой частицами при коагуляции: C_m - концентрация твердого раствора на границе с мелкой частицей; $C_{кр}$ - то же около крупной частицы

В этих условиях, как и при сфероидизации, твердый раствор оказывается неоднородным по химическому составу, что обусловлено явлениями коллоидного равновесия на межфазных поверхностях с различной степенью кривизны.

Термодинамическим стимулом процессов коагуляции является стремление системы к уменьшению протяженности суммарной межфазной поверхности, что достигается при росте наиболее крупных частиц с одновременным растворением наиболее мелких и диффузионным переносом легирующего компонента на большие расстояния через твердый раствор от растворяющихся мелких частиц к растущим крупным. Характер развития коагуляции напоминает явления роста частиц стабильной фазы при одновременном растворении метастабильных частиц (сравните рис. 6.5 с рис. 6.4).

На начальных стадиях коагуляции происходит диффузионное взаимодействие лишь между близко расположенными частицами и поэтому растворяются только наиболее мелкие частицы. С повышением температуры ускорение диффузионных процессов позволяет реализовать и процессы между частицами, расположенными на большом расстоянии друг от друга. При этом частицы, которые только что росли за счет растворения наиболее мелких, могут в дальнейшем растворяться, участвуя в диффузионном обмене атомами с соседней более крупной частицей.

Таким образом, по мере повышения температуры нагрева при старении или отпуске в результате развития процессов коагуляции количество частиц непрерывно уменьшается, увеличиваются расстояния между частицами и их размеры. Это определяет изменение механических свойств сплавов при старении или отпуске. После завершения последней стадии распада твердых растворов формируется структура, в которой выделения имеют форму сравнительно крупных равноосных частиц, распределенных в матрице твердого раствора.

6.8 Изменение свойств сплавов при старении и виды старения

Как было показано выше, распад пересыщенных твердых растворов является термически активируемым процессом, поэтому основными технологическими параметрами старения являются температура нагрева и время выдержки. Зависимость основных прочностных свойств сплавов при старении, например, термически упрочняемых алюминиевых сплавов (рис. 6.6) показывает, что влияние температуры старения на твердость и другие прочностные характеристики сплава при старении выражается кривой с максимумом (рисунок 6.6, а).

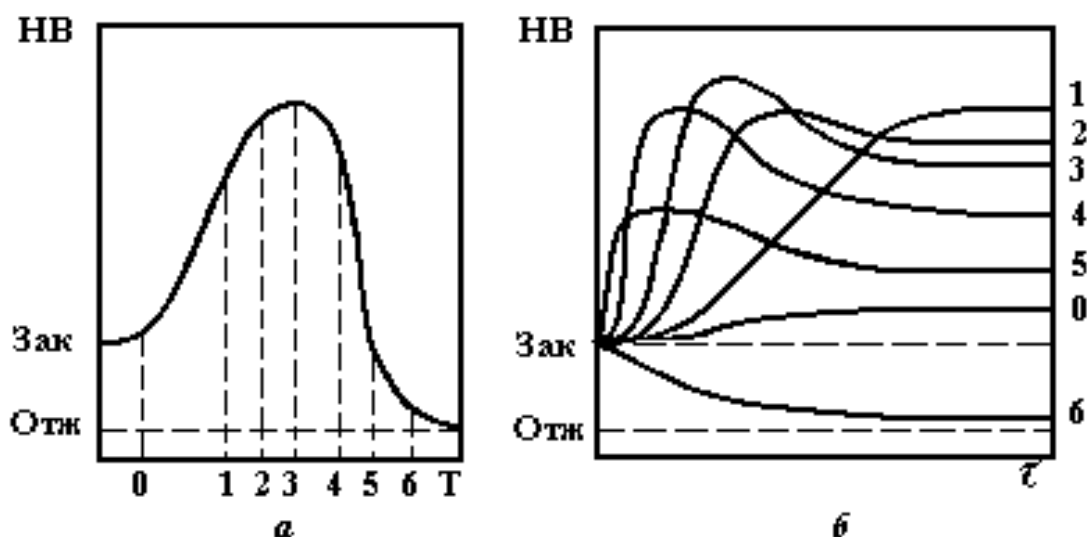


Рисунок 6.6. Характер изменения твердости (HV) и других прочностных свойств спла-

вов при старении в зависимости от: a - температуры (T); b - длительности выдержки (t); Зак - уровень твердости сплава в закаленном состоянии; Отж - то же, отвечающий отожженному состоянию сплава; 0 - 6 - различные температурные уровни старения (одинаковые для a и b)

Начальная точка этой кривой соответствует уровню твердости свежезакаленного сплава, конечная - приблизительно характеризует твердость отожженного сплава. Левая часть кривой определяет упрочнение сплава при старении, правая - разупрочнение. Такие изменения свойств определяются структурными превращениями при старении, изученными выше. Прохождение кривой через все температурные уровни старения (от 0 до 6 на рис. 6.6) отвечает развитию полной цепочки превращений при старении от образования микронеоднородностей состава в свежезакаленном пересыщенном твердом растворе до коагуляции.

Зависимости твердости от длительности выдержки и температуры старения (рис. 6.6, b) имеют также либо форму кривой с максимумом (кривые 2 - 4), либо только части такой полной кривой (кривые 0, 1, 6), что характеризует развитие лишь ограниченной части процессов в непрерывной цепи распада твердого раствора, которые оказываются возможными при том или ином температурном уровне старения.

Восходящая часть кривой (рис. 6.6, a) и соответствующие ей кривые 0, 1, 2, 3 (рис. 6.6, b) определяют характер упрочнения при старении, ответственными за которое являются начальные стадии распада пересыщенного твердого раствора, в т.ч. образование ЗГП, зарождение и рост частиц метастабильных фаз. Разделение роли зон и частиц метастабильных фаз на кривой температурной зависимости упрочнения при старении вызывает определенные трудности.

Считается, что до температур, соответствующих уровню 1, упрочнение определяется образованием ЗГП. Начиная с этих температур можно проследить за уменьшением угла наклона касательной, проведенной к каждой последующей точке на кривой. Это означает, что интенсивность упрочнения с повышением температуры непрерывно снижается вплоть до точки максимума на кривой, когда угол наклона такой касательной становится отрицательным, что соответствует началу разупрочнения.

Эти эффекты относятся к образованию и росту зародышей промежуточных фаз, что сопровождается сначала частичным, а затем полным (в точке мак-

симула) нарушением когерентности на межфазной границе. Последнему эффекту соответствует стадия образования зародышей стабильной фазы. Ее рост при обеднении концентрации окружающего твердого раствора и коагуляция частиц стабильной фазы являются причинами разупрочнения при старении. Этому эффекту отвечает нисходящая часть кривой (рис. 6.6, а).

Кривые, характеризующие изменение прочностных свойств при старении во времени, позволяют видеть, что очень низкие температуры старения, например, минусовые для сплавов типа дуралюмин, могут вызвать развитие лишь диффузионного перераспределения компонентов в твердом растворе с образованием микронеоднородностей, мало влияющих на уровень упрочнения (рис. 6.6, б, кривая 0).

Естественное старение дуралюминов, т.е. старение при комнатной температуре, приводит преимущественно к упрочнению зонами Гинье-Престона.

Этому эффекту соответствует кривая 1 (рис. 6.6, б), характерной особенностью которой является выход ее на определенный уровень упрочнения, который не уменьшается в течение очень больших выдержек при комнатной температуре, обеспечивая надежную работу изделий в таких температурных условиях эксплуатации. Однако уровень упрочнения, достигаемый при естественном старении, не является предельным для большинства алюминиевых сплавов.

Более высокие значения прочностных свойств и особенно предела текучести сплавов, достигаются при *искусственном старении*, упрочнение при котором обеспечивается за счет выделения частиц промежуточных метастабильных фаз. Максимум на температурной кривой упрочнения (рисунок 6.6, а), по М.В. Захарову, соответствует температуре

$$T_{max} = (0,55 \dots 0,6) \cdot T_{пл}.$$

Приведенное выражение определяет лишь возможный интервал температур максимального упрочнения. Конкретные температуры для реальных сплавов должны уточняться экспериментально. Старение при температуре, обеспечивающей максимальные прочностные свойства, называется *полным искусственным старением*.

Однако после полного искусственного старения сплавы характеризуются очень низкими значениями пластических характеристик (относительное удлинение, сужение). Лучший комплекс механических свойств сплавов может быть получен при *неполном (кратковременном)* искусственном старении, на 20 - 30 °С ниже температуры максимума (рис. 6.6,*а*, температурный уровень 2), либо при *стабилизирующем старении*, на 20 - 30 °С выше температуры максимума (рис. 6.6,*а*, температурный уровень 4).

В обоих случаях прочностные свойства оказываются на 5 - 10% ниже максимальных, получаемых при полном искусственном старении, но пластические характеристики в 1,5 - 2,0 раза выше значений соответствующих свойств после полного старения. Дополнительным преимуществом неполного старения является более высокая коррозионная стойкость большинства алюминиевых сплавов по сравнению со сплавами, прошедшими полное искусственное старение.

Существенным преимуществом стабилизирующего искусственного старения является высокая стабильность структуры и свойств сплавов в процессе эксплуатации, особенно при повышенных рабочих температурах. Поэтому такому режиму старения подвергают сплавы, предназначенные для работы в условиях сложнапряженного состояния и высоких рабочих температур (жаропрочные алюминиевые сплавы). Необходимо отметить, что практически при любых температурах старения длительные выдержки выводят прочностные свойства сплавов на определенный уровень (рис. 6.6,*б*), не изменяющийся со временем, что обусловлено явлением *коллоидного равновесия*.

Старение при относительно высоких температурах может приводить к подавлению ранних стадий распада. В результате высокой термической активации диффузионных процессов распад может протекать в этом случае путем образования зародышей стабильной фазы, минуя формирование ЗГП и частиц метастабильных фаз. Главным процессом, определяющим рост частиц при таком распаде, становится коагуляция.

При этом на кривой упрочнения при старении проявляющийся максимум на временной зависимости не достигает значений, получаемых при более низких температурах старения (рис. 6.6, *б*, кривая 4), либо такого максимума вообще не наблюдается, а старение сразу сопровождается снижением прочностных

свойств (кривая 6 на том же рисунке). Такое старение называется *разупрочняющим*.

Эффект упрочнения сплавов при старении зависит от химического состава сплавов и его фазового и структурного состояния. В первом приближении уровень упрочнения почти линейно зависит от содержания элемента-упрочнителя в сплаве, а также от состава и структуры упрочняющей фазы.

Чем сложнее состав и структура фазы-упрочнителя, тем выше эффект упрочняющей термической обработки. Возможности упрочняющей термической обработки сплава и ожидаемые ее результаты могут быть определены при изучении диаграмм состояния рассматриваемой системы.

6.9 Анализ фазового состояния сплавов после старения

Высокая устойчивость структурного состояния сплавов после старения в течение длительного времени при температурах, не превышающих температуры старения, свидетельствует о том, что на каждой из ступеней распада может быть достигнут определенный уровень квазиравновесного состояния структуры, соответствующий *принципу коллоидного равновесия*. Это положение должно найти отражение на фазовых диаграммах, если на них нанести линии метастабильного равновесия твердого раствора с продуктами его распада (рис. 6.7).

На диаграмме кроме основной линии сольвус, соответствующей полному фазовому равновесию в системе (с Θ - фазой), нанесены линии сольвус, отвечающие равновесию распадающегося твердого раствора с зонами ГП, Θ'' , Θ' - фазами. Положение метастабильных линий сольвус отклоняется от соответствующей линии стабильного равновесия тем в большей степени, чем более метастабильными являются продукты распада. Рассчитанные на основе термодинамических подходов (см. п.6.5) значения квазиравновесных концентраций твердого раствора в контакте с продуктами распада различной степени стабильности, были подтверждены экспериментально, что позволило использовать построенные дополнительные линии на фазовой диаграмме для анализа развивающихся процессов при старении.

В соответствии с новыми построениями, закаленный сплав C_0 при старении в температурной области до T_1 будет претерпевать лишь распад, обеспечивающий образование ЗГП. Схема кинетической диаграммы (рис. 6.8.) позволяет видеть, что длительные выдержки при этих температурах не должны приводить к изменению фазового состояния. Старение при этих температурах соответствует стадии *зонного старения*.

При температурах старения от T_1 до T_2 обеспечивается метастабильное равновесие твердого раствора с Θ'' - фазой. Поэтому процессы распада будут останавливаться на стадии *фазового старения* с образованием метастабильной фазы Θ'' .

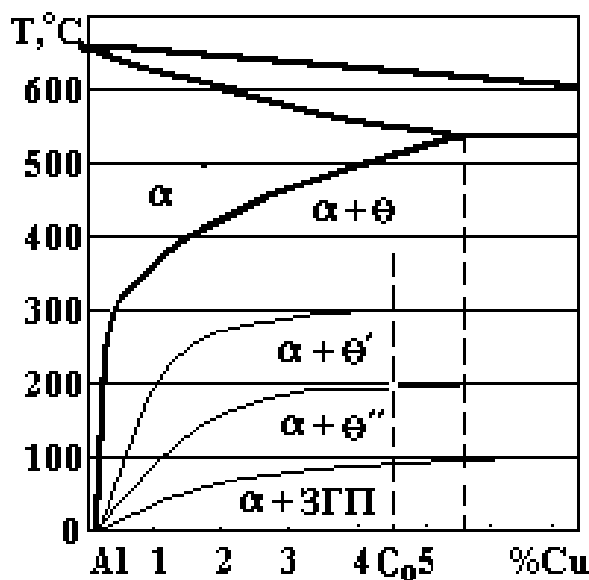


Рисунок 6.7. Фазовая диаграмма стабильного и метастабильного равновесия в системе Al-Cu

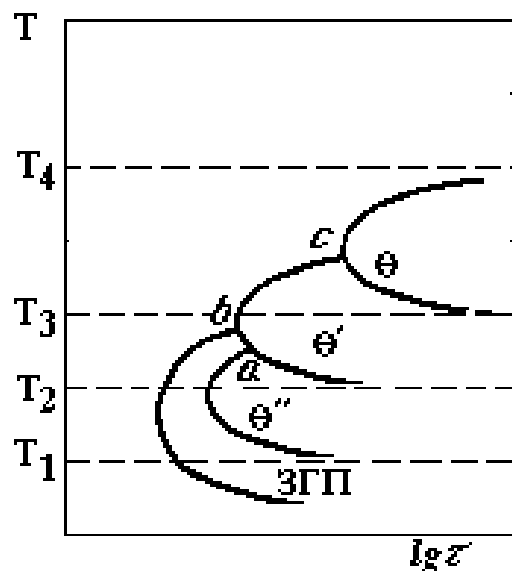


Рисунок 6.8. Кинетическая диаграмма распада твердого раствора, соответствующая рис. 6.7

Дальнейшее повышение температуры от T_2 до T_3 должно приводить к фазовому превращению $\Theta'' \rightarrow \Theta'$, что также является одной из стадий фазового старения, обеспечивающего упрочнение стареющего сплава. Причем при температурах ниже точки a , Θ' - фаза является конечным продуктом распада, развивающегося в несколько стадий: $\text{ЗГП} \rightarrow \Theta'' \rightarrow \Theta'$, тогда как в узком температурном интервале от температуры, соответствующей точке a , до точки b после стадии зонного старения начинает выделяться сразу Θ' - фаза, а не Θ'' - фаза.

При более высоких температурах распад может происходить минуя и стадию образования ЗГП.

Использование еще более высоких температур старения (от T_3 до T_4), вызывает развитие процессов распада с образованием стабильной Θ -фа-зы, которая формируется путем перестройки решетки из Θ' - фазы (температура ниже точки c) либо путем прямого некогерентного образования зародышей стабильной Θ - фазы из распадающегося твердого раствора (при температурах, близких к T_4). В том случае, если сплав после закалки претерпел зонную стадию старения (например, в результате естественного старения), а затем был нагрет до одной из температур фазового старения (160 - 180 °С для алюминиевых сплавов) с кратковременной выдержкой (не более 1 - 2 мин.), то зоны ГП становятся неустойчивыми и растворяются в твердом растворе, а зародыши новой фазы еще не успевают образоваться.

В результате такого температурного воздействия восстанавливается состояние пересыщенного твердого раствора, соответствующего закаленному состоянию. Это явление получило название *возврат при старении*. Он может использоваться в качестве операции термической обработки в том случае, если требуется вернуть сплаву свойства, соответствующие свежезакаленному состоянию, после некоторого достаточно длительного времени, прошедшего с момента закалки.

Кроме того, известно, что зоны ГП, образовавшиеся на ранних стадиях распада, могут оказывать существенное влияние на кинетику выделения и роста метастабильных фаз в сплаве, определяя эффективность упрочнения при старении. Это относится в первую очередь к сплавам систем: Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu (например, для высокопрочных сплавов типа В95). Использование этого эффекта позволило создать технологию ступенчатого старения, при которой на первой стадии при температуре 100 - 120 °С активно развивается зонная стадия распада, а на второй стадии при 160 - 180 °С происходит формирование частиц метастабильной фазы на основе ранее образовавшихся зон ГП. Для сплавов типа Д16 (Al-Cu-Mg) зонная стадия распада практически не влияет на фазовую, в связи с чем ступенчатое старение для них не применяется. В этой же связи для дуралюминов не ограничивается время перерыва между закалкой и старением, тогда как для сплавов системы Al - Mg - Si предварительное естественное ста-

рение снижает эффект искусственного старения. По этой причине для сплавов типа АВ, АД31 и других допустимая длительность перерыва между закалкой и старением должна быть минимальной и ограничивается несколькими часами.

На процессы распада при старении оказывает влияние деформация. Холодная пластическая деформация, выполненная непосредственно после закалки, способствуя стоку избыточных закалочных вакансий на линии дислокаций, замедляет зонную стадию, что в большинстве случаев снижает упрочнение при старении.

Общий уровень упрочнения от закалки, старения и деформации может оказаться и больше, чем без деформации, однако в общем упрочнении прирост прочностных свойств определяется преимущественно наклепом. При этом чаще всего снижается пластичность сплава. В некоторых случаях деформация может способствовать распаду на стадии фазового старения, поскольку она увеличивает плотность дислокаций, на которых формируется дополнительное количество зародышей упрочняющей фазы. Однако это также сопровождается снижением пластичности сплава.

Весьма эффективной оказывается горячая пластическая деформация при температуре нагрева под закалку. Создание повышенной плотности дислокаций и высокодифференцированной субзеренной структуры твердого раствора после закалки обеспечивает эффективное упрочнение при старении, в том числе и с участием избыточных вакансий, зафиксированных закалкой. Наложение упругих напряжений на изделие в период старения способствует ориентированному выделению зон ГП и метастабильных дискообразных частиц в основе распадающегося твердого раствора. Создание состояния всестороннего сжатия замедляет процессы распада.

Особую роль в развитии процессов распада пересыщенных твердых растворов при старении играет возбуждение в изделии ультразвуковых колебаний.

Установлено, что колебательные напряжения, возбуждаемые в изделии при распространении ультразвука, вызывают эффекты микропластической деформации, сопровождающиеся повышением плотности дислокаций, увеличением неравновесной концентрации вакансий, что способствует ускорению процессов выделения и увеличению степени дисперсности выделяющихся частиц. Экспериментально обнаружено ускорение процессов распада, которое составляет от нескольких раз до нескольких десятков раз. Однако уровень упрочнения

от применения ультразвуковой обработки при старении значительно не изменяется.

Глава 7

ОТПУСК ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ

Отпуск как операция термической обработки применяется для сплавов, закаленных на мартенсит, и выполняется непосредственно после закалки. В основе процессов отпуска, как и старения, лежат явления распада пересыщенных твердых растворов. Однако в отличие от старения, отпуск характеризуется более сложной гаммой процессов, протекающих при нагреве метастабильных мартенситных структур, имеющих в исходном состоянии неоднородный фазовый состав, ярко выраженное гетерогенное строение, высокий уровень упруго-напряженного состояния и высокую плотность дислокаций, обусловленную деформационными явлениями в составе механизма мартенситного превращения при закалке.

Теория процессов отпуска преимущественно разработана на примере сталей, в связи с чем в настоящем разделе будут рассмотрены общие закономерности отпуска углеродистых и легированных сталей. Однако эти же закономерности могут использоваться при анализе процессов распада мартенсита в любых системах, например, в сплавах на основе титана, с корректировкой, связанной с особенностями фазового состава таких сплавов, описываемых конкретными фазовыми диаграммами.

7.1 Виды отпуска сталей

Отпуск проводят путем нагрева закаленной стали до температур, не превышающих точки A_{c1} , выдержки при этих температурах и последующего охлаждения. Конкретная температура отпуска определяется требованиями по

твердости и механическим свойствам стали, предъявляемыми к изделию в соответствии с условиями его эксплуатации. При отпуске происходит распад зафиксированных закалкой пересыщенных метастабильных твердых растворов: мартенсита и остаточного аустенита.

По температуре нагрева различают три вида отпуска: *низкий, средний и высокий*. Существует и четвертый вид отпуска, получивший свое название от наименования процессов, определяющих его содержание - *отпуск на дисперсионное твердение*.

Низкий отпуск проводится при температурах 120 - 250°C. Он применяется для деталей, от которых требуется максимально высокая твердость и износостойкость поверхности. В результате низкого отпуска достигается уменьшение уровня остаточных внутренних напряжений, возникших при закалке. Конечной структурой стали после низкотемпературного отпуска является *отпущенный мартенсит и остаточный аустенит*.

Средний отпуск (температура 300 - 500°C) применяется для изделий, которые должны обладать при эксплуатации высокими пределами упругости, прочности, выносливости при достаточно высокой вязкости. Примерами таких изделий являются рессоры и пружины. Структура стали после среднего отпуска представляет собой *троостит отпуска*.

Высокий отпуск (температура для разных сталей от 450 до 690 °C) используется для изделий, испытывающих в процессе эксплуатации большие динамические нагрузки. Свойства стали после высокого отпуска характеризуются очень высокими значениями пластичности (относительного удлинения, сужения, ударной вязкости) при еще достаточно высоких значениях прочностных свойств.

Такой вид отпуска улучшает комплекс механических свойств, в связи с чем вид термической обработки, включающий закалку с высоким отпуском называют *улучшением*. Структура стали, которая образуется после высокого отпуска, - *сорбит отпуска*.

Если при отпуске применяются предельно высокие температуры отпуска (650 - 690 °C), то в структуре может быть получен зернистый перлит, характеризующийся наиболее высокими значениями пластичности при минимальной прочности.

Отпуск на *дисперсионное твердение* может быть применен лишь к специальным легированным сталям, для которых развитие процессов распада, аналогичных наблюдаемым при старении, может приводить к упрочнению за счет выделения дисперсных когерентных карбидов легирующих элементов или интерметаллидов.

Структура стали после такого отпуска определяется условиями фазового равновесия конкретной рассматриваемой системы, свойственной обрабатываемому составу сплава.

7.2 Основные превращения при отпуске стали

Основной структурной составляющей закаленной стали является *мартенсит* - продукт бездиффузионного превращения переохлажденного аустенита, представляющий собой пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе. Кроме мартенсита, в структуре стали после закалки присутствует остаточный аустенит. Не исключено присутствие избыточных карбидных частиц либо иных структурных составляющих, не растворившихся в аустените при нагреве под закалку.

Структура стали, закаленной на мартенсит, характеризуется также избыточным количеством физических дефектов: закалочных вакансий и дислокаций, повышенная плотность которых обусловлена деформационными явлениями, составляющими одну из сторон механизма мартенситного превращения.

Процессы распада метастабильных твердых растворов при отпуске стали и сопутствующие им структурные изменения можно рассматривать в виде развивающихся последовательно и накладывающихся друг на друга четырех основных превращений при отпуске: распад мартенсита, в свою очередь, развивающийся в две стадии; распад остаточного аустенита; карбидное превращение; коагуляция карбидов.

Распад мартенсита

Распад мартенсита, и особенно его первая стадия, развивается очень быстро и может начинаться еще в период закалочного охлаждения. *Первая стадия* распада мартенсита развивается при температурах от 80 до 150 °С. Она имеет диффузионную природу, однако скорости ее развития на 2 - 3 порядка превышают скорости термически активируемой диффузии, что объясняют ролью повышенной концентрации закалочных вакансий, активизирующих начальные стадии распада.

Механизм распада мартенсита на первой стадии может быть описан как *прерывистый* распад (см. п.6.4.). Он заключается в том, что в условиях высокой степени пересыщения мартенсита выделяющийся при нагреве углерод диффузионно взаимодействует с железом, в результате чего образуются высокодисперсные, когерентные мартенситу частицы метастабильных карбидов с промежуточным кристаллическим строением.

Начальный рост таких частиц происходит за счет углерода, перераспределяющегося к растущим карбидным частицам из непосредственно примыкающих к ним тонких слоев мартенсита. Возникает система, когда в объеме распадающегося мартенсита с исходной концентрацией по углероду вокруг выделяющихся карбидных частиц располагаются тонкие линзообразные области обеднившегося по углероду мартенсита.

Таким образом, в системе одновременно оказываются две мартенситные фазы: с исходной концентрацией и обедненная. Поэтому такой распад в сталях называют *двухфазным*. Быстрый рост карбидных частиц на этой стадии так же быстро приостанавливается при исчерпании числа избыточных закалочных вакансий в микрообъемах твердого раствора, непосредственно примыкающего к растущей карбидной частице.

Дальнейший рост образовавшихся частиц может продолжаться путем диффузионного переноса атомов углерода на большие расстояния в условиях обычной термически активируемой диффузии, которая, как уже отмечалось, развивается на 2 - 3 порядка медленнее, чем диффузия с участием закалочных вакансий.

Продолжение распада мартенсита на первой стадии идет путем образования и быстрого роста новых зародышей карбидных частиц в объемах мартенси-

та с исходной концентрацией, сопровождающегося обеднением непосредственно примыкающих к частице слоев мартенсита, и такой же быстрой приостановкой этого роста по вышеописанным причинам.

Эти процессы продолжают до тех пор, пока во всех объемах исходного мартенсита не возникнут аналогичные высокодисперсные частицы, окруженные обедненным твердым раствором.

При этом формируется структура, характеризующаяся равномерным распределением выделившихся высокодисперсных карбидных частиц, окруженных обедненным по углероду мартенситом. Этот момент считают завершением первой стадии распада мартенсита и началом его второй стадии.

Вторая стадия распада мартенсита происходит при температурах 150 - 300 °С. Повышение температуры процессов до этих значений увеличивает диффузионную подвижность атомов углерода, что позволяет реализовать диффузию на сравнительно большие расстояния, обеспечивая возможность дальнейшего обеднения матричного твердого раствора и роста выделяющихся карбидных частиц в соответствии с явлением коллоидного равновесия в системе.

Каждой температуре нагрева при отпуске в указанном интервале соответствует определенная концентрация пересыщенного распадающегося твердого раствора и размер растущих карбидов. Чем выше температура, тем меньше оказывается остаточная концентрация твердого раствора по всему его объему и тем больше размеры карбидных частиц. Таким образом, на второй стадии распад мартенсита можно рассматривать как *непрерывный*. При отпуске стали его называют *однофазным* распадом.

По окончании первой и второй стадий распада мартенсита в структуре стали образуется смесь матричного α -твердого раствора с частичным остаточным его пересыщением и равномерно распределенных в нем высокодисперсных метастабильных дискообразных карбидных частиц, полностью или частично когерентных с решеткой матричной фазы. Такая структура называется *отпущенным мартенситом*.

Распад остаточного аустенита

Распад остаточного аустенита накладывается по температурной шкале на вторую стадию распада мартенсита, т.е. протекает при температурах 150 - 300 °С. Сдвиг начала распада аустенита в направлении более высоких температур по сравнению с распадом мартенсита обусловлен меньшей диффузионной подвижностью атомов углерода в более плотно упакованной кристаллической решетке гранецентрированного куба, которой характеризуется аустенит, по сравнению с более рыхлой решеткой мартенсита (тетрагональной, с симметрией ОЦК).

Распад остаточного аустенита происходит, как и распад мартенсита, путем выделения из твердого раствора карбидов промежуточного состава, не отличающихся по своему строению от карбидов, выделяющихся из мартенсита.

Отличие процессов распада остаточного аустенита и мартенсита заключается в том, что параллельно с выделением карбидных частиц из аустенита, должно происходить изменение типа кристаллической решетки распадающегося твердого раствора, тогда как при распаде мартенсита тип решетки не изменяется, а лишь уменьшается степень ее тетрагональности. Причем, при температурах до 300 °С диффузионные процессы, необходимые для перестройки затруднены, в связи с чем она осуществляется преимущественно бездиффузионным мартенситным путем.

Предполагается, что возможность бездиффузионной перестройки кристаллической решетки из ГЦК в ОЦК в изотермических условиях появляется в связи с повышением температуры мартенситной точки обедняющегося по углероду аустенита по мере выделения из него карбидов, по крайней мере, до температуры рассматриваемого отпуска.

В результате распада остаточного аустенита образуется структура отпущенного мартенсита.

Карбидное превращение

Третье превращение при отпуске (*карбидное превращение*) получило свое название по содержанию одного из основных процессов, протекающих на рассматриваемой стадии распада твердых растворов.

Центральным процессом в этом случае является изменение типа кристаллической решетки выделяющихся карбидов от метастабильного гексагонального карбида до равновесной кристаллической структуры орторомбического Θ -цементита (равновесной формы карбида).

Однако процессы, развивающиеся при температурах 300 - 450 °С, затрагивают значительно более широкий круг явлений, чем просто изменение типа кристаллической решетки выделяющихся карбидов. Такими процессами являются:

- перестройка решетки промежуточных метастабильных карбидных частиц в частицы относительно стабильного цементита;

- сфероидизация карбидных частиц;

- эволюционное нарушение когерентности на межфазных границах карбида с матричным твердым раствором, сопровождающееся релаксационными процессами в зоне межфазных границ и коренным уменьшением остаточных микронапряжений;

- окончательное обеднение пересыщенного α -твердого раствора до равновесного содержания и превращение в связи с этим мартенсита в феррит;

- развитие дорекристаллизационных процессов в матричном твердом растворе (феррите) с формированием субзеренного строения, ростом размеров субзерен, а при наиболее высоких температурах (выше 450 °С) рекристаллизация феррита с формированием новой зеренной структуры в феррите отпущенной стали, составляющего основу феррито-цементитных структур отпуска (*троостита, сорбита отпуска, зернистого перлита*).

Перестройка решетки карбидов обусловлена тем, что промежуточные карбидные фазы характеризуются более высокими значениями энергии Гиббса по сравнению с более стабильным цементитом. Как известно, такие карбиды возникают на первых стадиях распада твердых растворов (мартенсита и остаточного аустенита) по причине более высокой степени соответствия кристаллической решетки с решеткой распадающегося твердого раствора.

Однако повышение температуры нагрева позволяет реализовать диффузионную перестройку решетки карбидов, уменьшая запас свободной энергии системы.

Неупорядоченный перенос атомов через межфазную границу при замене кристаллической решетки карбидов сопровождается *нарушением когерентно-*

сти фаз на этой границе. Когерентность решеток сохраняется при температурах до 350 °С.

Дальнейшее повышение температур приводит к резкому уменьшению степени когерентности и, соответственно, к снижению уровня внутренних микронапряжений, определяемых экспериментально. Поэтому, можно считать, что полная замена метастабильных карбидов с промежуточной решеткой на цементит происходит при температурах порядка 350 °С.

Начиная с этих температур наблюдается изменение внешней формы карбидов от пластинчатых (дискообразных) к сферическим частицам (*сфероидизация карбидов*). Причины и механизм сфероидизации частиц рассмотрен при изучении процессов старения (п.6.6), а применительно к сфероидизации цементитных частиц – при изучении *отжига на зернистый перлит*.

Высокая плотность дислокаций в закаленной стали, обусловленная деформационными явлениями, составляющими одну из сторон механизма мартенситного превращения, сохраняется в структуре стали при отпуске до температур 350 - 450 °С. При этих температурах оказываются возможными процессы, близкие по своей природе к явлениям полигонизации деформированного металла, обеспечивающие формирование тонкого *субзеренного строения феррита*.

При этом повышение температуры в указанном интервале приводит к увеличению размеров формирующихся субзерен. Превышение температурного порога рекристаллизации может приводить к развитию явлений первичной и более далеко зашедшей *рекристаллизации* феррита, однако эти явления свойственны уже не третьему, а четвертому превращению при отпуске.

Коагуляция карбидов и структура стали после отпуска

Четвертое превращение при отпуске заключается в *коагуляции карбидов*, при которой с повышением температуры растут наиболее крупные карбидные частицы за счет углерода, переходящего в твердый раствор при одновременном растворении в нем наиболее мелких карбидов. Основные причины и механизм коагуляции мало чем отличаются от рассмотренных в разделе 6.7 при изучении процессов старения. Однако это превращение определяет основные изменения

структурного состояния и свойств отпущенной стали, поскольку оно развивается в очень широком интервале температур отпуска.

Процессы коагуляции начинают развиваться еще при температурах, соответствующих развитию второго и третьего превращений при отпуске (выше 200 - 250 °C), накладываясь на процессы роста зародышей метастабильных карбидов и стабильного цементита. Правда, роль этого процесса вначале невелика, а наибольшее влияние коагуляции на изменение структуры и свойств стали проявляется при температурах отпуска 450 - 690 °C.

Как уже было показано, структура стали после отпуска при температурах, не превышающих 250 - 300 °C, является *отпущенным мартенситом*, представляющим собой гетерогенную структуру, состоящую из не до конца распавшегося частично пересыщенного матричного твердого раствора и когерентных ему равномерно распределенных в объеме высокодисперсных карбидных частиц промежуточного состава и кристаллического строения, отличающегося от цементита. Такая структура свойственна стали, прошедшей *низкий* отпуск.

Все остальные структуры отпущенной стали формируются двумя фазовыми составляющими:

ферритом, составляющим основу структуры сталей, отпущенных при температурах выше 350°C, заменившим мартенситную матрицу в связи с предельным обеднением его по содержанию углерода, и цементитом, возникшим при этих же температурах отпуска в результате карбидного превращения. Все структуры, образующиеся при среднем и высоком отпуске однотипны. Они состоят из сферических цементитных частиц, равномерно распределенных в вязкой ферритной матрице.

Отличие структур стали, отпущенной при разных температурах, заключается лишь в размерах сферических цементитных частиц, их числе и в расстояниях между ними. Чем выше температура отпуска, тем крупнее частицы цементита, тем меньше их число и больше расстояние между соседними частицами.

Характеризуясь различными размерными характеристиками, феррито-цементитные смеси после отпуска по-разному выглядят при их наблюдении в оптическом микроскопе, что послужило поводом для различного названия. Поэтому их называют *трооститом отпуска*, *сорбитом отпуска* и *зернистым перлитом*.

Троостит отпуска при исследовании в металлографическом микроскопе даже при больших оптических увеличениях ($\times 1000$) не позволяет выявить его зернистого строения. При исследовании травленных образцов со структурой троостита отпуска часто можно наблюдать темные игольчатые образования, напоминающие структуру мартенсита, из которого такая структура была получена при отпуске. Однако, высокая травимость таких структур уже свидетельствует о ее двухфазности.

Игольчатый вид структуры связан с ориентированным выделением карбидных (цементитных) частиц вдоль мартенситных кристаллов, имевших до своего распада пластинчатое (“игольчатое”) строение. Однако каждая из образовавшихся цементитных частиц при ее наблюдении с очень большими увеличениями, например, в электронном микроскопе, выглядит в виде изолированной частицы, имеющей сферическую форму. Такую структуру сталь имеет после *среднего* отпуска.

Сорбит отпуска не проявляет своего строения только при малых оптических увеличениях ($\times 100 - 200$). При таких увеличениях структура выглядит в виде серого фона по телу зерен с трудноразличимыми точечными выделениями. Игольчатость структуры уже не проявляется. При средних и больших оптических увеличениях ($\times 500 - 1000$) структура характеризуется относительно равномерно распределенными карбидными выделениями по ферритной матрице. Форма карбидных частиц преимущественно сферическая. Такая структура получается после *высокого* отпуска.

Высокий отпуск при предельно высоких температурах (около $700\text{ }^{\circ}\text{C}$) приводит к получению зернистого перлита, строение которого отличается от сорбита более крупными карбидными частицами и большими расстояниями между ними, что позволяет различить зернистое строение даже при малых увеличениях.

7.3 Изменение свойств стали при отпуске

Учитывая, что твердость и прочностные свойства стали после закалки на мартенсит чаще всего достигают предельно возможных значений, отпуск при

температурах до 150 - 200 °С почти не изменяет их (рисунок 19.1). Главные же изменения механических свойств происходят при дальнейшем повышении температуры и заключаются, преимущественно, в понижении прочностных и повышении пластических характеристик с ростом температуры отпуска (рис. 7.1, а).

Как видно из приведенных данных (рис. 7.1, а), низкий отпуск практически не снижает твердости и других прочностных свойств, тогда как пластические характеристики начинают увеличиваться уже при 200 °С.

При температурах среднего отпуска пластические характеристики увеличиваются в 2 и более раз по сравнению с закаленным состоянием при еще достаточно высоких значениях прочностных свойств.

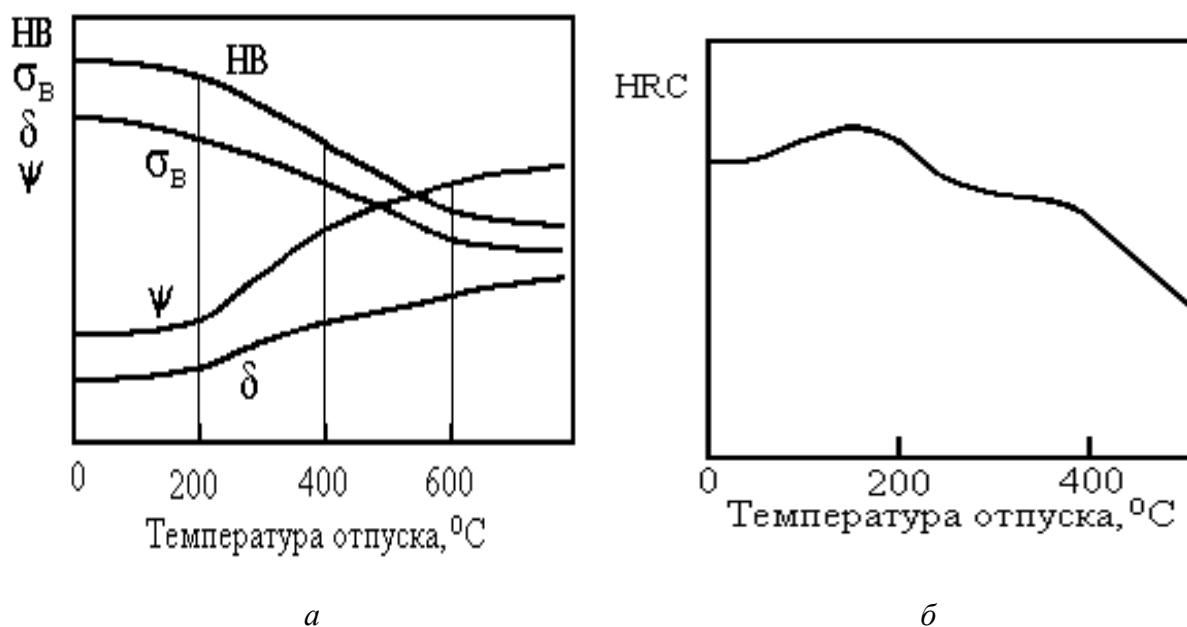


Рисунок 7.1. Влияние температуры отпуска (Т) на свойства стали: а - типичное изменение твердости (НВ), предела прочности (σ_B), относительного удлинения (δ) и относительного сужения (ψ) среднеуглеродистой стали; б - особенности изменения твердости по Роквеллу (HRC) на начальных этапах отпуска высокоуглеродистой стали; вертикальными штриховыми линиями обозначены примеры низкого, среднего и высокого отпуска

Наиболее высокой пластичностью при наиболее низких значениях твердости и предела прочности характеризуется сталь после высокотемпературного отпуска. Такое сочетание механических свойств отвечает наилучшим показате-

лям надежности и долговечности изделий в тяжелонагруженном состоянии в условиях эксплуатации.

В высокоуглеродистых сталях (с содержанием углерода выше 0,8%) при низкотемпературном отпуске (до 100 - 150 °С) наблюдается некоторое увеличение твердости (рис. 7.1,б). При этом абсолютное значение эффекта невелико (увеличение лишь на 1,5 - 2,0 ед. HRCэ), однако сам факт такого изменения свойств очень важен. Он свидетельствует о том, что в сталях, как и в сплавах, не закаливаемых на мартенсит, возможно упрочнение в результате начальных стадий распада. Этот эффект называется дисперсионным твердением мартенсита.

Даже для углеродистых сталей факт дисперсионного твердения мартенсита важен и с практической точки зрения, поскольку его использование позволяет увеличивать износостойкость стали и изготавливаемых из нее инструментов. Однако особое значение это явление приобретает для легированных сталей, в которых дисперсионное твердение мартенсита происходит как за счет выделения карбидов цементитного типа, так и специальных карбидов легирующих элементов.

В высокоуглеродистых сталях наблюдается еще одна особенность изменения твердости при повышении температуры отпуска. Она заключается в том, что в интервале температур отпуска 200 - 300 °С происходит замедление в снижении твердости (рис. 7.1,б).

Это связывают с получением сталью дополнительного упрочнения при замене относительно пластичного остаточного аустенита менее пластичным, но более прочным отпущенным мартенситом, что отвечает температурному интервалу второй стадии первого превращения и второму превращению при отпуске.

Дальнейшее повышение температуры отпуска высокоуглеродистой стали приводит к обычному росту пластических характеристик и понижению прочностных, как и для среднеуглеродистых сталей. Количественный уровень механических свойств сталей после отпуска зависит и от содержания углерода.

В общем случае, чем выше содержание углерода в стали, тем выше твердость и другие прочностные свойства, при одной и той же температуре отпуска, что определяется количественным соотношением феррита и цементита в стали, и особенностями их структурного состояния.

Глава 8

ОТПУСК ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

8.1 Особенности изменения свойств при отпуске низко- и среднелегированных сталей

Влияние легирования на процессы отпуска связано, в основном, с замедлением диффузионных процессов, необходимых для перегруппировки углерода по сечению твердого раствора, образования и диффузионного роста частиц карбидов выделяющихся при распаде твердых растворов.

Уменьшение диффузионной подвижности атомов углерода сказывается в первую очередь на кинетике распада, приводя к смещению процессов распада в область более высоких температур. Однако это не относится к первой стадии распада мартенсита, скорость развития которой определяется аномально высокой диффузионной подвижностью углерода в первые моменты зарождения, что обусловлено ролью избыточного количества закалочных вакансий. Такая особенность развития первой стадии распада мартенсита свойственна практически всем сталям, включая средне- и высоколегированные.

Изменение твердости среднеуглеродистых сталей (рис. 8.1): нелегированной (кривая 1) и легированной небольшим количеством (2 – 3 %) таких легирующих элементов, как хром, марганец, кремний, никель и другие (кривая 2) показывает, что первые стадии распада не снижают твердость сталей. При этом разупрочнение углеродистой стали начинается при повышении температуры отпуска выше 200 °С, тогда как твердость легированной стали сохраняется на уровне закаленной до более высоких температур.

Разупрочнение легированной стали наблюдается лишь при температурах на 40 – 50 °С выше, чем у углеродистой. Такая разница в температурах отпуска,

приводящего к получению одинаковой твердости отпущенной стали, (ΔT) сохраняется во всем интервале температур отпуска.

Это свойство легированной стали используют для повышения теплостойкости материалов, т.е. их способности не снижать своих прочностных свойств в условиях эксплуатации при повышенных температурах.

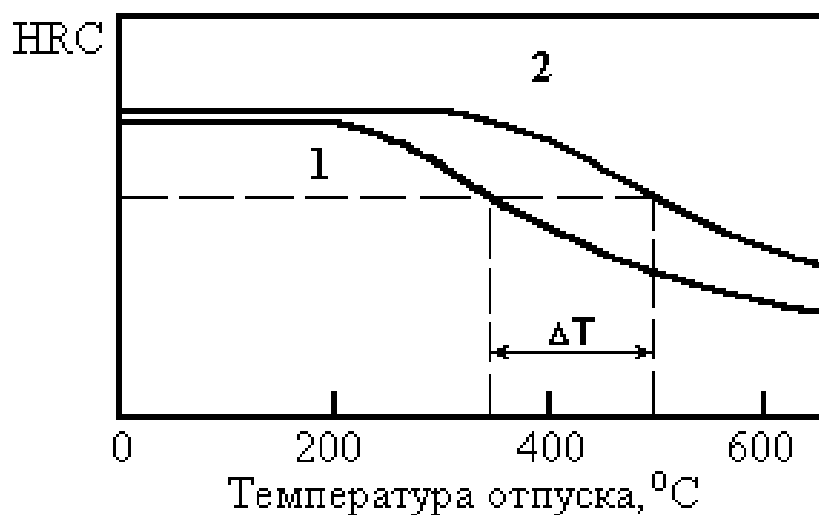


Рисунок 8.1. Влияние температуры отпуска и легирования на твердость стали: 1 - углеродистая сталь; 2 - легированная

Анализируя кривые (рис. 8.1), можно также видеть, что легированная сталь, отпущенная при той же температуре, что и углеродистая, будет всегда иметь более высокую твердость и, соответственно, все прочностные характеристики.

8.2. Особенности процессов распада при отпуске высоколегированных сталей

К высоколегированным сталям в данном случае необходимо отнести стали, содержащие до 5 - 25% сильных карбидообразующих элементов, таких как: хром, вольфрам, молибден, ванадий, ниобий и пр. Примерами таких сталей являются все быстрорежущие инструментальные стали типа P18, P6M5, P8M3,

P9K5Ф5, а также штамповые стали для горячего деформирования типа 3Х2В8Ф и др.

Стаям рассматриваемого класса, как и среднелегированным, свойственно смещение процессов распада по температурной шкале в сторону более высоких температур. При этом первая стадия распада мартенсита не сдвигается по температуре и развивается, как и в углеродистых сталях, при температурах до 150 °С. Однако таким сталям свойственна еще одна особенность распада, заключающаяся в том, что процессы карбидообразования, приводящие к формированию карбидов цементитного типа, преимущественно, на основе железа и специальных карбидов легирующих элементов, развиваются в резко различных температурных интервалах, что сопровождается появлением двух максимумов на кривой изменения твердости в зависимости от температуры отпуска (рис. 8.2).

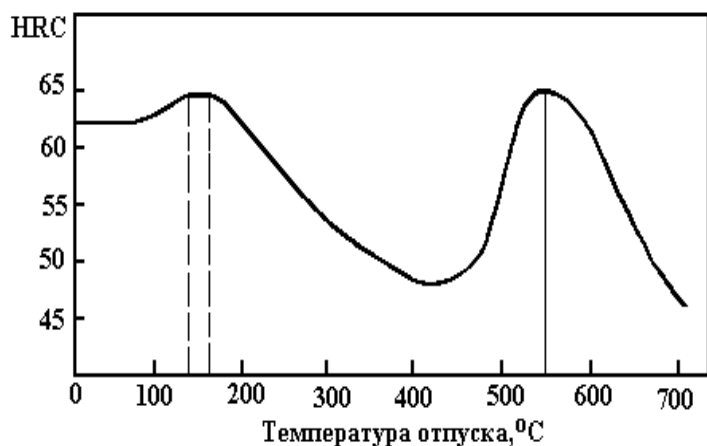


Рисунок 8.2. Изменение твердости быстрорежущей стали в зависимости от температуры отпуска

Первый максимум (рисунок 8.2) соответствует температуре 150 °С. Его появление обусловлено дисперсионным твердением мартенсита на первой стадии распада, сопровождающимся выделением когерентных метастабильных карбидов цементитного типа, в которых атомы железа могут частично замещаться атомами хрома. Величина этого максимума в абсолютных значениях невелика (1,5 - 2,0 HRC), однако для инструментальных сталей, имеющих пре-

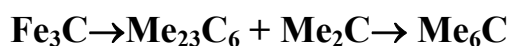
дельно высокую твердость, это повышение может иметь большое значение для износостойкости и иных эксплуатационных характеристик стали.

По термической устойчивости такие карбиды практически не отличаются от аналогичных карбидов в малолегированных сталях, в связи с чем повышение температуры отпуска быстрорежущих сталей до 350 - 450 °С приводит к существенному снижению твердости стали даже до 48 - 55 HRC. Снижение твердости при промежуточных температурах отпуска обусловлено теми же превращениями, которые происходят в рассматриваемом интервале температур в углеродистых и малолегированных сталях, а именно, процессами роста размеров карбидов цементитного типа, их частичной коагуляцией, обеднением твердого раствора по содержанию углерода, нарушением когерентности на межфазных границах.

Увеличение температуры отпуска выше 500 °С, активизируя диффузионную подвижность атомов таких легирующих компонентов, как хром, вольфрам, молибден, ванадий, имеющих более высокое сродство к углероду, создает условия для образования специальных карбидов легирующих элементов. В первую очередь это карбиды Me_6C (Fe_3W_3C , Fe_3Mo_3C), Mo_2C , W_2C , WC , VC , $(Cr,Fe)_{23}C_6$, $(Cr,Fe)_7C_3$.

Причем зародыши таких карбидов могут возникать как на базе ранее образовавшихся цементитных карбидов, например, путем последовательного изменения концентрации углерода и хрома в карбиде $(Fe,Cr)_3C$ с перестройкой его кристаллического строения до карбида $(Cr,Fe)_7C_3$, так и самостоятельно, независимо от них. Аналогично могут превращаться одни менее стабильные карбиды легирующих элементов в другие, более стабильные.

Последовательность превращений карбидных фаз можно описать следующей схемой:



Рост частиц специальных карбидов сопровождается поглощением углерода из окружающего твердого раствора, устанавливая на новой межфазной границе квазиравновесную концентрацию, более низкую, чем на старых межфазных границах между твердым раствором и карбидом цементитного типа. Схема распределения углерода в твердом растворе между зарождающейся час-

тицей специального карбида (К) и образовавшейся ранее частицей карбида цементитного типа (Ц) (рис. 8.3) показывает, что возникающий градиент концентрации по сечению твердого раствора (Р), вызывает диффузионный массоперенос углерода от областей твердого раствора, примыкающих к цементитной частице, в область, примыкающую к специальному карбиду.

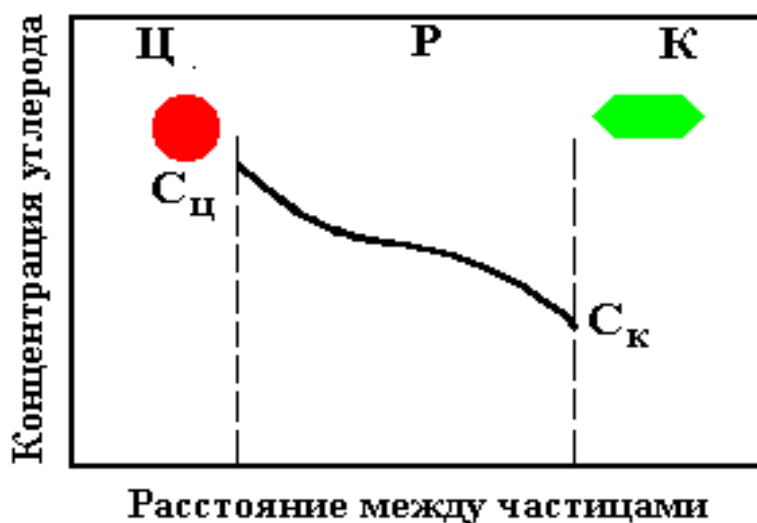


Рисунок 8.3. Схема распределения углерода в твердом растворе между растворяющейся цементитной частицей и растущим специальным карбидом легирующего элемента при отпуске

Такой вынужденный массоперенос приводит к нарушению квазиравновесных концентраций $C_{\text{ц}}$ и $C_{\text{к}}$, восстановление которых может быть достигнуто за счет частичного растворения цементитной частицы и некоторого подрастания карбида легирующего элемента. Замена цементитных частиц карбидами развивается аналогично процессам коагуляции, однако в отличие от них, в данном случае обеспечивается лишь зарождение и небольшое подрастание специальных карбидов легирующих элементов, что вызывает упрочнение стали за счет *дисперсионного твердения мартенсита*.

Возникающая при этом твердость стали, часто превышает значения, получаемые непосредственно после закалки, ее называют *вторичной твердостью*. Дисперсионное твердение начинает развиваться при температурах выше 500 °С. При 550 - 560 °С число образующихся карбидов легирующих элементов максимально, а карбиды цементитного типа практически растворяются полно-

стью. Дальнейшее повышение температуры приводит к коагуляции вновь образовавшихся специальных карбидов, что сопровождается понижением твердости за счет уменьшения числа частиц и увеличения расстояний между ними. Указанный интервал температур является оптимальным и применяется в технологии обработки стали.

В интервале температур отпуска, вызывающих возникновение вторичной твердости, кроме распада мартенсита, происходит и распад остаточного аустенита. Выделение высоколегированных специальных карбидов из остаточного аустенита также способствует дисперсионному твердению и повышению вторичной твердости стали. Кроме того, обеднение остаточного аустенита по содержанию углерода и легирующих элементов в результате выделения карбидов повышает его мартенситную точку (примерно до 150 °C), в связи с чем обедненный по концентрации остаточный аустенит претерпевает мартенситное превращение при охлаждении после отпуска, аналогично тому, как и при закалочном охлаждении. Такое явление называют *вторичной закалкой*.

Замена части остаточного аустенита мартенситом, также вносит свой вклад в повышение вторичной твердости. Однако основным фактором, определяющим вторичную твердость, остается все же дисперсионное твердение мартенсита.

Развивающееся при охлаждении с температуры отпуска вторичное мартенситное превращение, как и при первичной закалке, не приводит к превращению в мартенсит всего остаточного аустенита. Если для большинства быстрорежущих сталей непосредственно после закалки в структуре сохраняется 25 - 35 % остаточного аустенита, то после первого отпуска количество остаточного аустенита достигает 10 - 15 % (для сталей типа Р6М5 – 7 - 10 %). Поэтому, дальнейшее снижение количества остаточного аустенита может быть достигнуто проведением второго, а затем и третьего отпуска, при которых количество остаточного аустенита уменьшается соответственно до 5 - 7 % и до 2 - 3 %.

Для сталей типа Р6М5 оказывается достаточным применение двухкратного отпуска, после которого количество остаточного аустенита достигает 2 - 3 %.

Количество отпусков после закалки можно уменьшить использованием после закалки обработки холодом, что соответствует продолжению развития мартенситного превращения при охлаждении закаленной стали до температур, ниже комнатной (например, до минус 70 или минус 196 °C). Однако такая об-

работка может привести к образованию трещин. После обработки холодом обязательно проведение отпуска.

Наличие на кривой изменения твердости высоколегированных сталей двух максимумов, соответствующих дисперсионному твердению мартенсита, позволяет использовать в практике термической обработки оба эффекта в зависимости от требований, предъявляемых к обрабатываемым изделиям. В качестве примера, иллюстрирующего это положение, можно привести особенности технологии термической обработки штамповых сталей с 12 % хрома (X12Ф, X12М).

Эти стали могут применяться для изготовления штампов горячей либо холодной штамповки. В первом случае от материала штампа требуется высокая теплостойкость, при которой поверхностные рабочие слои штампа, находясь в контакте с горячим деформируемым металлом, должны сохранять, не разупрочняясь, высокую твердость и износостойкость. При этом наиболее целесообразно использовать отпуск на вторичную твердость, в связи с чем к такому штамповому инструменту применяется следующая технология термической обработки: закалка с температуры 1115 - 1130 °С, с последующим 3 - 5-ти кратным отпуском при температуре 500 - 520 °С. После закалки сталь получает твердость 45 - 48 HRC и количество остаточного аустенита до 50 - 60 %. После 5-кратного отпуска твердость увеличивается до 59 - 62 HRC при содержании остаточного аустенита менее 2 %. Закалка с высоких температур обеспечивает большую степень легированности аустенита, повышенную его устойчивость к мартенситному превращению и большую легированность мартенсита, образующегося из него бездиффузионным путем и, следовательно, его высокую устойчивость к распаду при отпуске. Отпуск на вторичную твердость обеспечивает высокие значения теплостойкости.

Вторая схема термической обработки этих сталей предусматривает закалку с более низких температур (1000 - 1050 °С) и последующий низкотемпературный отпуск (150 - 200 °С). Более низкие температуры нагрева под закалку приводят к образованию менее легированного аустенита, имеющего более высокую точку мартенситного превращения. Поэтому после закалки такого штампового инструмента он содержит меньшее количество остаточного аустенита (обычно 10 - 12 %) и твердость 60 - 62 HRC. После низкого отпуска твердость готового штампа оказывается 62 - 63 HRC. Такая термическая обработка назы-

вается термообработкой на первичную твердость. Применение более низкой температуры закалки сохраняет более мелкое зерно стали и большее число не растворившихся при нагреве под закалку карбидов. При этом достигаются предельно высокие значения прочностных свойств (предел прочности при изгибе до 4000 МПа) и износостойкости. Кроме того, такая обработка, сохраняя в структуре 10 - 12% остаточного аустенита, имеющего самый малый удельный объем, компенсирует увеличение объема изделия, обусловленное образованием мартенситной структуры (наименее плотной структурной составляющей). При таком количественном соотношении мартенсита и остаточного аустенита общий объем изделия после закалки остается неизменным. Эту обработку называют *бездеформационной*. Способность стали сохранять неизменным объем после термической обработки оказывается очень важным показателем для изготовления сложных по конфигурации инструментов, поскольку исключает необходимость ручной доводки окончательных размеров штампов после термической обработки.

8.3 Отпускная хрупкость

Отпускная хрупкость - это явление характеризующееся понижением ударной вязкости, получаемой после отпуска стали в определенных температурных интервалах. Поэтому изучение отпускной хрупкости проще всего начать с анализа изменения ударной вязкости сталей в зависимости от температуры отпуска (рис. 8.4).

На кривой изменения ударной вязкости проявляются два температурных интервала, соответствующих падению значений: 250 - 400 °С - интервал отпускной хрупкости первого рода (необратимая отпускная хрупкость); 450 - 650 °С - интервал отпускной хрупкости второго рода (обратимая отпускная хрупкость). Отпускная хрупкость *первого рода* характеризуется рядом особенностей. Ударная вязкость стали, отпущенной при температуре 250 - 400 °С, ниже значений, получаемых при температурах отпуска более низких. Хрупкую сталь,

отпущенную при температурах 250-400°C, можно перевести в вязкое состояние путем повторного отпуска при температурах выше 400°C. Однако при таком отпуске твердость стали снизится до значений, определяемых структурными превращениями, развивающимися при соответствующих температурах.

Повторный нагрев исправленной стали до температурного интервала отпускной хрупкости первого рода уже не вызывает снижения ударной вязкости. Это свойство определяет второе название отпускной хрупкости первого рода, отражающее ее технологические особенности. Ее называют *необратимой отпускной хрупкостью*.

Скорость охлаждения с температуры отпуска 250 - 400 °С не влияет на ударную вязкость. Необратимая отпускная хрупкость свойственна всем сталям, включая углеродистые.

Поэтому, температуры отпуска, соответствующие минимуму ударной вязкости в связи с необратимой отпускной хрупкостью, являются “запрещенными” для применения в технологии термической обработки стали.

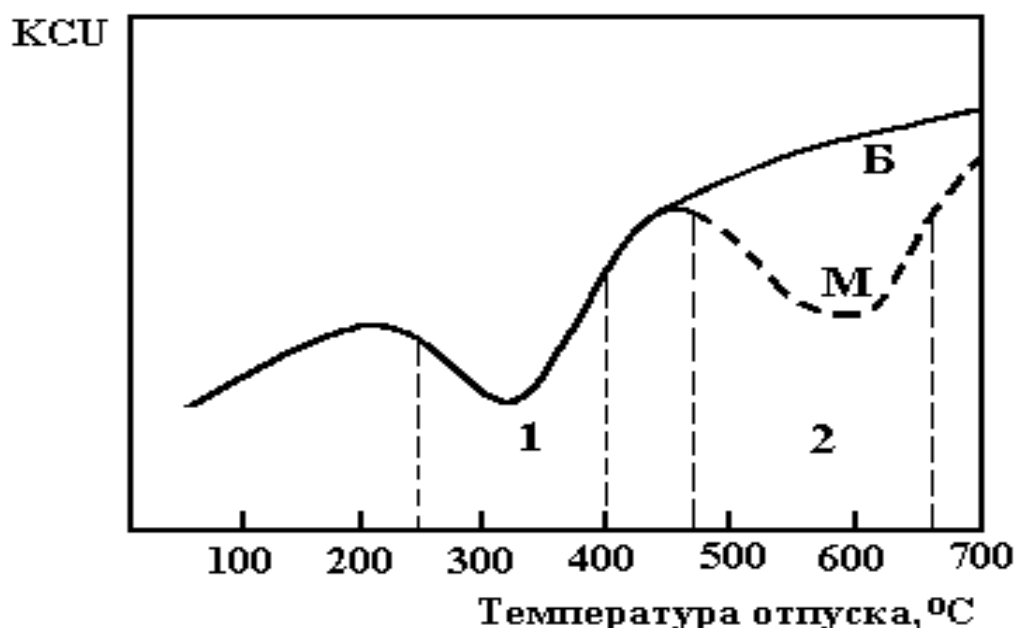


Рисунок 8.4. Изменение ударной вязкости стали в зависимости от температуры отпуска, характеризующее явление отпускной хрупкости: 1 - интервал температур необратимой отпускной хрупкости (250 - 400°C); 2 - интервал температур обратимой отпускной хрупкости (450 - 650 °C)

Сталь в состоянии отпускной хрупкости первого рода характеризуется блестящим межкристаллитным изломом по границам бывшего аустенитного

зерна. Природу явления необратимой отпускной хрупкости связывают с процессами карбидообразования при распаде мартенсита и остаточного аустенита. Наиболее вероятной причиной снижения ударной вязкости при температурах порядка 300 °С является интенсивное выделение карбидов по границам зерен в неблагоприятной пластинчатой форме. Повторный отпуск при температурах 400 °С и выше, вызывая сфероидизацию частиц, устраняет отпускную хрупкость, делая ее необратимой. Из этих же представлений о природе отпускной хрупкости первого рода становится ясной причина отсутствия влияния скорости охлаждения после отпуска на ударную вязкость, поскольку охлаждение не влияет на процессы карбидообразования и сфероидизации карбидов.

Отпускная хрупкость второго рода проявляется только для легированных сталей. Отпуск легированных сталей при температурах выше 450°С с медленным охлаждением после отпуска приводит к понижению ударной вязкости стали, быстрое охлаждение после отпуска (в воде или масле) предотвращает снижение ударной вязкости. Особенностью высокотемпературной отпускной хрупкости является то, что она может быть исправлена повторным отпуском при тех же температурах, что и первоначальный отпуск, но с применением ускоренного охлаждения. При этом не ухудшаются другие механические свойства стали.

Однако исправленная сталь может вновь оказаться в состоянии отпускной хрупкости, если она будет нагрета до температур выше 450 °С и медленно охлаждена. Эта особенность отпускной хрупкости второго рода дала ей название *обратимой*.

Склонность к обратимой отпускной хрупкости в большой мере зависит от химического состава стали. Во-первых, углеродистые стали к обратимой отпускной хрупкости не склонны. Во-вторых, склонность легированных сталей к отпускной хрупкости второго рода сильно увеличивается при загрязнении стали примесями, особенно фосфором, мышьяком и др. Склонность стали к обратимой отпускной хрупкости проявляется при ее легировании (в порядке убывания этого влияния): марганцем, кремнием, хромом, ванадием.

Никель, если он является единственным в стали легирующим элементом, не вызывает склонности к отпускной хрупкости, однако введенный вместе с хромом, марганцем, кремнием, сильно увеличивает склонность к отпускной

хрупкости. Увеличивается склонность к отпускной хрупкости при комплексном легировании и другими элементами.

Склонность стали к отпускной хрупкости второго рода может быть уменьшена или устранена полностью при легировании стали десятыми долями процента молибдена или вольфрама. В меньшей степени склонность к отпускной хрупкости может снижать титан и ниобий.

Таким образом, на следующих примерах можно видеть, что сталь марки 40 - не склонна к отпускной хрупкости второго рода; непрерывно растет склонность к отпускной хрупкости в ряду: 40X, 55C2, 40Г2, 38ХС, 38ХГС, 40ХН. Стали 40ХНМА, 40ХНВА не склонны к отпускной хрупкости, что связано как с легированием их молибденом или вольфрамом, так и с меньшим содержанием вредных примесей (особенно, фосфора). Последнее качество отражено в марке буквой А.

Обратимая отпускная хрупкость объясняется выделением охрупчивающих фаз по границам зерен и субзеренным границам в виде тончайших хрупких пленок. Такими фазами могут явиться фосфиды, нитриды легирующих элементов, растворимость которых в феррите увеличивается с ростом температуры до 600 - 700°С. Будучи растворенными в твердом растворе при температурах отпуска, они могут выделиться на границах при медленном охлаждении с температуры отпуска, вызывая уменьшение ударной вязкости. Быстрое охлаждение после отпуска, предотвращая выделение указанных фаз, обеспечивает получение высоких значений ударной вязкости.

Процессы растворения и выделения, развиваются при каждом цикле нагрева и охлаждения, и вероятность их реализации определяются конкретными условиями в каждом цикле, независимо от предшествующей обработки. Поэтому отпускная хрупкость второго рода является обратимой, и по этой же причине она может быть исправлена повторным отпуском с использованием быстрого охлаждения.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ И ЗАДАНИЯ

Закалка

1. Назначьте температуру нагрева под закалку сплава Al – 4 и 7 %Cu.

2. Для чего нужна выдержка при температуре нагрева под закалку алюминиевых сплавов?

3. Сплавы системы Al – Cu могут использоваться для изготовления штампов и отливок. Чем будет отличаться режим закалки при одинаковом химическом составе сплавов?

4. Укажите, в каких сплавах в системе Al – Cu возможно проведение полной закалки, а в каких - только неполной закалки.

5. Как изменяется состав твердого раствора при нагреве под закалку сплава Al – 4%Cu в интервале температур от 400 до 550 °C?

6. Укажите условия назначения охлаждающей среды при закалке без полиморфного превращения?

7. Сравните структуры отожженного и закаленного сплава Al–4 % Cu.

8. Нарисуйте график изменения предела текучести сплава Al – 4 % Cu после закалки с температур от 400 до 560 °C. Дайте объяснения.

9. Два образца из сплава Al – 4%Cu при отжиге охлаждались: один вместе с печью (1-й вариант), другой на воздухе (2-й вариант). Как повлияют такие варианты отжига на время выдержки при последующей закалке этих образцов? Дайте объяснение этого явления.

10. С чем связан различный для разных сплавов характер изменения предела прочности (временного сопротивления разрыву) при закалке без полиморфного превращения?

11. Назначьте температуру нагрева под закалку сталей 40, У8, У12.

12. Нарисуйте зависимость концентрации углерода в мартенсите в стали марки 40 от температуры нагрева под закалку от 730 до 850 °C.

13. Нарисуйте зависимость концентрации углерода в мартенсите в стали марки У12 от температуры нагрева под закалку от 730 до 850 °C.

14. Как изменяется содержание углерода в мартенсите и количество мартенсита в зависимости от содержания углерода в сталях от 0,2 до 0,8 % после их закалки с температуры 760 °C.

15. В структуре стали после закалки получился крупноиглочатый мартенсит. Как это повлияет на свойства стали?

16. Как повлияет легирование стали: а) марганцем; б) титаном на склонность к получению при закалке крупноиглочатого мартенсита?

17. Что общего между мартенситом и аустенитом, из которого он образуется, и в чем между ними основные отличия?

18. Какова кристаллическая решетка мартенсита, чем она отличается от кристаллического строения аустенита и феррита?

19. Укажите условия кристаллографического соответствия мартенсита и аустенита в стали при развитии мартенситного превращения.

20. Чем объясняется большая скорость роста мартенситных кристаллов при мартенситном превращении аустенита в процессе закалки углеродистой стали?

21. Дайте определение дополнительной деформации при мартенситном превращении.

22. Как влияет содержание углерода в аустените углеродистых сталей на положение точки начала мартенситного превращения?

23. Как изменяется твердость стали после закалки в зависимости от содержания в ней углерода? Начиная с какого содержания углерода в стали она после закалки будет обладать высокой износостойкостью?

24. Как влияет содержание углерода в заэвтектоидных сталях на положение мартенситных точек при закалке с температуры 760 °С?

25. Как изменится количество остаточного аустенита в углеродистой стали, если при прерывистой закалке в интервале температур 400-150 °С провести прокатку образцов?

26. Как изменится количество остаточного аустенита после закалки с обработкой холодом заэвтектоидной стали, если обработку холодом проводить: а) сразу после закалки, б) через час после закалки, в) на следующий день после закалки?

27. Дайте определение обратимости мартенситного превращения. При каких температурных условиях она проявляется?

28. Чем объясняется получение высокой плотности дислокаций в мартенситных кристаллах после закалки стали?

29. Чем объясняется сохранение в структуре закаленной стали остаточного аустенита?

30. Дайте характеристику возможных структур мартенсита. Что такое мартенситная пластина, "игла", мидриб, пакет?

31. В координатах изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали изобразите график режима ступенчатой закалки. Дайте характеристику структуры стали после закалки по такому режиму и укажите преимущества такой закалки.

32. В координатах изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита доэвтектоидной стали изобразите графики режимов изотермической за-

калки. Дайте краткую характеристику структур стали после закалки по этим режимам.

33. В координатах изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали изобразите график режима прерывистой закалки. Дайте характеристику структуры стали после закалки по такому режиму и назовите преимущества такой закалки.

34. В координатах изотермической диаграммы распада переохлажденного аустенита заэвтектоидной стали изобразите график режима закалки с смоотпуском. Дайте характеристику структуры стали после закалки по такому режиму и кратко преимущества такой закалки.

Отпуск и старение

1. Какие процессы в пересыщенном твердом растворе протекают при старении вслед за перераспределением атомов растворенного вещества с локальным повышением их концентрации в микрообластях? Кратко охарактеризуйте образующиеся при этом продукты распада.

2. Каковы причины перераспределения атомов растворенных элементов в твердых растворах на ранних стадиях распада при старении?

3. Какие процессы в пересыщенном твердом растворе протекают при старении вслед за образованием зон Гинье – Престона? Охарактеризуйте кратко образующиеся при этом продукты распада.

4. Приведите схему структурных изменений, соответствующих сфероидизации частиц при старении. Чем обусловлено стремление частиц к сфероидизации и за счет каких процессов она происходит?

5. Чем объясняется образование промежуточных фаз вместо стабильных на первых стадиях распада при старении?

6. Какие процессы, протекающие при старении, вызывают разупрочнение сплавов?

7. Чем объясняется растворение наиболее мелких частиц и рост наиболее крупных из них на стадии коагуляции (завершающей стадии распада пересыщенных твердых растворов) при старении?

8. Какие процессы протекают в пересыщенном твердом растворе при старении после образования зародышей стабильной фазы? Как эти процессы сказываются на свойствах сплава?

9. Нарисуйте кривую зависимости временного сопротивления разрыву сплава типа дуралюмин от температуры старения. Опираясь на эту зависимость, назначьте режим стабилизирующего старения.

10. Нарисуйте кривую зависимости твердости сплава типа дуралюмин от температуры старения. Опираясь на эту зависимость, назначьте режим кратковременного (неполного) старения.

11. Нарисуйте графики зависимости предела текучести сплава типа дуралюмин от длительности выдержки при:

- естественном старении (температура 20 °С);
- искусственном старении на максимальную прочность ($T=190$ °С);
- перестаривании ($T=220$ °С).

Опираясь на эти кривые, объясните, каким явлением обусловлена стабилизация свойств сплава при больших длительностях выдержки и всех температурах старения.

12. Нарисуйте график зависимости предела текучести сплава типа дуралюмин от температуры старения. Опираясь на этот график, назначьте режим стабилизирующего старения. Для чего применяется такое старение?

13. Согласно техническим условиям на сплав Д1, он должен иметь временное сопротивление разрыву (σ_b) не менее 420 МПа, относительное удлинение (δ) не менее 15 %. Однако фактически были получены после закалки и старения следующие значения: $\sigma_b = 320$ МПа, $\delta = 2$ %. Какова причина брака и можно ли исправить эту продукцию?

14. В структуре сплава Д1 после закалки и старения наблюдаются округлые черные точки по сечению твердого раствора и утолщенные межзеренные границы. Какой комплекс свойств обеспечивает такая структура сплава? Каковы причины этого явления?

15. Согласно техническим условиям на сплав Д1, он должен иметь следующие механические свойства: временное сопротивление разрыву (σ_b) не менее 420 МПа и относительное удлинение (δ) не менее 15%. Однако фактически после закалки и старения были получены значения: $\sigma_b=390$ МПа и $\delta=21$ %. Какова причина брака и можно ли исправить такую продукцию?

16. После закалки и старения партия прутков из дуралюмина марки Д16 имела значения временного сопротивления разрыву (σ_b)=400 МПа и относительное удлинение (δ)=10%. Согласно техническим условиям они должны быть:

$\sigma_v \geq 460$ МПа и $\delta \geq 8\%$. Каковы возможные причины брака? Дайте необходимые пояснения.

17. Охарактеризуйте структуру отпускаемого мартенсита в стали. Чем отличается отпускаемый мартенсит от мартенсита закалки?

18. Первая стадия распада мартенсита при отпуске стали происходит с очень высокими скоростями. Чем это объясняется? Как проявляется в структуре стали развитие первой стадии распада мартенсита?

19. Вторая стадия распада мартенсита при отпуске стали происходит по механизму однофазного распада. Что понимается под этим термином? Как происходит такой распад? Какая структура образуется после второй стадии распада мартенсита?

20. При развитии первого и второго превращения при отпуске стали (распаде мартенсита и остаточного аустенита) образуются высокодисперсные метастабильные карбиды, имеющие дискообразную пластинчатую форму, которые по составу, кристаллической решетке отличаются от стабильного цементита. Почему распад идет через образование промежуточных карбидов, и как это сказывается на свойствах стали?

21. Дайте объяснения причин того, что распад остаточного аустенита при отпуске происходит при более высоких температурах, чем распад мартенсита.

22. Какие структурные изменения соответствуют третьему превращению при отпуске стали, которое имеет название карбидное превращение?

23. Укажите, при каких изменениях в структуре стали при отпуске можно считать, что отпускаемый мартенсит превратился в троостит отпуска. Каким температурам при отпуске углеродистой стали соответствует это изменение?

24. Какие изменения в строении и форме карбидных частиц происходят при карбидном превращении при отпуске? Каким процессом объясняется изменение формы карбидов?

25. Представьте основные положения процессов коагуляции карбидов. Чем объясняется это явление? К каким изменениям механических свойств оно приводит при отпуске стали?

26. Дайте объяснение причины того, что с увеличением температуры отпуска углеродистой стали от 450 до 670 – 690 °С структура изменяется по схеме: троостит – сорбит – зернистый перлит.

27. Чем отличается структура сорбита отпуска в стали У8 от сорбита, получаемого при распаде переохлажденного аустенита? Как эти отличия сказываются на механических свойствах стали?

28. Поясните, каким образом явление коллоидного равновесия определяет развитие процессов коагуляции карбидов при отпуске и конечную структуру отпущенной стали.

29. Отпуск углеродистой стали У8 проведен при температуре 180 - 200 °С. Какую структуру имеет сталь в таком состоянии? Какие превращения при отпуске обеспечили получение такой структуры?

30. Отпуск пружинной стали 65Г проведен при температуре 420–440 °С. Какую структуру имеет сталь в таком состоянии? Какие превращения при отпуске обеспечили получение такой структуры?

31. Какую структуру имеет сталь 45 после отпуска в составе улучшения? Какие превращения при отпуске обеспечивают получение такой структуры? Какие свойства соответствуют такому структурному состоянию?

32. После отпуска закаленных сталей 40 и 40Х при температуре 400 °С измерили твердость по Роквеллу. У какой стали твердость оказалась выше? Какова причина такой разницы в твердости этих сталей?

33. Какую цель преследует многократный (2 – 3 раза) отпуск быстрорежущей стали?

34. Дайте определение вторичной твердости быстрорежущей стали? За счет чего она получается?

35. Каков механизм появления вторичной твердости при отпуске быстрорежущей стали?

36. Охарактеризуйте понятие вторичная закалка при отпуске быстрорежущей стали. Почему она оказывается возможной при 1-м, 2-м и даже 3-м отпуске?

37. После отпуска стали марки 40Х при температуре 300 °С ударная вязкость оказалась в 2 раза ниже требуемых значений по техническим условиям на деталь; на поверхности разрушения ударных образцов обнаружен блестящий кристаллический излом. Какова причина этого вида брака? Как исправить эти изделия?

38. Почему отпускная хрупкость первого рода называется необратимой?

39. Предложите принципиально возможные способы предотвращения обратимой отпускной хрупкости легированных сталей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4-е изд, перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1986.- 480 с.
2. Колачев Б.А., Габидуллин Р.М., Пигузов Ю.В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов - М.: Металлургия, 1980.- 279 с.
3. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977.- 238 с.
4. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах.- : Металлургия, 1982.- 128 с.
5. Металловедение и термическая обработка металлов: Справочник. В3-х т./ Под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. - М.: Металлургия, 1984.
6. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. - М.: Металлургия, 1965.- 495 с.
7. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах: Справочник / Под ред. И.И. Новикова - М.: Металлургия, 1973.-152 с.
8. Шепеляковский К.З. Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве.- М.: Машиностроение, 1972. - 287с.
9. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Отжиг: Учеб. пособие / СФУ: ИЦМиЗ. Красноярск, 2007. - 234 с.
10. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов/ КИЦМ. - Красноярск, 1974. - 190 с.
11. Биронт В.С. Материаловедение. Железоуглеродистые сплавы: Учебное пособие / В.С. Биронт, А.А. Ковалева, Т.А. Орелкина, Л.С. Цурган // ГАЦМиЗ. Красноярск, 2002. – 128 с.
12. Программа “Тепло”: Метод. указ. / Сост. В.С. Биронт; КИЦМ. - Красноярск, 1988.- 19 с.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Аустенит остаточный 25
-причины сохранения 25
--первая 25
--вторая 25
--третья 26
Аустенита
-стабилизация 26

Б

Бездеформационная обработка
154
Бейнит 89
-верхний 90
-нижний 89
Бесструктурный мартенсит 92

В

Возврат при старении 132

Г

Глубина закаленного слоя 64, 65

Д

Дефекты упаковки 111,113
Диаграмма
-преимущественных режимов 91
-термокинетическая 91
Диаметр 67
-критический 67
-идеальный критический 68
Дислокация
-кольцевая 113
-сидячая 113
-Франка 113
Дисперсионное твердение мартен-
сита 151

З

Закаливаемость 42
Закалка 4
-без полиморфного превращения 5
-время выдержки 10, 47-50
-на мартенсит 14
-неполная 6
-полная 6
-температура нагрева 10, 44-46
Закалка
-в двух охладителях 79
-в одном охладителе 73
-вторичная 152
-изотермическая 73, 85-90
-местная 73
-непрерывная 73
-объемная 73
-поверхностная 73, 90-107
-прерывистая 73
-пятнистая 98
-ступенчатая 73
-с обработкой холодом 73, 75-78
-с подстуживанием 73, 78-79
-с самоотпуском 73, 80
-через воду в масле 73, 79
Закалка поверхностная 90-107
-в электролите 96-99
-индукционная 94-96
-непрерывно-последовательная 93,
96
-поочередная 96
-поочередно-последовательная 96
-с газопламенным нагревом 92-94
-с контактным нагревом 99-101
-токами высокой частоты 94-96
Закалка пятнистая 45

Закалки
-критическая скорость 10,
-температура нагрева 9, 44
-время выдержки 9, 47
-скорость охлаждения 10, 52
-среда охлаждения 10, 53-61
Зона
-быстрозакристаллизованного
расплава 104
-Гинье-Престона 112-114
-мартенситная 104
-свободная от выделений 118
-структурного упрочнения 104

И

Идеальный охладитель 68 Индук-
тор 95

К

Карбидное превращение 140
Карбидов
-перестройка решетки 140
-коагуляция 142
-нарушение когерентности 141
-сфероидизация 141
Карбиды 150
-специальные 150
-цементитного типа 150
Квазиэвтектика 106
Кластер 113
Коагуляция 124, 142
Кристаллографическое соответ-
ствие 20

М

Мартенсит 36, 37
-двойникованный 32
-игольчатый 39
-массивный 39
-пакетный 39
-пластинчатый 39
-реечный 39

Мартенситных кристаллов
-зарождение 32
-рост 33-35
Межфазные границы 115
Метод
-Джомини 70
-торцевой пробы 70
Микронееоднородности 110, 111

Н

Нагрев
-лазерный 106
-непрерывно-последовательный 93
-одновременный 93
-плазменный 107
-электронно-лучевой 102
Напряжения
-термические 52
-структурные 52 Нафталинистый
излом 28

Мартенсита 38
-игла 38
-когерентность решеток 34
-мидриб 38
-пересыщение 41
-распад 41
-степень когерентности 34
-фазовый наклеп 40
Мартенситная
-диаграмма 22,23
-кинетика 21
--атермическая 21, 23
--взрывная 23, 26
--изотермическая 23,24
Мартенситного превращения
-механизм 29
-поверхностный рельеф 30
-точка начала 16, 21
-точка конца 21
-особенности 17
--первая 18
--вторая 18
--третья 19
--четвертая 21
--пятая 23
--шестая 24
--седьмая 26
--восьмая 27
--девятая 27
--десятая 30
--одиннадцатая 32
--двенадцатая 33
-обратимость 27
-пластическая деформация 27
--дополнительная 31, 35
--основная 35
--механизм 33-36
---двойникования 31
---скольжения 31

Отпускная хрупкость
-второго рода 156
-обратимая 156
-первого рода 154
Отпущенный мартенсит 135, 138
Охлаждающие среды 53-61
-вода 53, 54
-газы 55
-масло 54
-расплавы солей и металлов 54
-сжатый воздух 55,56
-твердые металлы 55

П

Перегрев 9
Пережог 9
Пересыщенный твердый раствор
4,108
Полоса прокаливаемости 66
Превращение

Недогрев 45
Нитинол 29
Номограмма Блантера 68-71

О

Облака 111
-Котрелла 111
-Судзуки 111
Отпуск
-высокий 135
-на дисперсионное твердение 151
-низкий 135, 145
-средний 135, 144
Отпуска
-сорбит 135
-троостит 135, 143
Отпускная хрупкость 154-157
-необратимая 155

Р

Распад мартенсита 136
-вторая стадия 138
-двухфазный 137
-непрерывный 138
-однофазный 138
-остаточного аустенита 139
-первая стадия 136
-прерывистый 137
Распад при старении
-непрерывный 118
-прерывистый 117
-ячеистый 118
Регулирование прокаливаемости
65

С

Свойства термоупругой пластичности 85
Сорбитизация 81-84
Спрейер 93
Стабилизация аустенита 85 Стадия
-пленочного кипения 59
-пузырчатого кипения 59, 60
-ламинарного конвективного теплообмена 59, 60
Старение 125
-естественное 127
-зонное 131

-бездиффузионное 18
-бейнитное 86
-диффузионное 14
-промежуточное 87
Правила Курнакова 120
Принцип
-коллоидного равновесия 120,
-Конобеевского 120
Программы расчетов 48, 58
-нагрева 48
-охлаждения 58
Прогрев 48
Прокаливаемость 62
-алюминиевых сплавов 72
-сквозная 64
-регламентированная 64, 65
Промежуточная мартенситная фаза 32

Старение

-искусственное 128
-неполное 128
-полное 128
-разупрочняющее 129
-стабилизирующее 128
-фазовое 131
Степень пересыщения 6
Сфероидизация
-карбидов 141
-частиц 123

Т

Твердость вторичная 151
Термические градиенты 52

У

Улучшение 135
Упрочнение
-структурное 103
-закалочное 103

Ф

Фазы
-метастабильные 115
-стабильные 116
Феррита
-рекристаллизация 142
-субзеренное строение 142

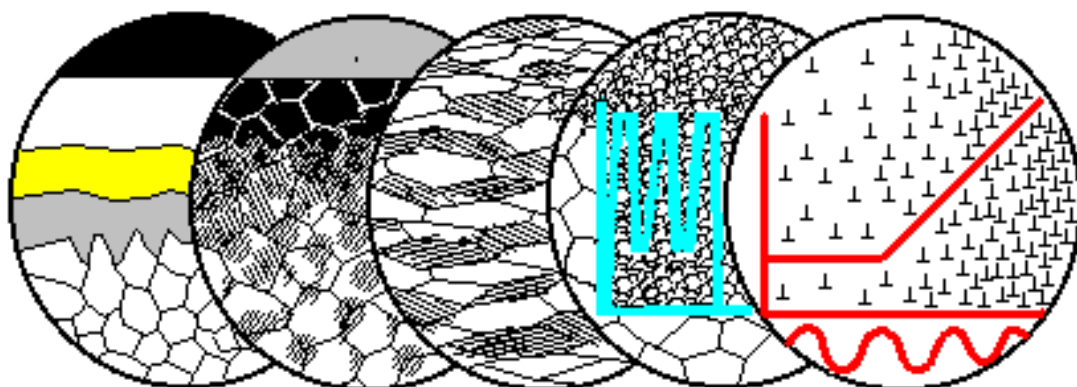
Э

Эффект памяти формы 28

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

КОМБИНИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ



Министерство образования и науки Российской Федерации
СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
Институт цветных металлов и золота

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

КОМБИНИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ

Рекомендовано Учебно-методическим объединением по образованию в области металлургии МО и ПО РФ в качестве учебного пособия для студентов вузов, обучающихся по специальности «Металловедение и термическая обработка металлов»

Красноярск, 2007

Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. –Комбинированные методы: Учеб. пособие / СФУ: ИЦМиЗ. – Красноярск, 2007. – 152 с.

Изложена теория основных процессов, развивающихся при комбинированных методах термической обработки сталей, чугунов, цветных металлов и сплавов. Проанализированы структурные изменения, которые протекают при химико-термической, деформационно-термической обработке. Рассмотрены новые процессы микродеформационно-термической, термоциклической, ультразвуковой обработки. Показана роль химически активной среды, параметров деформационного воздействия на структурные превращения, протекающие при комбинированных методах термической обработки и их связь с изменением механических свойств сплавов.

Для студентов бакалаврского уровня образования, специализирующихся по металловедению и термической обработке металлов (150105), и может быть полезным для студентов общего направления 150100 – «Металлургия», в том числе, специализирующихся по литейному производству, обработке металлов давлением, композиционным и порошковым материалам.

© В.С.Биронт, 2007

Б ----- © ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет» Институт цветных металлов и золота, 2007

Учебное издание

Биронт Виталий Семенович

ТЕОРИЯ
ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ
МЕТАЛЛОВ

КОМБИНИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ

Учебное пособие

Редактор

Лицензия ЛР N

ИБ N

Подписано в печать Формат 60x84/16
Усл.печ.л. 9,0 Уч.-изд.л. 9,0
Офсетная печать

Бумага тип.№ 3
Тираж _____ экз.
Заказ

Редакционно-издательский отдел СФУ
660041, Красноярск, пр. Свободный, 79

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	3
Раздел 1. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	4
Глава 1. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ...	4
1.1. Назначение и классификация процессов химико-термической обработки	4
1.2. Процессы, протекающие при получении покрытий методами химико-термической обработки	5
1.3. Взаимодействие компонентов при насыщении в условиях твердорастворной диффузии	7
1.4. Основные законы диффузии, описывающие формирование слоя при насыщении	9
1.5. Технологические параметры химико-термической обработки	12
1.6. Формирование слоя в системах с образованием промежуточных фаз	13
Глава 2. ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПУТЕМ НАСЫЩЕНИЯ НЕМЕТАЛЛАМИ	16
2.1. Цементация	17
2.2. Термическая обработка после цементации	23
Глава 3. АЗОТИРОВАНИЕ	31
3.1. Общие сведения об азотировании	31
3.2. Химизм и технология азотирования	32
3.3. Методы совместного насыщения азотом и углеродом	35
Глава 4. НАСЫЩЕНИЕ МЕТАЛЛАМИ	38
4.1. Общие сведения о процессах насыщения металлами	38
4.2. Насыщение металлами в порошковых твердых смесях	39
4.3. Насыщение металлами в газовом потоке циркуляционным методом	42
4.4. Насыщение в расплавленных металлах	44
Раздел 2. ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	45
Глава 5. ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	45
5.1. Назначение и классификация процессов деформационно-термической обработки	45
5.2. Механико-термическая обработка	47
5.3. Термомеханическая обработка стали	50
5.4. Термомеханическая обработка цветных сплавов	55
Глава 6. МИКРОДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	59
6.1. Общие сведения о микродеформационно-термической обработке	59
6.2. Пути создания технологии микродеформационно-термической обработки	60
Глава 7. ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА	64
7.1. Общие понятия о термоциклической обработке	64
7.2. Роль фазовых превращений при ТЦО	66
7.3. Деформационные процессы при термоциклировании	72
7.4. Рекристаллизационные процессы при термоциклировании ..	80
7.5. Полигонизация при термоциклировании	82
7.6. Деление кристаллов в гетерогенных сплавах	84
7.7. Сфероидизация и коагуляция фаз при термоциклировании ..	88
7.8. Примеры технологии ТЦО	89
Глава 8. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	99
8.1. Общие понятия об ультразвуковых колебаниях	99

8.2. Основные направления использования ультразвука при термической обработке металлов	106
8.3. Собственно ультразвуковая обработка	107
8.4. Предварительная ультразвуковая обработка	112
8.5. Термоультразвуковая обработка	114
8.6. Применение ультразвука для воздействия на жидкие технологические среды	128
КОНТРОЛЬНЫЕ ЗАДАНИЯ И ЗАДАЧИ	132
Раздел: Химико-термическая обработка	132
Раздел: Деформационно-термическая обработка	134
Литература.	136
Предметный указатель	137

ПРЕДИСЛОВИЕ

Настоящее учебное пособие подготовлено для реализации модуля № 7 учебной программы дисциплины, в развитие предыдущих пособий с названием "Теория термической обработки металлов. Отжиг", "Закалка, старение и отпуск", которые рассматривали теоретические основы технологии собственно термической обработки металлов и сплавов.

Предлагаемая вниманию читателя книга является продолжением серии учебных пособий. В ней рассматриваются виды термической обработки, в которых кроме теплового воздействия на обрабатываемое изделие используются дополнительные внешние факторы, такие как химически активная среда, а также деформация, температурные циклы и ультразвук. Показано многообразие возможных технологий химико-термической обработки, используемых в промышленности в зависимости от требований, предъявляемых к изделиям условиями эксплуатации. Рассматриваются закономерности влияния физических факторов на структурные превращения, протекающие при деформационно-термических методах обработки, термоциклировании и наложении ультразвука на процессы термической обработки.

Данное учебное пособие издается с учетом опыта, накопленного при преподавании дисциплины «Теория термической обработки металлов» на кафедре «Металловедение и термическая обработка металлов» Института цветных металлов и золота Сибирского федерального университета, а также по результатам фундаментальных и прикладных научно-исследовательских работ, выполненных на кафедре "Металловедение и термическая обработка металлов". Издание учебного пособия должно помочь студентам в изучении процессов и явлений, протекающих при комбинированных методах термической обработки, упорядочить систему получаемых знаний и лучше подготовить себя к изучению технологических и специальных дисциплин, а также к самостоятельной инженерной и научной деятельности после окончания вуза.

Раздел 1

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава 1

ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

1.1 Назначение и классификация процессов химико-термической обработки

Методы химико-термической обработки металлов являются одними из важнейших направлений изменения свойств поверхности, обеспечивая поверхностное упрочнение металлов и сплавов (повышение поверхностной твердости, износостойкости, усталостной прочности, теплостойкости и т.д.), а также повышения стойкости металлов и сплавов против воздействия внешних агрессивных сред при нормальных и повышенных температурах (коррозионной стойкости в атмосферных условиях, стойкости к кавитационной эрозии, кислотостойкости, жаростойкости, окислостойкости и т.д.).

В общем случае процессы химико-термической обработки металлов и сплавов представляют собой технологию термической обработки, включающую операции нагрева и выдержки в химически активных средах, содержащих наносимое вещество, либо контактно покрытых пленкой наносимого материала.

Методы химико-термической обработки включают две крупные группы диффузионных покрытий. Первая группа включает *насыщение* поверхности металлических изделий *неметаллами*, а также *удаление неметаллов* из поверхности. Такими неметаллами являются: углерод, азот, бор, водород, сера. В этой связи способы химико-термической обработки металлов и сплавов получили названия: науглероживание (цементация), азотирование, борирование, сульфид-

дирование. Удаление неметаллов происходит при обезуглероживании, обезводороживании, деазотировании.

Насыщение может проводиться одним неметаллом или комплексно двумя или тремя неметаллами. Такими процессами являются: углеродоазотирование (низкотемпературное цианирование, низкотемпературная нитроцементация); азотонауглероживание (цианирование, нитроцементация); сульфоцианирование. Как видно из названий процессов,

насыщение в этих случаях ведется азотом и углеродом, а в последнем случае - одновременно азотом, углеродом и серой.

Вторая группа процессов включает *насыщение металлами и удаление металлов* из поверхности.

Такими процессами являются: алитирование (насыщение алюминием), хромирование (диффузионное насыщение хромом), силицирование (насыщение поверхности металлов и сплавов кремнием, проявляющего в диффузионных процессах свойства металлического вещества). Принципиально, насыщение возможно любых металлических материалов любыми другими металлическими веществами, в том числе, например, насыщение можно проводить титаном, ванадием, цинком, молибденом и другими элементами.

Применяют и комплексные виды покрытий как двумя или тремя металлами, так и комплексные покрытия металлами и неметаллами одновременно или последовательно. В качестве примеров можно привести хромосилицирование, хромованадирование, карбохромирование и т.д. В качестве примера удаления металлов можно назвать обесцинкование.

1.2 Процессы, протекающие при получении покрытий методами химико-термической обработки

В общем виде методы диффузионного получения покрытий при химико-термической обработке металлов и сплавов включают три группы процессов, протекающих последовательно и одновременно при формировании диффузионного слоя при температурах насыщения.

Первая группа процессов включает явления, протекающие во внешней химически активной среде. К ней относятся:

образование во внешней среде легкоразлагающегося вещества, содержащего наносимый материал, либо его атомарную форму;

диффузия веществ во внешней (газообразной, жидкой) среде, посредством которой осуществляется доставка наносимого вещества от внешней среды к покрываемой поверхности.

Вторая группа относится к процессам на поверхности обрабатываемого изделия. Она включает:

разложение на поверхности изделия, как на катализаторе, легко разлагающегося вещества с образованием атомарной формы наносимого материала и его физическая адсорбция поверхностью, либо прямая физическая адсорбция наносимого материала, если атомарная его форма была образована непосредственно во внешней среде;

химическая адсорбция атомов, т.е. установление химических связей их с основой.

Третья группа состоит из процессов, развивающихся в твердом насыщенном материале, за счет которых происходит непосредственное формирование требуемых диффузионных поверхностных слоев на изделии:

вхождение в кристаллическую решетку поверхностных атомных слоев основы адсорбированных атомов по принципу замещения либо внедрения, т.е. образование в этих слоях твердых растворов;

твердорастворная диффузия атомов наносимого вещества вглубь насыщенного изделия под действием градиента концентрации, вызванного появлением в приповерхностных атомных слоях концентрации более высокой, чем в основе сплава;

фазовое превращение в слое, приводящее к образованию зон слоя, отличающихся от основы сплава новой кристаллической решеткой и принципиальным (скачкообразным) отличием по химическому составу их от основы.

В тех случаях, когда формирование диффузионного покрытия производится после предварительного контактно-плотного нанесения пленки вещества на покрываемую поверхность, например, методом сварки взрывом, соединения металлов методами совместной прокатки, других способов плакирования, химического, гальванического или вакуумных методов покрытий, отпадает необходимость в развитии первой, а часто и второй групп процессов, поскольку они в той или иной мере происходят при этих предварительных операциях.

Однако в этих случаях процессы, протекающие в покрываемом материале, могут развиваться также по следующим трем механизмам:

традиционным путем твердофазной взаимной диффузии компонентов в обе стороны от границы раздела материала основы и покрытия, завершающимся образованием твердых растворов на основе обоих компонентов, либо процессами реакционной диффузии, обеспечивающими образование промежуточных фаз (химических соединений) с собственной кристаллической решеткой;

по механизму контактного плавления на границе между материалом основы и покрытия, либо путем оплавления всего нанесенного материала с последующим взаимодействием пленки оплавленной фазы с твердой основой, завершающимся кристаллизацией слоя за счет диффузионного перераспределения компонентов между основой и кристаллизующейся изотермически поверхностной зоной или кристаллизацией в кинетическом режиме при охлаждении;

по механизму непосредственной реакционной диффузии на границе раздела основы и покрытия с образованием прослойки химических соединений в зоне контакта.

1.3 Взаимодействие компонентов при насыщении в условиях твердорастворной диффузии

Характер взаимодействия компонентов материала основы и покрытия определяется диаграммой фазового равновесия рассматриваемой системы. Простейший вариант взаимодействия между основой и покрытием реализуется в том случае, если покрытие производят материалом, образующим с основой непрерывный ряд твердых растворов, например, в системе медь – никель.

Характер взаимодействия компонентов в системе медь – никель (рис. 1.1) показывает, что в системах с непрерывным рядом твердых и жидких растворов после диффузионного насыщения при любых температурно-временных режимах обработки в пределах твердофазного состояния, реализуется один и тот же механизм формирования слоя.

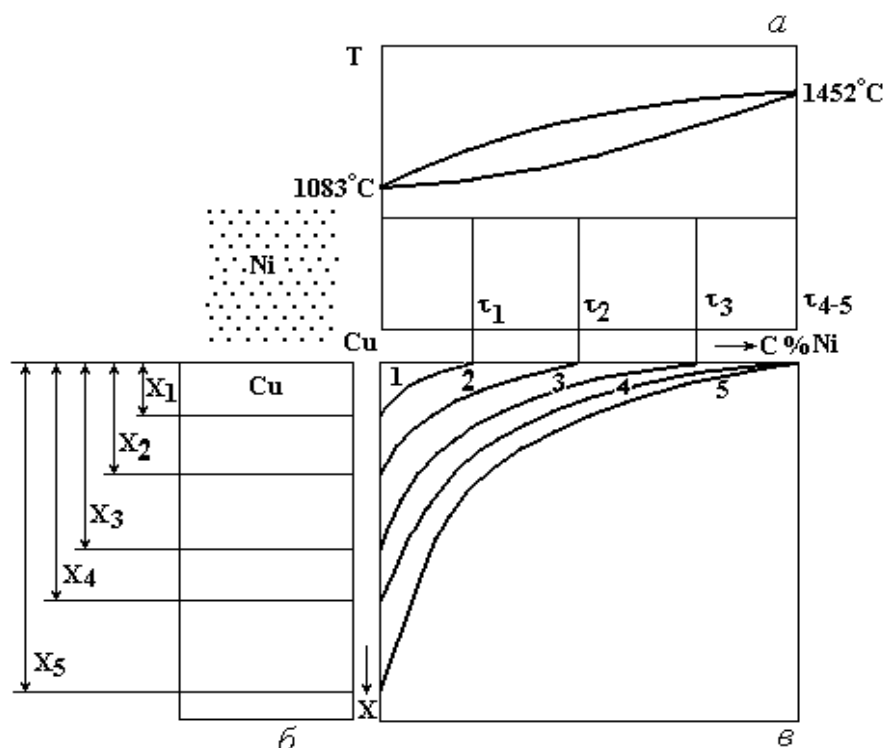


Рисунок 1.1. Характер диффузионного взаимодействия компонентов при насыщении в системе с непрерывным рядом твердых растворов (на примере системы медь – никель): а - диаграмма фазового равновесия системы Cu - Ni с нанесенными режимами насыщения меди никелем; б - схема образца меди, находящегося в среде никеля (отмечена точками); в - распределение никеля по глубине медного образца после насыщения различной длительности.

Он заключается в образовании в тонких поверхностных фильмах твердых растворов замещения никеля в меди, что создает градиент концентрации по расстоянию от поверхности и обуславливает возможность дальнейшего диффузионного проникновения атомов никеля вглубь меди. Количество растворенного никеля максимально на насыщаемой поверхности и убывает по плавным кривым вглубь насыщаемого изделия.

1.4 Основные законы диффузии, описывающие формирование слоя при насыщении

В основе процессов формирования покрытий при насыщении лежат фундаментальные законы диффузии (законы Фика). Согласно первому закону Фика, диффузионный поток вещества через данное сечение в единицу времени прямо пропорционален перепаду концентраций $dC/\partial x$ и площади сечения S

$$I = -D \cdot \frac{dC}{\partial x} \cdot S$$

Изменение концентрации диффундирующего вещества со временем в некоторой области пространства описывается вторым законом Фика:

$$\frac{dC}{\partial \tau} = D \cdot \frac{d^2 C}{\partial x^2}$$

Количество диффузионно проникающего вглубь вещества (dm) определяется выражением:

$$dm = -D \cdot \frac{dC}{\partial x} \cdot dS \cdot d\tau$$

где $dC/\partial x$ - градиент концентрации (определяется распределением концентрации (dC) например, никеля по расстоянию (∂x)); dS - площадь поверхности образца, на которой измеряется проникновение никеля вглубь образца; $d\tau$ - время; D - коэффициент диффузии, соответствующий количеству вещества, продиффундировавшего за 1 сек. через площадку поверхности 1 см при градиенте концентраций $dc/\partial x$, равном 1.

Размерность коэффициента диффузии $см/с$. Знак минус перед D показывает, что диффузия сопровождается перемещением атомов от объемов с большей концентрацией к меньшей.

Частные решения второго закона Фика для полубесконечной линейной диффузионной системы, в большинстве случаев описывающие формирование диффузионного слоя при получении диффузионных покрытий, выражаются следующими уравнениями.

Если концентрация на поверхности увеличивается во времени, то

$$C_{x,\tau} = C_0 \cdot \left\{ 1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{2D\tau}} \right) \right\}.$$

При этом глубина слоя растет вместе с ростом концентрации вещества на поверхности.

При достижении предельно возможной концентрации на поверхности дальнейшее увеличение слоя со временем насыщения происходит без изменения концентрации вещества на поверхности, т.е.

$$C_{x,\tau} = C_0^{\max} \cdot \left\{ 1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{\sqrt{2D\tau}} \right) \right\}$$

Здесь функция $\operatorname{erf}(x/\sqrt{2D\tau})$ - интеграл ошибок Гаусса, является стандартной математической функцией. Эта функция (закон нормального распределения Гаусса) и описывает форму плавной кривой распределения диффундирующего компонента по глубине слоя. Такое распределение (кривые на рис.1.1,в) наблюдается во всех диффузионных системах, характеризующихся твердорастворной диффузией.

Для случая, когда никель в чистом виде нанесен достаточно толстым слоем на поверхность меди, нагрев при температуре 1025°C с выдержкой 40 ч. приводит к получению распределения компонентов в системе, показанного на рис. 1.2.

Непосредственно на границе раздела никеля с медью в обе стороны взаимно продиффундировали и медь и никель, обеспечив в этом месте взаимную концентрацию 50%. При удалении от границы вглубь медной основы и в слой никеля концентрации растворенных элементов соответственно уменьшаются по плавным линиям. Причем глубина диффузионного проникновения никеля в медь оказывается больше, нежели меди в никель. Это свидетельствует о более высокой диффузионной подвижности атомов никеля в меди, чем атомов меди в никеле. Такой характер распределения будет наблюдаться только, если толщина предварительно нанесенного слоя никеля достаточно велика.

При малой его толщине аналогичное распределение будет наблюдаться только в первые периоды времени с сохранением на самой внешней поверхности 100% никеля.

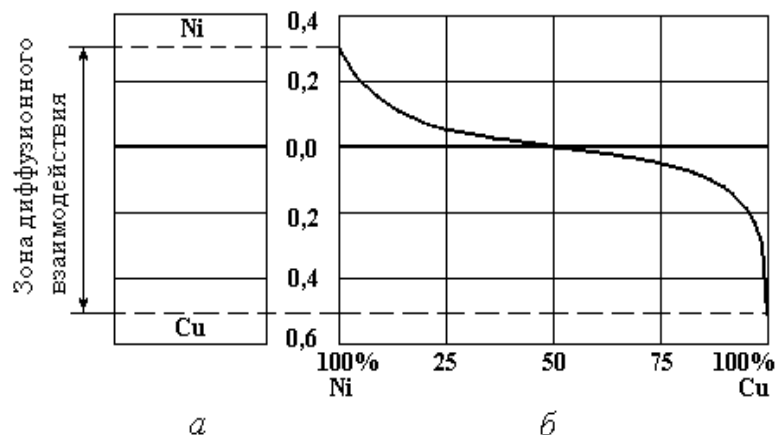


Рисунок 1.2. Распределение компонентов в системе Cu - Ni после нанесения чистого никеля на поверхность меди и диффузионного отжига при 1025°C в течение 40 час.: а) схема образца; б) график распределения меди в никелевом покрытии и никеля в медной основе

Дальнейшие выдержки при температуре отжига приведут к полному расходованию всего исходного никеля на образование твердого раствора в медной основе, причем в поверхностном фильме содержание никеля постепенно будет уменьшаться с течением времени отжига, снижая и градиент концентрации никеля по глубине.

1.5 Технологические параметры химико-термической обработки

Анализируя основные уравнения законов диффузии, рассмотренные выше, можно видеть, что основным фактором, определяющим скорость диффузии, является коэффициент диффузии (D):

$$D = D_0 \cdot \exp(-Q / RT)$$

где D_0 - предэкспоненциальный множитель, см/с; Q - энергия активации диффузии, Дж/г-атом; R - газовая постоянная, имеющая значение 8,318 Дж/г-атом; T - температура, К.

Температура стоит в этом выражении в показателе степени при экспоненте, поэтому рост температуры очень сильно влияет на увеличение глубины проникновения атомов. Экспериментально установлено, что глубина слоя (X) экспоненциально растет с повышением температуры насыщения (рисунок 1.3, а, б).

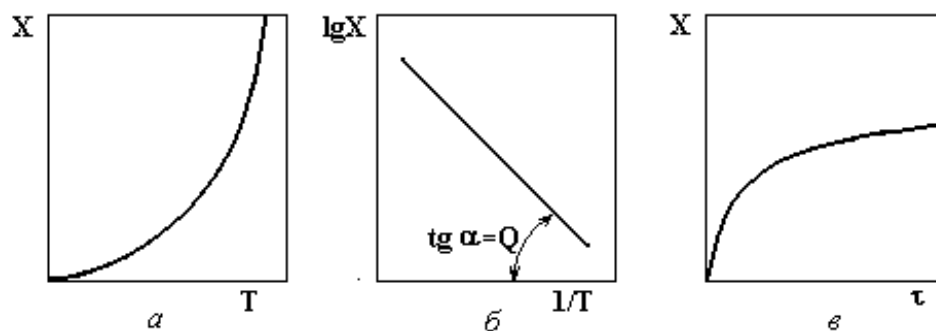


Рисунок 1.3. Влияние температуры (T) и времени (τ) процесса на глубину диффузионного проникновения компонента

От продолжительности выдержки (τ) глубина слоя находится в параболической зависимости:

$$X^2 = K \cdot \tau,$$

что выражается графиком, изображенным на рисунке 1.3, в.

Эти зависимости лежат в основе выбора технологических параметров диффузионных покрытий. Температуру в этой связи целесообразно выбирать предельно высокой.

Ограничениями могут явиться лишь проявления негативных последствий, таких как усиленный рост зерен слоя или сердцевины изделий, пережог, оплавление, окисление и др. Время выдержки при насыщении не должно быть слишком большим, поскольку эффект прироста слоя с увеличением времени выдержки уменьшается.

1.6 Формирование слоя в системах с образованием промежуточных фаз

Формирование структуры диффузионного слоя усложняется, если между компонентами основы и диффундирующего вещества возможно взаимодействие с образованием промежуточных фаз. Анализ формирования такого слоя возможен на основе рассмотрения диаграмм фазового равновесия (рис. 1.4).

На рис. 1.4 представлены: *a* - диаграмма фазового равновесия между взаимодействующими компонентами; *б* - схема экспериментального образца из вещества *A* в химически активной среде (обозначена точками), содержащей вещество *B*; *X* - общая глубина слоя после максимальной длительности насыщения; α , β и γ - обозначения фаз на диаграмме фазового равновесия и глубины соответствующих зон в составе диффузионного слоя.

При насыщении вещества *A* веществом *B* в системе компонентов, ограниченно растворяющихся в граничных твердых растворах и образующих между собой промежуточное соединение (γ), в первые моменты взаимодействия формируется только одна зона слоя α - твердого раствора диффундирующего вещества (*B*) на основе исходного материала образца (*A*).

В таком слое, как и в системах с неограниченной растворимостью наблюдается плавное уменьшение концентрации насыщающего вещества вглубь слоя. С течением времени насыщения концентрация такого твердого раствора растет, но лишь до величины C_1 , определяемой как предельная концентрация α - твердого раствора при температуре насыщения.

Последующий подвод атомов насыщающего вещества к поверхности из окружающей среды может привести лишь к появлению тонкого приповерхностного зародыша новой фазы (γ), соотношение содержания компонентов в которой принципиально отличается от состава α - твердого раствора в соответствии с диаграммой фазового равновесия.

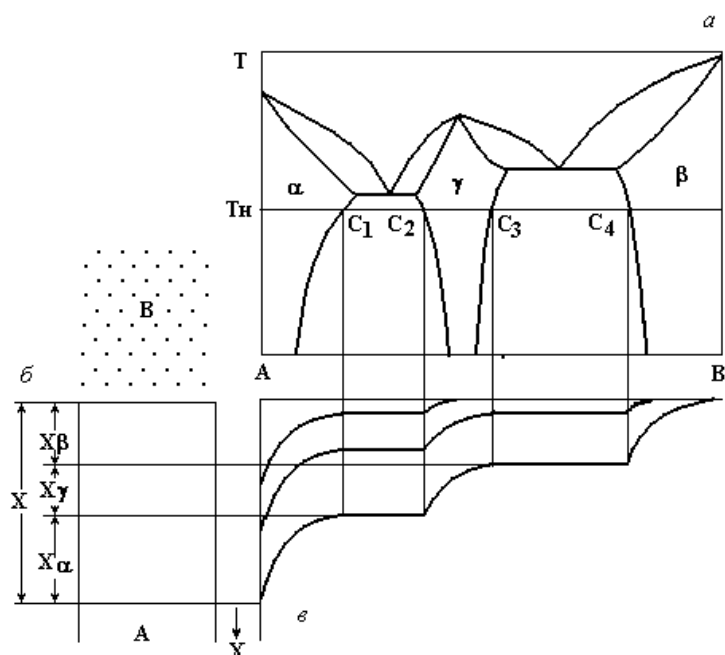


Рисунок 1.4. Схема формирования диффузионного слоя при насыщении вещества А веществом В в случае их взаимодействия с образованием граничных твердых растворов (α) и (β) и промежуточного соединения (γ)

Эта концентрация в начальный момент формирования промежуточной γ - фазы отвечает концентрации C_2 . Поэтому на графике, определяющем изменение концентрации компонентов по глубине слоя, появляется «скачек» концентрации от C_1 до C_2 .

Наличие области гомогенности для промежуточной γ - фазы на диаграмме фазового равновесия означает возможность диффузионного переноса веществ через слой этой фазы и переменную концентрацию компонентов в этой фазе, аналогичную той, которая наблюдается в граничном твердом растворе.

Это явление лежит в основе понятия «диффузионная проницаемость» промежуточной фазы, которая обеспечивает дальнейшее насыщение поверхности и рост слоя как за счет углубления проникновения атомов компонента B в виде относительно бедного по этому компоненту α - твердого раствора, и, что наиболее важно, за счет появления на поверхности новой зоны (β), концентрация компонентов в которой также скачкообразно отличается от состава γ - фазы.

Благодаря наличию растворимости компонентов в граничном растворе - β на основе компонента B , в этой зоне также возникает неоднородное распре-

ление компонентов по глубине, как и в других зонах, соответствующих твердо-растворному состоянию.

Таким образом, в зависимости от времени выдержки при насыщении в слое могут быть одна, две или три однофазные зоны слоя. В более сложных системах может оказаться и больше зон - по числу однофазных областей, пересекаемых на диаграмме фазового равновесия линией изотермы, соответствующей температуре насыщения. Причем, их последовательность в слое соответствует их очередности расположения на фазовой диаграмме: от самой богатой по насыщаемому веществу на поверхности, к самой бедной вблизи основы и плавно в нее переходящей. Вся гамма фазовых областей, соответствующих фазовой диаграмме – явление весьма редкое. Оно может быть реализовано лишь при наличии неисчерпаемого источника диффундирующего вещества, а также идеального согласования кинетики всех процессов во внешней среде, на поверхности и в глубине насыщаемого изделия.

Кроме того, для этого необходима относительно одинаковая стабильность всех образующихся в системе фаз, что маловероятно. Отдельные зоны по этим причинам имеют очень малую толщину и структурно не выявляются. В большинстве случаев при насыщении является ограниченным источник насыщающего вещества и поэтому в слое число зон ограничивается лишь той концентрацией, которая может быть получена в условиях этого ограничения по реально достижимой концентрации на поверхности.

В случае если в системе образуется химическое соединение постоянного состава, то оно чаще всего не образуется в виде зоны с измеримой толщиной, а рост концентрации компонента в поверхностной зоне ограничивается максимальной растворимостью насыщающего компонента в предыдущей фазе.

При формировании слоя в двухкомпонентных системах исключается образование двухфазных зон в процессе выдержки при температуре насыщения. Однако при охлаждении с температуры насыщения на границах между однофазными зонами могут появляться узкие полосы двухфазных зон благодаря выделению вторичных фаз из твердых растворов с переменной растворимостью компонентов друг в друге.

Фазы, способные в соответствии с диаграммой фазового равновесия к эвтектоидному распаду, полиморфному или другим видам превращений, претер-

певают также эти превращения при охлаждении, видоизменяя структуру, сформировавшуюся непосредственно при насыщении.

Получение дисперсных двухфазных структур диффузионного слоя возможно также в результате насыщения многокомпонентных сплавов, где в результате высокого сродства легирующих компонентов, входящих в состав насыщаемого материала, к атомам насыщающего вещества, в определенной зоне слоя происходит образование высокодисперсных, равномерно распределенных частиц фаз в слое, формируя дисперсно-упрочненные «композиционные» покрытия.

Глава 2

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПУТЕМ НАСЫЩЕНИЯ НЕМЕТАЛЛАМИ

В качестве основных неметаллов, используемых при химико-термической обработке для насыщения поверхности стальных деталей, можно выделить углерод, азот, бор и серу. Иногда встречаются процессы, связанные с насыщением или удалением из поверхности таких элементов, как кислород и водород. Процессы насыщения теми или иными компонентами получили названия: науглероживание (цементация), азотирование, борирование, сульфидирование, обезводороживание, обезуглероживание.

В случае комплексного насыщения несколькими компонентами процессы называются азотонауглероживанием, углеродоазотированием (нитроцементацией, цианированием), сульфоцианированием.

Основной целью насыщения поверхности сталей и сплавов неметаллами является повышение поверхностной прочности изделий при сохранении вязкой сердцевины. Это, как правило, связано с необходимостью увеличения износостойкости поверхности, ее контактной прочности, обеспечения устойчивости против задиrow в условиях сухого трения, повышения усталостной прочности деталей машин. В ряде случаев, например, путем азотирования, обеспечивается, кроме того, и увеличение коррозионной стойкости материала изделия.

2.1 Цементация

Цементация является одним из наиболее древних, хорошо изученных процессов поверхностного упрочнения. Цементации обычно подвергают углеродистые и легированные стали с малым содержанием углерода (как правило, не более 0,20 - 0,25%). Примерами цементуемых сталей являются: 10, 15, 20, Ст.3, 20Х, 20ХН, 12ХН3А, 20Х2Н4А и др. Отдельную группу мелкозернистых легированных сталей для цементации составляют стали типа 18ХГТ, 25ХНТЦ и др. После цементации и окончательной термической обработки, заключающейся в закалке и низком отпуске, обеспечивается получение поверхностной твердости 56 – 64 HRC при сохранении вязкой сердцевины, что определяет высокую конструктивную прочность изделий, благоприятное сочетание износостойкости поверхности с высокой сопротивляемостью динамическим разрушениям.

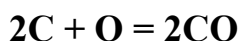
Теоретически цементация оказывается возможной в связи с не насыщенностью железа или твердых растворов низкоуглеродистых сталей при высокой температуре нагрева. Наиболее интенсивно цементация может идти тогда, когда сталь нагрета до аустенитного состояния, поскольку растворимость углерода в аустените в десятки раз превышает растворимость его в феррите. При этом растворимость растет с увеличением температуры нагрева.

Наиболее широко используемой температурой цементации является 900 – 950 °С, хотя интенсивность насыщения будет непрерывно расти и при более высоких температурах вплоть до 1147°С. Однако такие температуры не применяются в связи с опасностью сильного роста зерна стали и не технологичностью процесса по целому ряду нежелательных последствий, из которых следует выделить низкую стойкость печного оборудования, нагревателей и технологической оснастки.

Цементация осуществляется путем нагрева изделий в химически активной углеродсодержащей среде, обеспечивающей образование атомарного углерода при температуре процесса, поглощение его поверхностью с образованием высокоуглеродистого твердого раствора (аустенита), который при последующем охлаждении претерпевает структурные превращения, соответствующие условиям охлаждения. После медленного охлаждения, как правило, образуются относительно равновесные структуры, отвечающие равновесной диаграмме же-

лезо – углерод. При быстром (закалочном) охлаждении формируются метастабильные мартенситные структуры, обеспечивающие высокую твердость и износостойкость поверхности.

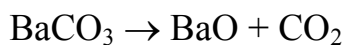
Цементацию проводят в твердом карбюризаторе, в газовых средах и иногда в расплавах солей (жидкостная цементация). В качестве *твердого карбюризатора* при цементации применяют гранулированный древесный уголь или полукокс, пропитанные углекислыми солями бария или натрия. Цементация в твердом карбюризаторе идет за счет неполного горения угля в герметически закрытом ящике, в котором, кроме угля и насыщаемых деталей, имеется некоторое количество кислорода из атмосферного воздуха. Неполное горение угля проходит по реакции:



Образовавшиеся молекулы окиси углерода являются неустойчивыми химическими соединениями, которые на металлической поверхности (железа) разлагаются, как на катализаторе, с выделением атомарного углерода:



Углекислые соли бария и натрия являются своеобразными катализаторами процесса цементации в твердом карбюризаторе, поскольку они обеспечивают образование дополнительного количества окислителя при своем разложении при нагреве:



Образующийся углекислый газ окисляет дополнительное количество твердого древесного угля с образованием окиси углерода, т.е. того легко разлагающегося химического соединения, которое и обеспечивает образование атомарного углерода на поверхности детали и ее насыщение. Атомарный углерод адсорбируется поверхностью сначала по механизму физической адсорбции, а затем - химической, в результате чего атомы углерода входят в кристаллическую решетку железа с образованием твердого раствора (аустенита). По мере

увеличения времени выдержки изделия в такой углеродсодержащей среде концентрация углерода в поверхностном слое возрастает вплоть до предельно возможной при температуре насыщения, что определяется диаграммой фазового равновесия (диаграмма железо - углерод, рис. 2.1).

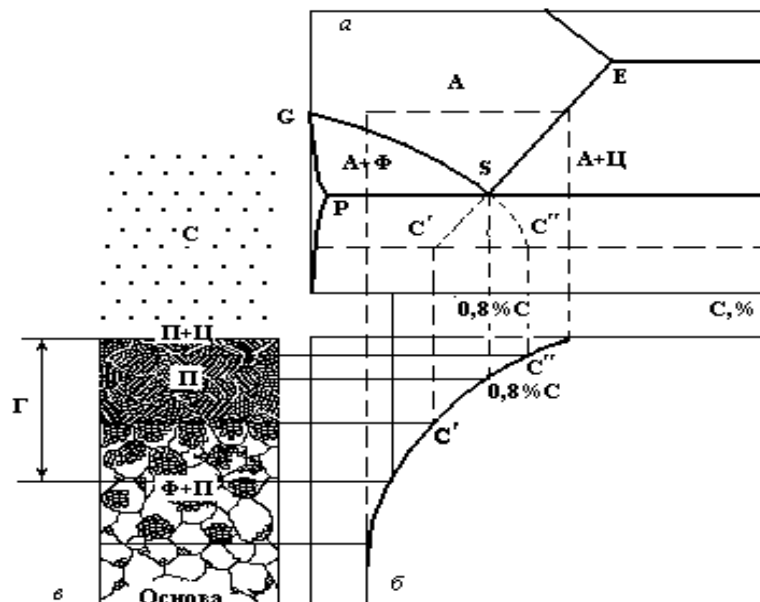


Рисунок 2.1. Схема формирования слоя при цементации и последующем медленном охлаждении: а - диаграмма железо - углерод; б - распределение углерода по глубине цементованного образца; в - структурные зоны в цементованном слое после распада аустенита по мере уменьшения содержания углерода от поверхности вглубь изделия

Содержание углерода уменьшается вглубь образца по плавной кривой (рисунок 2.1, б), проходя все концентрационные зоны диаграммы от заэвтектоидной (содержание углерода выше, чем 0,8%) до исходной концентрации углерода в стали (например, 0,2%).

При медленном охлаждении после цементации структурообразование в каждой зоне слоя идет по-своему, в зависимости от содержания углерода в рассматриваемой зоне. Так, в самой поверхностной зоне слоя, где концентрация углерода выше, чем значение, соответствующее точке C'' , структурообразование проходит так, как в обычной заэвтектоидной стали.

Здесь по мере охлаждения в структурной зоне диаграммы (А+Ц) происходит выделение избыточного (вторичного) цементита, который, как правило, выделяется по границам зерен, образуя так называемую *цементитную сетку*. Это не единственная форма выделения вторичного цементита в заэвтектоидной

поверхностной зоне слоя. При соответствующих условиях охлаждения он может выделяться в виде равномерно распределенных высокодисперсных включений, повышая твердость и износостойкость слоя. Иногда, в высоколегированных сталях вторичный цементит может выделяться в виде игольчатых *видманитеттовых* кристаллов.

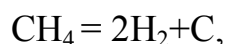
В более глубокой зоне слоя при концентрациях углерода от точки C' до C'' , т.е. в окрестности эвтектоидной точки, аустенит распадается только по механизму эвтектоидного превращения с образованием перлита или более высокодисперсных эвтектоидных и квазиэвтектоидных структур (сорбита или троостита). И лишь при концентрациях углерода меньших, чем значение C' , в слое начинает появляться избыточный феррит, количество которого в структуре возрастает с увеличением глубины (рис. 2.1, в). В общую глубину слоя (Γ) включается вся заэвтектоидная зона, вся эвтектоидная и лишь половина переходной доэвтектоидной зоны, поскольку только эта часть слоя может эффективно упрочняться при последующей закалке.

Как уже указывалось, обычной температурой цементации является 900 – 920 °С, длительность выдержки определяют из расчета 0,1 - 0,15 мм за 1 ч выдержки. Однако прирост глубины слоя не является линейным во всем интервале выдержек. В первый час глубина слоя может оказаться равной 0,35 - 0,40 мм, во вторые 2 часа по 0,15 мм/ч, а в период от 8 до 15 ч прирост составляет лишь по 0,04 мм/ч. Поэтому длительность выдержки при цементации должна отрабатываться для каждого технологического процесса, а контроль правильности процесса обычно проводится с уточнениями на образцах-свидетелях, цементуемых с деталями каждой садки.

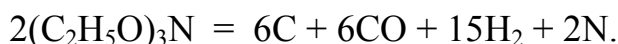
В ряде случаев цементованный слой должен быть получен не по всей поверхности детали, а лишь на наиболее нагруженных при эксплуатации поверхностях. В этом случае часть поверхности требуется защищать от насыщения, что достигается предварительным электрохимическим меднением с толщиной слоя от 10 до 60 мкм. В этом случае после цементации медное покрытие снимают также электрохимическим способом. Иногда защиту от цементации производят обмазкой в 2 - 3 слоя пастами на основе жидкого стекла с использованием в качестве наполнителя кварцевого песка, обожженной глины и добавок углекислого и азотнокислого натрия.

Цементация в твердом карбюризаторе имеет существенные недостатки, главными из которых являются тяжелые условия труда работающих, особенно при упаковке, распаковке деталей из ящиков, переработке отработанного карбюризатора, его просеве для возврата отработанного карбюризатора для повторного использования в количестве до 50 – 80 %. Кроме того, режим цементации удлиняется на время прогрева ящиков по сечению с учетом малой теплопроводности сыпучих сред.

Более совершенным технологическим процессом цементации является *газовая цементация*, которая осуществляется в специальных герметизированных цементационных печах, в которые в качестве газовых карбюризаторов подаются газообразные углеводороды, в том числе природный газ, нефтяной, коксовый, сжиженные бутан и пропан или подающиеся в печь по каплям и разлагающиеся в ней жидкие углеводороды, такие как: синтин, керосин, бензол, а также триэтаноламин. Последний углеводород $(C_2H_5O)_3N$ кроме того содержит некоторое количество азота, который в газовой атмосфере печи тоже оказывается в атомарном состоянии и диффундирует в сталь совместно с углеродом. Основной реакцией разложения углеводородов является:



а при разложении триэтанолamina:



Цементованный слой формируется при поглощении атомарного углерода, образующегося по приведенным реакциям. Характер формирования фазового состава слоя аналогичен образующемуся при цементации в твердом карбюризаторе. Азот, диффундирующий в слой вместе с углеродом, растворяется как в аустените, так и в карбидах, с возможным образованием некоторого количества карбонитридов преимущественно легирующих элементов стали.

При газовой цементации слой формируется с несколько большими скоростями по сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе. Чаще всего время выдержки исчисляют из расчета 0,12 - 0,15 мм/ч. Кроме того, газовая цементация не требует длительного прогрева ящиков, как при цементации в твердом карбюризаторе. Таким образом, длительность процесса газовой цементации меньше твердой в 1,5 - 2,0 раза.

Большим преимуществом газовой цементации является возможность объединения в едином технологическом процессе операций насыщения и окончательной термической обработки, тогда как при цементации в твердом карбюризаторе охлаждение после насыщения осуществляют на воздухе вместе с ящиками, а затем после распаковки проводят новую загрузку и нагрев под закалку.

Цементация в жидких средах осуществляется в расплавах солей, в которых содержатся углеродсодержащие вещества. Примером является ванна, в составе которой 85% углекислого натрия, 10 – 15% хлористого натрия и 6 – 10% карбида кремния. При температуре цементации (870 – 900 °С) происходит взаимодействие солей с образованием новых продуктов, одним из которых является атомарный углерод, обеспечивающий насыщение:



Недостатком такого процесса является то, что образующаяся соль Na_2SiO_3 имеет высокую температуру плавления и при температуре цементации в ванне выпадает в осадок в виде шлака и затвердевает в виде корки на зеркале ванны. Поэтому такая ванна должна периодически (2 раза в смену) чиститься, что выполняется вручную и является очень трудоемким занятием. Кроме того, это ограничивает возможную длительность цементации. Поэтому цементация в жидких средах имеет ограниченное применение и только для получения сравнительно неглубоких цементованных слоев. Обычно они составляют 0,15 - 0,25 мм, что достигается за 30 - 60 мин выдержки. Предельное значение возможного слоя после такой цементации 0,4 - 0,6 мм.

В то же время, использование относительно невысоких температур и малых выдержек при такой цементации не вызывает сильного роста зерна стали и позволяет проводить закалку после цементации непосредственно с цементационного нагрева, совмещая насыщение и упрочняющую термическую обработку в едином технологическом процессе.

2.2 Термическая обработка после цементации

Непосредственно после цементации и медленного охлаждения в науглероженном слое формируются структуры, характерные для фазового состава сталей, содержащих соответствующее количество углерода, которые в равновесном состоянии даже при самых высоких концентрациях не отличаются высокими прочностными свойствами, износостойкостью и т.д. Упрочнение науглероженного (цементованного) слоя может быть достигнуто только в результате дополнительной упрочняющей термической обработки, заключающейся в закалке слоя на мартенсит и последующем низкотемпературном отпуске.

Существует несколько технологических схем термической обработки после цементации, которые можно разделить на две группы (рис. 2.2). Первая группа технологий предусматривает совмещение в едином технологическом процессе цементации и закалки. Закалочной средой для углеродистых сталей является вода, для легированных – масло. Отпуск после закалки при температуре 160 – 200°C с выдержкой не менее 1,5 - 2,0 ч. После такой термической обработки поверхностная твердость составляет 56 - 64 HRC. Сердцевина остается мягкой и вязкой, что обеспечивает высокую стойкость к изнашиванию и работоспособность при динамическом нагружении.

Первый простейший вариант такой технологии (рис. 2.2, а) заключается в непосредственной закалке с температуры цементации. Использование такой технологии не рекомендуется, поскольку ей свойственны недостатки, резко ухудшающие качество продукции.

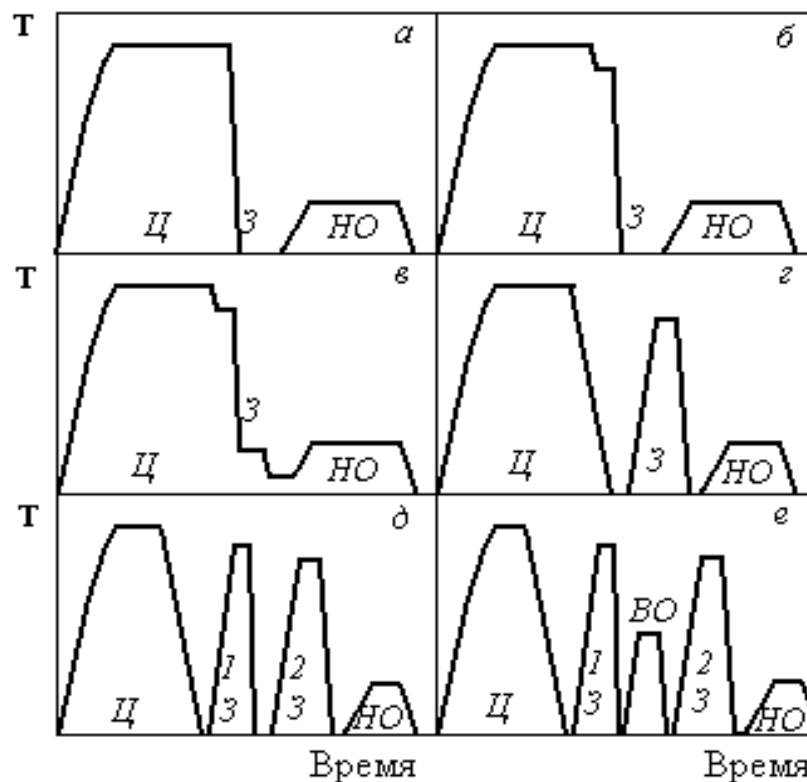


Рисунок 2.2. Технологические схемы термической обработки после цементации: *а* – непосредственная закалка; *б* – закалка с подстуживанием; *в* – непосредственная ступенчатая закалка с подстуживанием; *г* – закалка с отдельного нагрева; *д* – двойная закалка; *е* – двойная закалка с промежуточным высокотемпературным отпуском

Многочасовые выдержки при высоких температурах цементации вызывают *усиленный рост аустенитного зерна*, как в цементованном поверхностном слое, так и в сердцевине изделий.

Бездиффузионное мартенситное превращение в крупнозернистом аустените при закалочном охлаждении формирует крупноиглочатый (крупнопластинчатый) мартенсит, обладающий низкими значениями сопротивления распространению трещин и, следовательно, одновременно пониженными пластичностью и прочностью стали с такой структурой. Особенно сильный рост аустенитного зерна в процессе цементации и образование крупноиглочатого мартенсита происходит в случае цементации углеродистых и малолегированных сталей.

В этих же сталях длительные выдержки при цементации способствуют увеличению устойчивости переохлажденного аустенита к распаду и понижению его мартенситной точки. Поэтому, при использовании непосредственной

закалки с температуры цементации в структуре закаленной стали сохраняется *большое количество остаточного аустенита*.

Третьим, наиболее существенным недостатком закаленной стали после непосредственной закалки с температуры цементации, является высокий уровень *закалочных внутренних напряжений*. Это приводит к искажению формы (короблению) деталей и к образованию закалочных трещин.

Следующие варианты технологии направлены на устранение указанных недостатков первой схемы.

Предотвратить рост зерна при цементации удастся путем использования для цементуемых изделий сталей, не склонных к росту зерна. Таковыми сталями являются, например, 18ХГТ, 25ХГТ, 30ХГТ, 25ХНТЦ и некоторые другие, в состав которых введен титан или цирконий, образующие высокодисперсные труднорастворимые карбиды, предотвращающие миграцию границ при температурах цементации, либо нитроцементации. Уменьшение скорости роста зерна достигается и при применении возможно низких температур насыщения. Поэтому, использование нитроцементации, допускающей температуру насыщения более низкую на 30 – 40 °С, чем при газовой цементации, имеет перед ней преимущество в этом отношении.

Для сталей, не склонных к росту зерна, совмещение в едином технологическом процессе цементации и закалки является основой технологии их упрочняющей термической обработки. Уменьшение количества остаточного аустенита в закаленной стали и снижение уровня закалочных напряжений достигается использованием второй и третьей схем технологического процесса (рис. 2.2, б, в).

Вторая схема технологического процесса (рис. 2.2, б), предусматривает использование *подстуживания* перед погружением деталей в закалочный бак при закалке. Она получила название *непосредственной закалки с подстуживанием*. Подстуживание проводится в последней зоне цементационной печи и строго регламентируется по температуре и времени.

Обычно эта температура составляет 800 – 840 °С, время подстуживания и выдержки соответствует циклу толкания в агрегате и составляет 20 – 30 мин. При подстуживании в легированной цементованной стали происходит частичное выделение высокодисперсных карбидов легирующих элементов из аустенита, в связи с чем он обедняется по содержанию углерода и этих легирующих

элементов. В результате этого превращения повышается значение точки начала мартенситного превращения, понижается стабильность переохлажденного аустенита и *уменьшается количество остаточного аустенита* после закалки.

С другой стороны, более низкая температура детали перед погружением в закалочную среду обеспечивает снижение температурного градиента по сечению детали, тем самым, уменьшая уровень формирующихся закалочных напряжений, что позволяет *устранить опасность образования трещин и коробления*.

Третья схема (рис. 2.2, в) термической обработки после цементации отличается от второй тем, что после подстуживания в печи детали охлаждаются в горячем масле (температура масла 120-160 °С) и производят кратковременную выдержку, необходимую для охлаждения до температуры охлаждающей среды и выравнивания температуры по сечению детали. Дальнейшее охлаждение производят в относительно холодном масле (60 – 70 °С), в котором дополнительно происходит отмывка от вязкого высокотемпературного масла, облегчая последующую промывку детали содовыми растворами в моечной машине. После такой закалки производится низкотемпературный отпуск для снятия закалочных напряжений.

Такая термическая обработка получила название: *непосредственная ступенчатая закалка с подстуживанием*. Она обеспечивает минимальный уровень остаточных напряжений и, практически, полностью исключает коробление деталей. Рассматриваемая схема термической обработки является основной для сталей, не склонных к росту зерна (типа 18ХГТ и др.). Она заложена в основу серийно выпускаемых комплексно механизированных агрегатов для газовой цементации и нитроцементации, имеющих широкое применение во всех отраслях машиностроительного производства (автомобилестроение, комбайностроение, авиационная промышленность и др.).

Особенностью структурного состояния слоя после окончания термической обработки является повышенное количество остаточного аустенита, что неоднозначно оценивается при характеристике качества продукции.

Остаточный аустенит является нежелательным в структуре слоя, поскольку он является неустойчивой структурной составляющей, способной превращаться в мартенсит в процессе эксплуатации, особенно, при минусовых температурах в условиях Сибири и Крайнего Севера. Это может привести к из-

менению размеров сопряженных деталей с соответствующими последствиями для работы механизмов (заклинивание, разрушение и т.д.). В этом случае для уменьшения количества остаточного аустенита в слое требуется выполнение обработки холодом. Это увеличивает трудоемкость процесса. Уменьшить количество остаточного аустенита можно путем использования температур отпуска выше 300 °С. Однако, при этом снижается поверхностная твердость.

С другой стороны, сохранение большого количества остаточного аустенита в поверхностном нитроцементованном слое делает его способным к самоупрочнению в процессе эксплуатации под действием ударных и истирающих нагрузок, что вызывает увеличение износостойкости. Поэтому решение о целесообразности устранения в слое остаточного аустенита принимается на основе всестороннего анализа условий эксплуатации каждой конкретной машины и влияния на нее реальных количеств остаточного аустенита в слое, сохраняющегося после термической обработки.

Четвертая схема термической обработки после цементации принципиально отличается от рассмотренных выше технологий (рис. 2.2, з). Она заключается в использовании медленного охлаждения цементованных деталей вместе с ящиками (при цементации в твердом карбюризаторе) или в специальных охлаждающих колодцах (в случае газовой цементации), с последующим отдельным нагревом под закалку.

Такая схема термической обработки используется для углеродистых и легированных сталей, склонных к росту аустенитного зерна в период длительных высокотемпературных выдержек при температуре цементации. Требование медленного охлаждения с температуры цементации и последующего нагрева под закалку обусловлено необходимостью осуществления фазовой перекристаллизации в поверхностном слое и сердцевине изделия, при которой происходит измельчение аустенитного зерна.

Температура закалки выбирается из условия обеспечения высокого качества поверхностного слоя, и обычно находится в пределах 760 – 800 °С. Как и в предыдущих случаях, закалочная среда для углеродистых сталей – вода, для легированных – масло. Отпуск после закалки при температуре 160 – 200 °С. Такая термообработка, наряду с высокой твердостью поверхности, должна обеспечивать высокие прочностные и пластические характеристики сердцевины детали.

Однако относительно невысокие температуры нагрева под закалку, достаточные для изменения структуры поверхностного слоя, оказываются низкими для осуществления в полном объеме фазовой перекристаллизации малоуглеродистой сердцевины. Поэтому, *пятая схема* термической обработки после цементации предусматривает использование *двойной закалки* с последующим низкотемпературным отпуском (рис. 2.2, *д*). Первая закалка в таком технологическом комплексе проводится с нагревом до температур 860 – 880 °С и охлаждением в масле, как для легированных, так и для углеродистых сталей. Вторая (окончательная) закалка выполняется с температуры 760 – 800 °С, охлаждение для углеродистых сталей в воде, для легированных в масле.

При этом первая закалка обеспечивает измельчение зерна и формирование высокого комплекса механических свойств в сердцевине детали, а вторая окончательно формирует высокую поверхностную твердость и износостойкость детали. Окончательная операция термической обработки – низкотемпературный отпуск по приведенным выше режимам.

Использование в качестве охлаждающей среды масла, в том числе и для углеродистых сталей, обусловлено тем, что получение мартенситных структур в стали после первой закалки не обязательно. Более того, диффузионный распад переохлажденного аустенита при таком охлаждении является желательным, поскольку это превращение дополнительно измельчает формирующееся зеренное строение, снижает степень легированности твердых растворов, уменьшая количество остаточного аустенита после окончательной закалки.

По этим соображениям при термической обработке легированных сталей по рассматриваемой схеме при первой «закалке» охлаждение часто ведут на воздухе, что соответствует применению *нормализации вместо первой закалки*.

Шестая схема термической обработки после цементации предусматривает проведение высокотемпературного отпуска между операциями первой и второй закалки (рис. 2.2, *е*). Часто такая термическая обработка применяется, если между цементацией и окончательной закалкой возникает необходимость проведения механической обработки детали резанием (сверление отверстий, снятие цементованного слоя на нерабочих поверхностях детали и т.д.).

В этом случае высокотемпературный отпуск является средством разупрочнения материала детали, улучшения обрабатываемости резанием.

Но, кроме того, высокотемпературный отпуск, выполненный между операциями первой и второй закалки, улучшает структурное состояние цементованного слоя, его эксплуатационные характеристики. Это достигается за счет того, что при высокотемпературном отпуске происходит диффузионный распад метастабильных структурных составляющих (мартенсита, бейнита и др.), что при повторном нагреве под окончательную закалку исключает возможность образования аустенита по механизму обратного мартенситного превращения.

Развитие же этого превращения по нормальному диффузионному механизму приводит к дополнительному измельчению зерна аустенита, способствуя получению микрокристаллического строения образующихся при окончательной закалке мартенситных структур.

С другой стороны, при высокотемпературном отпуске происходит выделение карбидов легирующих элементов, за счет чего уменьшается степень легированности аустенита при нагреве под окончательную закалку, повышается значение точки начала мартенситного превращения и уменьшается количество остаточного аустенита в готовой детали.

Седьмая схема термической обработки после цементации отличается от шестой только тем, что для сталей, не склонных к росту зерна (типа 18ХГТ и др.) первую закалку не проводят, а высокотемпературный отпуск проводят непосредственно после охлаждения с температуры цементации. (На рис. 2.2 эта схема не обозначена).

Для некоторых легированных сталей охлаждение после цементации на воздухе, или даже в охлаждающих колодцах, не исключает образование в слое мартенситных или бейнитных структур, которые ухудшают обрабатываемость резанием деталей, поэтому отпуск необходим для смягчения детали перед механической обработкой, а также для уменьшения количества остаточного аустенита после окончательной закалки.

Согласно *восьмой технологической схеме*, термическую обработку после цементации выполняют по одной из схем 4 – 7, но с применением для окончательной закалки поверхностного нагрева, например, токами высокой частоты. Поскольку при такой термической обработке сердцевина детали не нагревается до высоких закалочных температур, то, следовательно, исключается ее возможное разупрочнение.

Поэтому, применение восьмой схемы термической обработки позволяет проводить сначала предварительную термическую обработку сердцевины для получения заданных заранее механических свойств, например, путем применения первой закалки и среднетемпературного отпуска, после чего методом поверхностной закалки слоя и низкотемпературного отпуска, наряду с высоким комплексом механических свойств сердцевины, получать высокую поверхностную твердость и износостойкость слоя.

Девятая известная схема термической обработки предусматривает проведение высокотемпературной цементации (температура 1100 – 1150 °С) в газовой среде в агрегате с индукционным нагревом, совмещенной с подстуживанием до 800 – 850 °С, последующим закалочным охлаждением, промывкой и низкотемпературным отпуском. Такая схема обработки разработана автомобильным заводом им. Лихачева и реализована на агрегате, сконструированном специально для этих целей. Достоинством такой технологии является высокая производительность агрегата (длительность цементации всего 30 – 40 мин. вместо многочасовых выдержек при обычной цементации в печах) и возможность легкой автоматизации процесса.

В любом случае после окончательной термической обработки в поверхностном закаленном слое структура содержит отпущенный мартенсит, некоторое количество остаточного аустенита и, возможно, избыточные высокодисперсные карбиды легирующих элементов. Эффект упрочнения слоя достигается за счет мартенситного упрочнения и некоторого влияния содержащихся во внешней заэвтектоидной зоне слоя частиц вторичных карбидов.

Иногда диффузионному насыщению углеродом подвергают высоколегированные стали, уже содержащие в своем составе углерод в количестве порядка одного процента.

Примером таких сталей является шарикоподшипниковая сталь типа ШХ-15. Цементация таких сталей преследует цель получения избыточного количества избыточных карбидов в слое, обеспечивая, таким образом, повышение износостойкости. Такие процессы называют *карбидизацией*.

АЗОТИРОВАНИЕ

3.1 Общие сведения об азотировании

Азотирование - поверхностное насыщение стали азотом, применяется, как и цементация, преимущественно для повышения поверхностной твердости, износостойкости деталей машин и механизмов.

Кроме того, азотирование обеспечивает повышение коррозионной стойкости материала, а также обеспечивает теплостойкость упрочненного поверхностного слоя, не разупрочняющегося при нагревах до температур 500 – 600 °С. Характер упрочнения в результате азотирования принципиально иной по сравнению с цементацией. Высокая твердость и износостойкость слоя достигается в результате образования сплошной нитридной зоны слоя на внешней поверхности изделия, а частичное упрочнение в переходной зоне за счет образования большого количества высокодисперсных очень твердых нитридов легирующих элементов, содержащихся в составе стали.

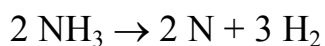
Азотированию подвергают углеродистые стали лишь для повышения коррозионной стойкости, поскольку эффект упрочнения таких сталей невелик, а затраты значительно выше, чем при цементации. Основными азотируемыми сталями для повышения поверхностной твердости и износостойкости являются комплексно легированные стали, содержащие хром, молибден, алюминий и другие компоненты. Примерами таких сталей являются: 38ХМЮА, 38ХЮА, 34ХН1М и др. В ряде случаев азотированию подвергают нержавеющие стали ферритного или аустенитного класса, такие как: 30Х13, 40Х13, 40Х14Н14В2М и др.

В связи с разницей в механизмах упрочнения поверхностного слоя, по сравнению с цементацией, после азотирования не требуется проведения какой-либо другой термической обработки, а также и механической обработки. Изделия после азотирования сразу подаются на сборку. Размеры изделий при азотировании практически не изменяются, поэтому азотированию подвергаются детали полностью изготовленные по чертежам в чистовые размеры без припусков на окончательную механическую обработку. В этой же связи, свойства, которыми должна обладать сердцевина изделия, должны быть сформированы до

азотирования. Поэтому заготовки для изготовления азотируемых деталей подвергаются предварительной термической обработке (улучшению), включающей закалку и высокотемпературный отпуск.

3.2 Химизм и технология азотирования

Существуют несколько видов азотирования, главными из которых являются *газовое* и *ионное азотирование*. В любом случае основной газовой средой для азотирования является *аммиак*, который при нагреве диссоциирует на составные части по реакции:



образующийся атомарный азот адсорбируется поверхностью, диффундирует вглубь изделия, и взаимодействует с компонентами стали (железом, хромом, молибденом, алюминием и др.) с образованием нитридов:



Азот в атомарном состоянии не может длительно существовать в рабочей атмосфере печи, в связи с чем в печь должен постоянно подаваться аммиак, который, диссоциируя, поддерживает требуемое количество «свежих» порций атомарного азота. Поэтому атмосфера печи должна постоянно контролироваться на предмет поддержания требуемой степени диссоциации аммиака. Для разных условий насыщения степень диссоциации должна составлять 35 – 75%.

Формирующаяся структура азотированного слоя определяется условиями фазового равновесия в системе реагирующих компонентов, и может быть описана диаграммой железо – азот (рис. 3.1).

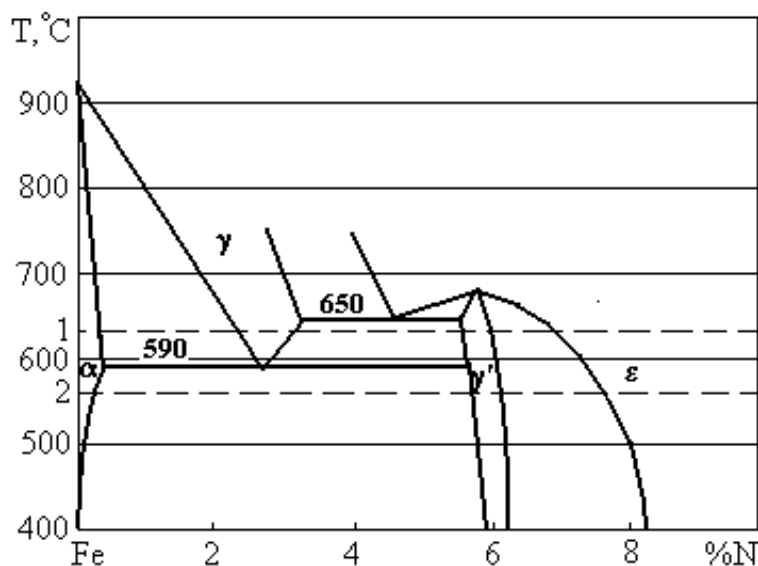


Рисунок 3.1. Диаграмма железо - азот с нанесенными режимами азотирования: 1 - для повышения коррозионной стойкости углеродистых сталей (600 – 650 °С); 2 - для поверхностного упрочнения легированных сталей (500 - 560 °С)

Горизонталь, проведенная при температуре, соответствующей азотированию углеродистых сталей для повышения коррозионной стойкости, проходит через однофазные области нитридов (ϵ и γ'), через область азотистого аустенита (γ) и область азотистого феррита (α). Следовательно, структурными зонами азотированного слоя должны быть: на самой поверхности - нитридная зона, а далее эвтектоидная, образующаяся при охлаждении за счет эвтектоидного распада γ - аустенита, и далее, в непосредственной близости от сердцевины, т.е. в переходной зоне слоя – азотистый α -феррит с выделениями тонких прожилок третичных нитридов по границам зерен.

Азотирование углеродистой стали для повышения коррозионной стойкости – непродолжительный процесс. Длительность выдержки при 600 – 650 °С обычно от 15 мин до 2-х ч. Поэтому образующийся азотированный слой оказывается очень тонким (15 - 30 мкм). При этом внешняя нитридная зона слоя может вообще отсутствовать. Несмотря на это, коррозионная стойкость стали при азотировании увеличивается.

В случае азотирования для повышения износостойкости легированных сталей поверхностное упрочнение может оказаться достаточно эффективным только в случае образования относительно толстых нитридных зон слоя. Глубина в обычных случаях должна быть в пределах от 0,3 до 0,6 мм (300 – 600 мкм). Такой слой можно получить при азотировании в течение 25 – 60 ч. из расчета, что 0,01 мм слоя прирастает за 1 ч выдержки. Поскольку температура азотирования 500 – 560 °С, т.е. ниже температуры эвтектоидного превращения

(см. рис. 3.1), слой будет содержать лишь 2 структурные зоны, характеризующиеся однородным фазовым составом: внешняя нитридная зона и зона подслоя (переходная зона), представляющая собой зону азотистого феррита с выделением по границам зерен прожилок третичных нитридов. Как уже указывалось, упрочнение поверхности обеспечивает только нитридная зона слоя, которая и определяет глубину азотированного слоя. Иногда в результате перенасыщения слоя, его поверхностные зоны оказываются очень хрупкими, что снижает работоспособность изделий.

Для уменьшения хрупкости слоя его можно подвергнуть отжигу, что обычно осуществляется непосредственно в процессе азотирования, для чего в последние 2 – 3 ч азотирования уменьшают или полностью прекращают подачу свежего аммиака в печь. Поверхность детали прекращает насыщаться из внешней среды, а диффузия азота вглубь изделия продолжается, в результате чего концентрация азота в самых поверхностных зонах несколько снижается, уменьшая хрупкость слоя.

В ряде случаев, как и при цементации, оказывается необходимым защитить от насыщения азотом некоторые поверхности деталей. Это достигается гальваническим (электрохимическим) оловянированием этих поверхностей. Эффективная защита от насыщения достигается и обмазкой поверхности несколькими слоями жидкого стекла.

Перед азотированием поверхность деталей должна тщательно обезжириваться, а в ряде случаев и активироваться, например, пескоструйной обработкой. Это улучшает условия адсорбирования азота поверхностью и стабилизирует формирование диффузионного слоя.

Азотирование длительный технологический процесс. Эффективными в отношении сокращения цикла оказываются ступенчатые режимы, где первую ступень проводят при температурах 520 – 525 °С, с длительностью 12 – 15 ч, а вторую при 545 °С в течение 15 – 20 ч. Общая глубина азотированного слоя достигается при этом 0,45 - 0,50 мм, уменьшая длительность цикла по сравнению с одноступенчатым азотированием на 10 – 15 ч.

3.3 Методы совместного насыщения азотом и углеродом

Совместное насыщение поверхности деталей азотом и углеродом предусматривает возможность реализации двух принципиально различающихся способов в зависимости от того, какой из этих элементов является основным, а какой дополнительным. При этом такие способы имеют не только отличные технологические параметры, но и принципиально отличающиеся механизмы упрочнения, такие же, как при цементации или азотировании.

Высокотемпературные процессы совместного насыщения напоминают по развивающимся процессам цементацию. В них насыщение идет преимущественно углеродом и в меньшей степени – азотом. Такие процессы по действующей классификации называют *азотонауглероживанием*.

Однако этот термин на практике не прижился. Технологии этого типа называют чаще высокотемпературным *цианированием* (если процесс ведется в расплавах солей, содержащих до 20 – 25 % цианистого натрия), или *нитроцементацией* (если проводится насыщение в газовых средах аналогично газовой цементации с дополнительной подачей в печь некоторого количества аммиака). Цианирование и нитроцементация обеспечивают получение слоя, аналогичного получаемому при цементации. Азот, диффундирующий в сталь вместе с углеродом, растворяется в твердом растворе (аустените), входя затем в продукты его распада, а также частично растворяясь в формирующихся непосредственно при насыщении карбидах легирующих элементов, переводя их в ранг легированных по азоту карбидов или в карбонитриды. Такое влияние азота увеличивает прочностные свойства слоя, его износостойкость. Однако образование такого слоя при нитроцементации или цианировании не исключает необходимости упрочняющей окончательной термической обработки, заключающейся в закалке с последующим низким отпускком. Режимы обработки практически совпадают с аналогичными режимами обработки после цементации.

Наряду с этим режим самого насыщения может несколько изменяться по сравнению с цементацией. Поскольку легирование азотом снижает положение критических точек стали, насыщение может проводиться при несколько пониженных температурах по сравнению с цементацией. Чаще всего температура нитроцементации или цианирования составляет 870 – 900 °С, т.е. на 30 °С ниже, чем цементации. Совместное насыщение углеродом и азотом происходит несколько быстрее, чем только углеродом, в связи с чем, длительность нитроцементации оказывается меньше, чем газовой цементации. Скорость роста слоя

в этом случае составляет 0,20 - 0,25 мм/ч. С учетом более высокой износостойкости нитроцементованного слоя, по сравнению с цементованным, глубина нитроцементованного слоя может задаваться несколько меньшей, чем цементованного. Это еще один резерв сокращения длительности насыщения.

Низкотемпературные процессы совместного насыщения азотом и углеродом имеют механизм, соответствующий насыщению азотом. При этом углерод имеет вспомогательное значение. Технологические особенности такого *углеродоазотирования (низкотемпературного цианирования)* в основном совпадают с процессами азотирования. В этом случае и природа формирующегося слоя также аналогична азотированному слою, однако дополнительная диффузия углерода в слой приводит к образованию карбонитридов вместо нитридов, что преимущественно повышает прочность слоя и несколько уменьшает его хрупкость.

Основное применение низкотемпературного цианирования – дополнительное упрочнение режущего и штампового инструмента, изготовленного из быстрорежущих и других теплостойких сталей. В этом случае инструменты после окончательной термической обработки на максимальную твердость и после шлифовки и заточки насыщают при температуре 540 – 560 °С в течение 2 – 4 ч. При этом формируется тонкий (0,04 - 0,09 мм) карбонитридный слой высокой твердости и износостойкости, увеличивающий режущую стойкость инструмента в 1,5 - 2,0 раза. Термообработки после насыщения, как и после азотирования, не требуется.

Комплексное насыщение тремя неметаллическими элементами одновременно: азотом, углеродом и серой получило название *сульфоцианирование*. Этот процесс используется для обеспечения особого комплекса свойств поверхностей, работающих в условиях сухого трения (без смазки) при высоких удельных давлениях. В этих условиях кроме высокой износостойкости, что может быть обеспечено, например, азотированием или цианированием, поверхности должны обладать хорошей прирабатываемостью друг к другу при трении, не свариваться при высоких удельных давлениях и не образовывать «задиры» на поверхности. Примерами деталей, подлежащих сульфацианированию, являются диски тормозов, тяжело нагруженные подшипники скольжения и др. Такие качества поверхностей обеспечиваются *сульфоцианированием*, при котором одновременное насыщение азотом и углеродом формирует карбонитридный слой с высокой износостойкостью, а дополнительное насыщение серой создает

хрупкий легко прирабатывающийся и разделительный слой, препятствующий «схватыванию» поверхностей и образованию «задиrow». Процесс ведется в жидких (солевых) или твердых средах (карбюризаторах), в которые, кроме углеродсодержащих, азотсодержащих веществ вводят сульфид железа или небольшие добавки элементарной серы. Температура процесса от 500 до 680 °С, время выдержки 5 – 6 ч.

Формируется слой, аналогичный нитроцементованному, общей глубиной 0,05 - 0,07 мм. Внешняя зона - сульфидная, хрупкая, глубиной 0,01 - 0,02 мм с содержанием серы до 2%.

Глава 4

НАСЫЩЕНИЕ МЕТАЛЛАМИ

4.1 Общие сведения о процессах насыщения металлами

Принципиально число процессов насыщения металлами металлических или керамических веществ не ограничено. Таких процессов уже много создано, но еще больше, видимо, даже еще и не исследовано. Металлами можно насыщать стали и чугуны, алюминиевые и медные сплавы, сплавы на основе титана и никеля, молибден и вольфрам, а также многие другие металлические или керамические материалы. Изучая бюллетени изобретений за любой текущий период времени, можно наблюдать, что практически еженедельно появляются новые способы, режимы или составы сред для химико-термической обработки.

Однако остаются едиными принципы создания таких процессов. Для любого метода необходим основной насыщаемый материал, приведенное в соприкосновение с ним насыщающее вещество, либо внешняя химически активная среда, способная образовать это вещество в атомарной форме и привести его в соприкосновение с насыщаемой поверхностью; необходимы определенные условия, обеспечивающие создание диффузионного слоя с заданным химическим составом и свойствами. Это - повышенная температура процесса, достаточное

время насыщения и способность веществ взаимодействовать друг с другом с образованием твердых растворов, химических соединений или промежуточных фаз.

К настоящему времени созданы следующие технологически различающиеся группы процессов, способных обеспечить создание диффузионных покрытий металлами:

- покрытия в порошковых твердых смесях;

- диффузионное насыщение из газовой фазы циркуляционным методом;

- покрытия погружением в металлические расплавы;

- покрытия методом диффузионного отжига изделий с предварительно нанесенной различными методами тонкой пленкой насыщающего вещества;

- диффузионное удаление из поверхности одного из компонентов сплава путем нагрева его в вакууме либо иной контролируемой среде.

4.2 Насыщение металлами в порошковых твердых смесях

Наибольшее распространение получили методы насыщения металлами в порошковых твердых смесях. Для их проведения насыщаемые изделия упаковывают в порошковые смеси в герметичных стальных ящиках таким образом, чтобы детали не касались стенок ящика и друг друга с разделением слоев деталей порошковой засыпкой достаточной толщины. Сверху ящик закрывается плотной крышкой и при необходимости обмазывается огнеупорной глиной для предотвращения подсоса воздуха в ящик и выхода из него активной атмосферы, обеспечивающей насыщение. В состав порошковых смесей должны входить три составные части:

- активное металлическое вещество покрытия в виде чистого порошкового металла или сплава с металлом основы насыщаемого вещества, например, при хромировании стали может использоваться порошок металлического хрома или феррохром;

- нейтральный порошок, предотвращающий спекание смеси и обеспечивающий возможность относительно свободного диффузионного перемещения в

ящике активной газовой фазы. В качестве такого порошка чаще всего используют обожженную глину (окись алюминия);

галогенид аммония (чаще всего хлористый аммоний), обеспечивающий постоянное разрыхление порошковой смеси в ящике за счет разложения его при температуре насыщения с выделением большого количества образующихся при этом газов, в том числе газообразного хлора, взаимодействующего с насыщающим порошковым металлом, образуя химически активное легко разлагающееся вещество.

Образующиеся таким образом хлориды насыщающего металла переносятся в газовой среде к поверхности насыщаемых изделий, где они разлагаются как на катализаторе, в результате чего высвобождающийся атом металла адсорбируется поверхностью детали, а оставшийся хлор продолжает двигаться в газообразной среде ящика, участвуя в новых актах взаимодействия с новыми атомами насыщающего металла порошковой среды.

В качестве примеров насыщения металлами рассмотрим процессы *алитирования, силицирования и диффузионного хромирования*.

Алитирование применяется с целью повышения стойкости к атмосферной коррозии, особенно при повышенных температурах, и, следовательно, для повышения жаростойкости и окалинстойкости стали, меди и медных сплавов. Для алитирования стали используют порошкообразный ферроалюминий - 49%, окись алюминия - 49% и хлористый аммоний - 2%. Процесс ведут при температуре 900 – 1000 °С в течение 4 – 16 ч с медленным охлаждением (с печью). Образующийся слой глубиной от 0,15 до 0,50 мм представляет собой твердый раствор алюминия в железе, содержание которого может достигать 50%, что создает повышенную хрупкость слоя. Для уменьшения хрупкости после алитирования рекомендуется провести отжиг при температурах 900 – 1050°С с выдержкой от 4 до 6 ч. Концентрация алюминия в слое при этом уменьшается за счет перераспределения части алюминия в глубь изделия, что увеличивает глубину слоя на 20 – 40%. Отработанная смесь для алитирования может быть использована повторно с добавлением в нее 20% свежей.

Силицирование - процесс насыщения поверхности стали кремнием. Хотя известно, что кремний в свободном состоянии не может быть отнесен к металлам, но в диффузионных системах с железом он ведет себя, как металлическое вещество, поэтому процесс силицирования относится к рассматриваемой груп-

пе процессов. Силицирование применяется с целью повышения кислотостойкости поверхности, например, стальных емкостей для перевозки концентрированных кислот, за исключением плавиковой. В состав порошковой твердой среды вводят 60% ферросилиция, 39% глинозема (окиси алюминия) и 1% хлористого аммония.

Процесс ведут при температуре 950 -1000 °С с выдержкой от 2 до 10 ч. Глубина формирующегося слоя составляет от 0,3 до 1 мм. Слой представляет собой не травящийся кремниевый феррит (твердый раствор кремния в железе с содержанием кремния до 14%). В таком состоянии силицированный слой очень хрупкий, хотя и обладает высокой устойчивостью к коррозии в морской воде, а также стоек в азотной, серной и соляной кислотах. При невысокой твердости, этот слой неплохо сопротивляется истиранию, особенно после проварки деталей в масле при температуре 170 - 200 °С.

Организация технологии силицирования может быть такой же, как и алитирования и других процессов в порошковых твердых смесях, однако, наиболее эффективно этот процесс идет, если во вращающуюся реторту загружают детали вместе с ферросилицием, вводя в реторту газообразный хлор или хлороводородную смесь. При этом не обязательно, чтобы поверхность деталей контактировала непосредственно с частицами ферросилиция. Достаточно, чтобы ферросилиций был на входе хлора в реторту, в результате чего он, взаимодействуя с кремнием, образует газообразные хлориды кремния, переносящие его на поверхность детали, где кремний выделяется на стальной поверхности, адсорбируется ею, и диффундирует в глубь изделия.

Диффузионное хромирование ведут для повышения поверхностной твердости, износостойкости деталей из стали и чугуна при одновременном увеличении коррозионной стойкости и кислотостойкости поверхности. Для хромирования используют металлический порошок хрома или феррохрома в количестве 50% от состава смеси, 47% окиси алюминия и 3% хлористого аммония. Процесс ведут при 1050 – 1150 °С в течение 12 – 15 ч. Образующийся слой глубиной от 0,02 до 0,12 мм представляет собой сложные карбиды хрома, на образование которых расходуется углерод, входящий в состав насыщаемой стали или чугуна.

Насыщение хромом чистого железа не привело бы к формированию карбидов, поскольку железо с хромом образует непрерывный ряд твердых раство-

ров. В этом случае фазовый состав слоя представлял бы собой высокохромистый феррит, обладающий очень высокой коррозионной стойкостью. Это свойство слоя проявляется и в случае хромирования стали и чугуна, поскольку высокая коррозионная стойкость сплавов, содержащих повышенное содержание хрома, обеспечивается преимущественно за счет возникновения в поверхностных атомных слоях пленки окиси хрома, предотвращающей дальнейшее взаимодействие кислорода с материалом основы сплава. Твердость карбидного слоя выше 13000 МПа, что обеспечивает высокую износостойкость поверхности детали.

Насыщение поверхности стальных деталей хромом можно сочетать с насыщением углеродом и азотом, для чего в состав смесей для хромирования вводят углерод- и азотсодержащие вещества. Это обеспечивает образование карбонитридов хрома в слое, в результате чего его твердость может достигать значений 15000 – 17000 МПа. Хромирование с дополнительным насыщением азотом и углеродом лопаток турбины из аустенитной жаропрочной стали, работающей на пылевидном топливе при 650 °С, уменьшило их эрозионный износ в 10 – 20 раз.

Таким образом, рассмотренные примеры насыщения с использованием относительно простых технологических средств показывают возможности осуществления большого числа процессов насыщения металлами, в результате чего могут быть получены разнообразные качества поверхности, определяющиеся свойствами используемых диффузионных систем.

При назначении режимов новых технологических процессов целесообразно на первых порах ориентироваться на рассмотренные количества составляющих порошковых твердых смесей с последующей их экспериментальной корректировкой в зависимости от конкретных результатов насыщения интересующей системы. При описании возможного состава слоя и анализа уже полученного следует руководствоваться известными диаграммами фазового равновесия. Они же дают основания и для назначения видов и режимов термической обработки диффузионного слоя с целью изменения свойств и структуры слоя в необходимом направлении.

4.3 Насыщение металлами в газовом потоке циркуляционным методом

Как было показано выше, процессы получения покрытий в порошковых твердых смесях имеют в своей основе механизм переноса насыщающего вещества через газовую фазу, в связи с чем, такие процессы более правильно было бы называть насыщением в газовой фазе. Особенно наглядно это видно на примере рассмотренного процесса силицирования.

В этой связи, процессы газового насыщения более рационально организовать *в циркуляционном режиме* (рис. 4.1).

Схема такого циркуляционного процесса, например, для насыщения хромом, предусматривает необходимость создания двухкамерного агрегата, в котором насыщаемые изделия и кусочки насыщающего вещества размещаются в различных ретортах (1 и 2), а доставка вещества от источника к насыщаемым деталям организуется циркулирующей газовой атмосферой, созданной в замкнутом пространстве установки с помощью вентилятора (3).

При такой организации процессов насыщение реализуется за счет использования термодинамических особенностей протекания прямой и обратной реакций образования хлоридов металлов в высокотемпературной реторте установки и их диссоциации при температурах ниже равновесной в низкотемпературной реторте, где и размещаются насыщаемые детали. В качестве газовой атмосферы используется хлористо-водородная смесь, роль водорода в которой связана с защитными свойствами среды, предотвращая окисление поверхности насыщаемых деталей и активной поверхности кусочков металла, используемого в качестве насыщающего вещества. Хлор в составе газовой среды является носителем металлических атомов, переносимых из реторты с насыщающим веществом в реторту с деталями.

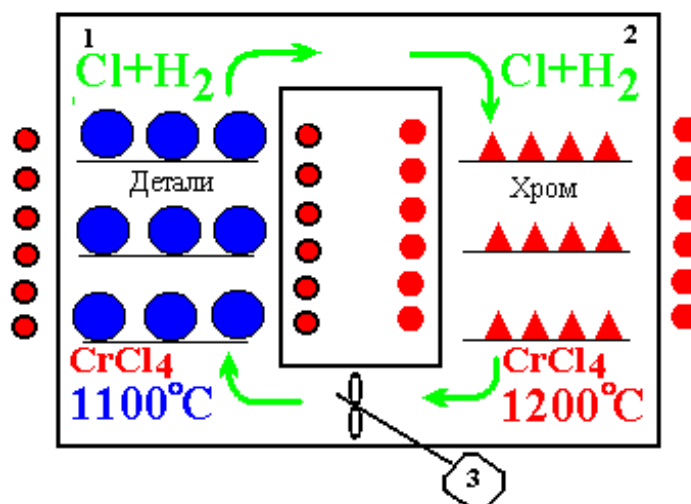


Рисунок 4.1. Схема циркуляционного способа газового насыщения металлами на примере насыщения хромом: 1 - реторта с печью для размещения насыщаемых деталей; 2 - реторта с размещенной навеской насыщающего вещества (хрома); 3 - вентилятор

В реторте с насыщающим веществом при повышенной температуре хлор образует с металлом устойчивые при этой температуре газообразные хлориды, которые в общем газовом потоке переносятся в реторту с деталями. При пониженной температуре этой реторты хлориды металлов становятся не устойчивыми, и разлагаются на поверхности детали, как на катализаторе. Высвобождающийся при этом газообразный хлор вновь переносится в высокотемпературную реторту за новыми атомами насыщающего вещества.

Такая схема ведения процессов теоретически приемлема для большинства металлических насыщаемых металлов и насыщающих веществ.

4.4 Насыщение в расплавленных металлах

Одним из наиболее простых методов получения диффузионных покрытий является способ *насыщения в расплавленных металлах*. Наиболее широко этот способ используется для *алитирования* стальных деталей и *цинкования*. При насыщении погружением в расплавы процессы реализуются за счет обеспечения непосредственного контакта покрываемой поверхности с насыщающим веществом. При этом используются достаточно высокие температуры (выше

температуры плавления насыщающего компонента), что позволяет получать достаточно быстро диффузионные слои.

Однако при этом методе возникает ряд неприятных проблем, ограничивающих его применение. Во-первых, это требование тщательной подготовки поверхности и защиты ее от окисления при погружении изделия в расплав. Несоблюдение этого условия приводит к неоднородному формированию слоя вдоль поверхности. Во-вторых, даже при хорошем взаимодействии по всей поверхности материал детали может растворяться сам в расплаве, что ухудшает качество поверхности и изменяет размеры изделия. На поверхности изделия наблюдается налипание расплавленного металла, что также ухудшает качество поверхности детали. Поэтому, такой способ покрытия имеет ограниченное применение.

Более широко могут использоваться способы, основанные на принципе *предварительного нанесения контактных слоев* насыщающего вещества на поверхность одним из методов электрохимического, химического осаждения, методами плакирования, в том числе сварки взрывом или любыми методами напыления, например, вакуумного, плазменного, газопламенного с последующим диффузионным отжигом при температурах ниже или выше температуры плавления нанесенного металла. Формирующиеся при этом слои в условиях ограниченного источника насыщающего вещества позволяют, используя различные температуры процесса и длительности выдержки, получать строго регламентированные по структуре и свойствам слои заданного качества. Разнообразие наносимых веществ и материала основы позволяет создавать самые невероятные, в том числе многокомпонентные слои, обладающие уникальными качествами. Кроме того, ценность таких методов заключается в том, что они могут найти широкое применение для восстановления изношенных деталей машин.

Ограничением в реализации этих способов может стать трудность обеспечения непосредственного контакта наносимого слоя при предварительной обработке без разделительных пленок, которые могут полностью нарушить связь между атомами нанесенного вещества с поверхностью изделия, исключая возможность получения диффузионного слоя. Наиболее надежными в этом отношении являются методы сварки взрывом и некоторые методы электрохимического покрытия.

Раздел 2

ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

Глава 5

ОСНОВНЫЕ ПОНЯТИЯ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

5.1 Назначение и классификация процессов деформационно-термической обработки

Деформационно-термическая обработка рассматривается как один из видов упрочняющей комбинированной обработки, сочетающей в едином технологическом процессе операции пластической деформации и термической обработки.

Основные виды деформационно-термической обработки используются с целью достижения предельно высоких механических свойств металлов и сплавов, не достижимых обычно методами упрочняющей термической либо деформационной обработки, взятыми отдельно.

Деформационно-термическая обработка объединяет в себе широкий круг технологических процессов комбинированной термической обработки, в основе которых лежат закономерности влияния деформационных воздействий на развитие структурных и фазовых превращений, протекающих в обрабатываемом материале при термической обработке.

При этом имеется в виду не простое суммирование эффектов, достигаемых при таком взаимодействии операций в едином технологическом процессе, а *достижение нового дополнительного эффекта, обусловленного этим взаимным влиянием деформационного и теплового факторов.*

По современной классификации к деформационно-термической обработке (ДТО) следует относить:

механико-термическую обработку (МТО);

термо-механическую обработку (ТМО);

микродеформационно-термическую обработку (МДТО).

В свою очередь, механико-термическая обработка подразделяется на дорекристаллизационную (ДМТО), низкотемпературную (НМТО) и высокотемпературную механико-термическую обработку (ВМТО).

Основными типами термомеханической обработки являются: высокотемпературная (ВМТО) и низкотемпературная термо-механическая обработка (НМТО). Кроме того, иногда выделяют предварительную термомеханическую обработку (ПТМО), которая по своей сущности является промежуточной технологией, на грани между МТО и ТМО.

При классификации видов ТМО следует также иметь в виду, что как ВМТО так и НМТО, может быть использована при обработке сталей, титановых и других сплавов, претерпевающих полиморфное превращение, а также при изготовлении изделий из неполиморфных металлов и сплавов.

Микродеформационно-термическая обработка (МДТО) – новое понятие в деформационно-термической обработке. Она предполагает воздействие на структурные превращения, протекающие при термической обработке, тонких эффектов микродеформационного воздействия, создаваемого извне от различных внешних источников напряжений, либо за счет структурных внутренних микронапряжений, обусловленных развитием фазовых превращений, термических градиентов и иных факторов. Наиболее типичными видами МДТО являются: термоциклическая, ультразвуковая, термомагнитная обработка и некоторые другие.

5.2 Механико-термическая обработка

Механико-термическая обработка основана на использовании дорекристаллизационных процессов для воздействия на структурное состояние и свойства металлов и сплавов, включая чистые металлы, технически чистые, а также термически упрочняемые и не упрочняемые сплавы. В основе этой технологии не лежат процессы фазовой перекристаллизации, хотя они могут сказываться на результатах обработки.

Рисунок 5.1. Схема структурных изменений при механико-термической обработке

На схеме *a* показано состояние дислокационной структуры после пластической деформации в составе МТО. Видно, что дислокации после не-большой степени пластической деформации относительно равномерно распределяются в своих плоскостях скольжения, которые не пересекаются между собой. Плотность дислокаций, обычно, невысокая, и они имеют возможность достаточно легко взаимодействовать между собой своими полями упругого взаимодействия.

В основе формирования такой структуры лежит явление *полигонизации*, рассмотренное при изучении процессов отжига. Дислокации одного знака, перемещающиеся в близкорасположенных параллельных плоскостях скольжения имеют способность притягиваться друг к другу, располагаясь в виде «вертикальных дислокационных стенок», разориентирующих соседние субзерна между собой на небольшие углы (порядка одного углового градуса). Образование полигональной (субзеренной) структуры (рис. 5.1, б) сопровождается ростом сопротивления ползучести, что используется на практике с целью повышения длительной прочности и жаропрочности металлов и сплавов.

Упрочнение, достигаемое в результате МТО, связывают с *деформационным старением*. При этом сопротивление большим пластическим деформациям в результате МТО изменяется слабо, однако, в некоторых случаях, его также используют на практике. Примером является явление «пресс-эффекта», обеспечивающего повышенные прочностные свойства прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов после окончательной термической обработки по сравнению с аналогичными полуфабрикатами, полученными методом прокатки.

На развитие процесса полигонизации, лежащей в основе МТО, большое влияние оказывает структурное состояние исходного материала, а также ее усложнение в результате пластической деформации. Очень важно, чтобы при деформации дислокации лишь оторвались от закрепляющих узлов и атомов примесей, но не образовали бы новых неподвижных конфигураций и не встречали бы на своем пути закрепляющих частиц фаз. Реально различные металлы и сплавы имеют в своей структуре такие закрепления. Поэтому, для

каждого типа металлов и сплавов должна использоваться своя схема технологии МТО.

Наиболее общим случаем МТО является *дорекристаллизационная механико-термическая обработка (ДМТО)*. Она заключается в пластической деформации на небольшие степени в дорекристаллизационном интервале температур (ниже температурного порога рекристаллизации), а чаще всего – при комнатной температуре, с последующим отжигом для получения и закрепления полигональной структуры. Обычно такая обработка используется для металлов технической чистоты.

Металлы высокой степени чистоты характеризуются повышенной подвижностью атомов примесей, которые имеют способность следовать за движущимися линиями дислокаций со скоростями, соизмеримыми со скоростями перемещения дислокаций, лишь несколько отставая от них. При этом дислокации, переместившиеся при деформации и только что оторвавшиеся от закреплявших их «облаков» из атомов примесей, в следующий момент времени вновь закрепляются новыми облаками. Это осложняет развитие процессов полигонизации при последующем отжиге, что исключает возможность достижения эффектов МТО.

Предотвращение закрепления дислокаций до начала формирования субзеренной полигональной структуры может быть достигнуто путем глубокого охлаждения металлов до минусовых температур, например, до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температура жидкого гелия) или $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (температура жидкого азота), пластической деформации на малые степени при этих температурах с последующим отогревом до комнатной температуры и нагрева до температур полигонизации для создания и закрепления атомами примесей сформировавшейся устойчивой субзеренной структуры. Такая обработка называется *низкотемпературной механико-термической обработкой (НМТО)*.

Эффективность такой обработки подтверждается известными экспериментальными фактами, свидетельствующими о том, что обработка по рассмотренной схеме чистого никеля привела к уменьшению скорости ползучести в 4 – 4,5 раза по сравнению с отожженным состоянием. При обработке меди по такой же схеме скорость ползучести уменьшилась почти в 88 раз, а срок службы изделий увеличился в 5 раз.

В многофазных термически упрочняемых сплавах проблемы осуществления механико-термической обработки состоят в том, что формированию полигональной структуры препятствуют частицы фаз, закрепляющих дислокации. Для таких сплавов разработана технология *высокотемпературной механико-термической обработки (ВМТО)*.

Она заключается в том, что заготовки нагревают до температур, обеспечивающих растворение частиц избыточных фаз, проводят пластическую деформацию на небольшие степени при этих температурах, осуществляют быстрое (закалочное) охлаждение, а затем выполняют старение при температурах, обеспечивающих формирование субзеренной полигональной структуры и ее закрепление образующимися зонами Гинье - Престона и частицами упрочняющих фаз.

5.3 Термомеханическая обработка стали

Термомеханическая обработка наиболее подробно изучена на металлах и сплавах, претерпевающих полиморфные превращения и иные виды фазовой перекристаллизации в интервале температур обработки, и в первую очередь, на примере сталей.

В отличие от МТО, термомеханическая обработка (ТМО) использует для воздействия на превращения, протекающие при термической обработке, высокие степени пластической деформации, обеспечивая достижение деформационного упрочнения (наклепа). При этом существенным образом увеличивается плотность дислокаций и усложняется дислокационное строение обрабатываемого материала.

Эти изменения в тонком кристаллическом строении затем сказываются на кинетике и механизмах развивающихся фазовых и структурных превращений, обусловленных тепловым воздействием. Наиболее широко известные схемы ТМО приведены на рисунке 5.2.

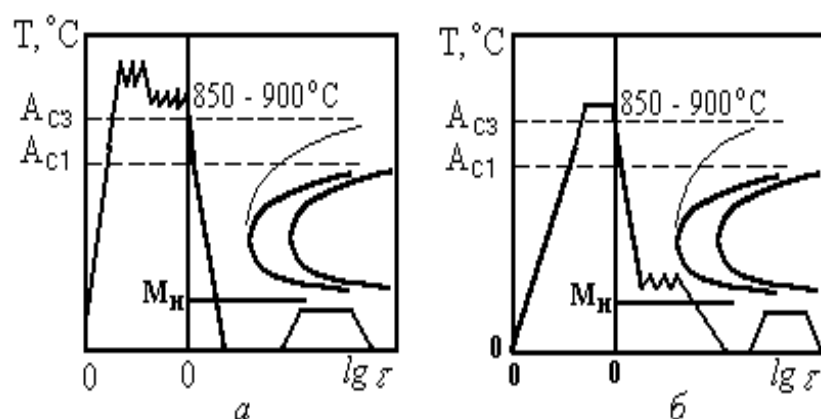


Рисунок 5.2. Графики режимов ТМО стали: *а* – ВТМО; *б* – НТМО

Высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО) чаще всего производится в едином технологическом цикле с горячей пластической деформацией (ковкой, штамповкой, прокаткой и т.д.) и заключается в нагреве стали до температур горячей обработки давлением (для сталей 1150 – 1200 °С), предварительной пластической деформацией для получения промежуточной заготовки, подстуживании ее до температур 850 - 900 °С (не ниже точки A_3), пластической деформации при этой температуре в составе ТМО со степенями 25 – 90% с немедленным закалочным охлаждением в воде или масле, в зависимости от марки стали, и последующем низкотемпературном отпуске. Температура отпуска обычно 140 – 200 °С (рис. 5.2, *а*).

Относительно невысокая температура деформации (850 - 900°С) и требование немедленного закалочного охлаждения после завершения деформации обусловлено необходимостью предотвращения развития динамической рекристаллизации аустенита перед его переохлаждением до начала мартенситного превращения. При этом структурные эффекты деформационного характера в аустените сохраняются к началу мартенситного превращения и оказывают влияние на его развитие и конечную структуру стали после закалки и ее свойства.

При задержке закалочного охлаждения после окончания горячей деформации может сформироваться рекристаллизованная структура, что приведет к устранению эффекта деформационного упрочнения, к уменьшению плотности дислокаций в объеме аустенита. Поэтому, проведенная деформация

ция уже не сможет оказать влияние на развитие мартенситного превращения при закалочном охлаждении. Следовательно, в таких условиях осуществления технологии она не будет являться деформационно-термической (термомеханической) обработкой.

В результате ВТМО нелегированная среднеуглеродистая сталь типа марки 45 получает предел прочности 2500 МПа при относительном удлинении 8,0%, что по прочностным свойствам в несколько раз выше, чем после обычной закалки с отпуском. Применение ВТМО устраняет склонность стали к необратимой отпускной хрупкости, что является уникальным результатом. Никакими другими способами склонность стали к необратимой отпускной хрупкости устранить не удастся.

Исследованиями М.Л. Бернштейна показано, что эффект структурных изменений ВТМО обладает свойством «наследственности». Сталь, прошедшая ВТМО, сохраняет более высокие механические свойства и в том случае, если она была подвергнута при окончательной термической обработке повторной закалке. Конечно, это относится лишь к процессам, при которых используются не слишком длительные выдержки при температуре нагрева под окончательную закалку.

Низкотемпературная термомеханическая обработка стали (НТМО – рис. 5.2, б) заключается в нагреве до температур выше точки A_{c3} на 30 – 50 °С, выдержке при этой температуре, как для обычной закалки, быстром закалочном переохлаждении стали до 400 – 500 °С (область повышенной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду), пластической деформации переохлажденного аустенита при этих температурах с большими степенями (25 – 90%), не допуская его диффузионного распада, с последующим охлаждением в масле или аналогичных средах для развития мартенситного превращения. Обработка завершается низкотемпературным отпуском (140 – 200 °С). НТМО позволяет получить еще более высокие прочностные свойства, чем после ВТМО. Предел прочности в данном случае достигает значений 2800 – 3300 МПа при относительном удлинении 6,0%.

Такой результат связан с тем, что выполнение пластической деформации переохлажденного аустенита при температурах ниже температурного порога рекристаллизации предотвращает ее развитие, сохраняя более полно

уровень структурных изменений деформационного характера. Это сохраняет дополнительное упрочнение наклепом и усиливает его влияние на развитие мартенситного превращения.

Прирост прочностных свойств зависит от содержания углерода в стали, от степени и температуры деформации, температуры отпуска. С увеличением степени деформации и понижением ее температуры эффективность НТМО возрастает. Наилучший комплекс прочности и пластичности обеспечивается в сталях с содержанием углерода 0,4 – 0,5%. Более высокое содержание углерода вызывает охрупчивание стали.

Природа высокопрочного состояния стали после ВТМО и НТМО является единой. Как уже указывалось, она определяется деформационными структурными изменениями в аустените и влиянием их на развивающееся мартенситное превращение этого аустенита при закалочном охлаждении. Выделяют следующие основные факторы, определяющие высокопрочное состояние после ТМО.

1. *Деформационное упрочнение аустенита*, наследуемое далее образующимся из него мартенситом, обусловленное повышенной плотностью дислокаций и сложной дислокационной структурой, сформированной при пластической деформации аустенита.

2. *Получение субмелкокристаллической структуры мартенситных кристаллов*, формировавшихся в мартенситном интервале температур в пределах субзеренных фрагментов деформированного аустенита, получивших такое строение в результате деформации и предрекристаллизационных процессов до начала мартенситного превращения. Получение высокой степени дисперсности мартенситных кристаллов обеспечивает повышение прочностных свойств мартенсита при сохранении пластических характеристик, увеличение работы разрушения материала.

3. *Предпочтительная ориентировка мартенситных кристаллов*, что может быть связано с формированием в аустените при больших степенях пластической деформации *текстур деформации*, способствующих формированию мартенситных кристаллов с единой или близкой кристаллографической направленностью во всем объеме деформированного металла. Предпочтительная ориентировка мартенситных кристаллов неоднозначно влияет на свойства ста-

ли. Она увеличивает прочностные свойства вдоль направления расположения кристаллов, но вызывает снижение этих свойств в поперечном направлении (усиливает анизотропию свойств).

4. *Дополнительное упрочнение*, обусловленное *дисперсионным твердением мартенсита* за счет выделения повышенного количества высокодисперсных карбидных частиц как в период закалочного охлаждения в мартенситном интервале температур, так и при низкотемпературном отпуске.

Повышенная плотность дислокаций и более сложное дислокационное строение, созданное при пластической деформации на большие степени, обеспечивает большее число потенциальных мест образования зародышей карбидов при распаде мартенсита и, в связи с этим, более высокую степень упрочнения.

Суммарный эффект упрочнения сталей при ТМО может определяться различным сочетанием роли перечисленных факторов в зависимости от состава стали, схемы использованной комбинированной обработки и ее конкретных технологических режимов.

Предварительная термомеханическая обработка (ПТМО) стали предусматривает пластическую деформацию при комнатной температуре на небольшие степени с последующим отжигом для формирования полигональной структуры и дальнейшим выполнением упрочняющей термической обработки в составе закалки с ускоренным нагревом (в соляных ваннах или токами высокой частоты) и отпуска. По всем признакам такую обработку правильнее относить к процессам механико-термической обработки (МТО) поскольку в ее основе лежат процессы полигонизации, повышающие устойчивость дислокационного строения, сформированного при предварительной пластической деформации на небольшие степени.

С другой стороны, применение ускоренного нагрева под закалку, не допускающего развития рекристаллизационных процессов при температуре нагрева, способствует формированию тонкокристаллического мартенситного строения, что при проведении операций МТО обычно не предусматривается.

Поэтому процессы ПТМО занимают некоторое промежуточное положение между технологиями механико-термической и термомеханической обработок.

5.4 Термомеханическая обработка цветных сплавов

В данном разделе не будут рассматриваться сплавы на основе титана, циркония и других полиморфных металлов, а также сплавы, образованные в системах неpolиморфных металлов, но проявляющих способность к развитию эвтектоидных, перитектоидных превращений, и, как следствие, к образованию мартенситных структур при быстром охлаждении. Такие сплавы могут подвергаться термомеханической обработке по схемам, разработанным для сталей. В них проявляются те же закономерности структурных изменений, которые хорошо известны на сталях.

Другим классом термически упрочняемых сплавов, к которым возможно применить термомеханическую обработку, являются сплавы, проявляющие способность к упрочнению в результате закалки без полиморфного превращения и последующего старения.

Основой фазового превращения, обеспечивающего возможность термического упрочнения по такой технологической схеме, являются процессы растворения – выделения избыточной фазы в связи с наличием в системе переменной ограниченной растворимости легирующих компонентов в граничном твердом растворе. К ним относятся сплавы на основе алюминия, меди, никеля, магния и др. Как и для сталей, различают (рис. 5.3) высокотемпературную (ВТМО) и низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО).

Высокотемпературная термомеханическая обработка – наиболее широко используемая в промышленности технология ТМО цветных сплавов, поскольку при достаточно высокой степени технологичности процесса, она позволяет получать повышенные механические свойства прессованных и горячекатаных полуфабрикатов из алюминиевых и других сплавов.

Широко известна технология ВТМО тонких прессованных профилей из алюминиевых сплавов, обладающих высокой устойчивостью к распаду переохлажденного твердого раствора, например, сплавов системы алюминий – магний – кремний (сплавы типа АВ, АД31, АД33, АД35 и т.д.).

Получение закаленного структурного состояния этих сплавов, особенно в тонких сечениях, возможно даже при охлаждении на воздухе. Такие из-

деляются так называемой «закалке на столе пресса», при которой готовые прессованные полуфабрикаты (профили, трубы) охлаждаются при выходе из пресс-матрицы быстродвижущимися воздушными потоками, водовоздушными распыленными смесями (факелами), а в некоторых случаях, набегающими потоками воды.

В последнем случае технология высокотемпературной термомеханической обработки может использоваться и для сплавов с относительно невысокой устойчивостью переохлажденного твердого раствора (например, дуралюминов).

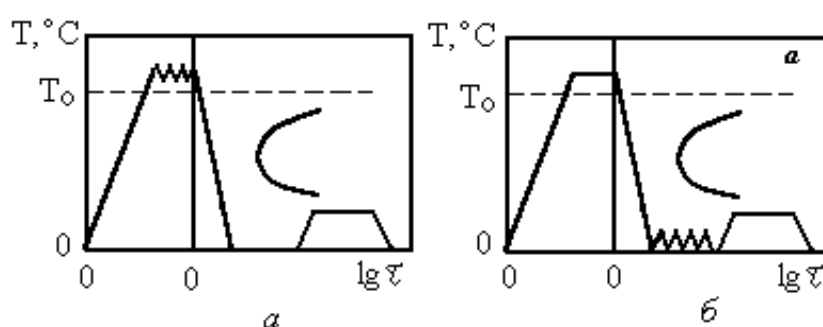


Рисунок 5.3. Графики режимов ВТМО цветных сплавов: а – ВТМО; б – НТМО

Внедрение такой технологии ограничивается двумя причинами. Первая из них связана с необходимостью использования узкого интервала высоких закалочных температур для нагрева под прессование. Это трудно выдержать в производственных условиях, поскольку сопряжено с опасностью пережога.

Кроме того, высокие температуры деформации уменьшают стойкость матриц. Применение более низких температур, являющихся оптимальными в технологии прессования, оказывается недостаточным для растворения в полном объеме упрочняющих избыточных фаз в твердом растворе, что приводит к получению низкой степени его пересыщения в результате закалки.

Вторая причина ограничения в использовании ВТМО связана с необходимостью создания специальных охлаждающих устройств на столе пресса, что не всегда может быть эффективно реализовано технически и требует почти всегда больших капитальных затрат. Особенно это касается устройств для создания потока набегающих жидких сред. Однако использование ВТМО

весьма желательно к применению, поскольку исключает необходимость отдельного нагрева под закалку. После прессования такие изделия подвергают только старению.

Особенно существенно упрощается технология термической обработки в том случае, если после «заковки на столе пресса» используют только естественное старение. А это значит, что специальная термическая обработка не производится вообще, хотя по уровню свойств такие полуфабрикаты и изделия характеризуются как термически упрочненные, причем, в большинстве случаев со значениями механических свойств, превышающими свойства после обычной заковки и старения.

Низкотемпературная термомеханическая обработка (НТМО) цветных сплавов, в том числе, алюминиевых, никелевых, медных, а также сталей аустенитного класса, предусматривает проведение заковки по обычным режимам, пластическую деформацию при комнатной температуре на большие степени (25 – 90 %), обеспечивающие достижение заметного деформационного упрочнения (наклепа), и последующее старение.

При разработке такой схемы ТМО имелось в виду, что холодная пластическая деформация закаленного сплава на большие степени существенным образом увеличивает плотность дислокаций в пересыщенном твердом растворе, не допуская развития рекристаллизационных процессов.

Усложненное дислокационное строение метастабильного пересыщенного твердого раствора способствует увеличению числа зародышей упрочняющих фаз, вызывая тем самым рост прочностных свойств существенно более высокий, чем при обычной термической обработке.

Для некоторых сплавов, например, бериллиевой бронзы, никелевых сплавов, аустенитных сталей это и происходит, в связи с чем, НТМО таких сплавов позволяет достигать очень высоких значений прочностных свойств в сочетании с еще достаточной пластичностью.

Однако для многих алюминиевых сплавов, например, дуралюминиев, проявляется неожиданный на первый взгляд эффект уменьшения уровня упрочнения при старении в случае применения пластической деформации между операциями заковки и старения. Это связывают с тем, что при пластиче-

ской деформации, дислокации, перемещаясь под действием деформирующих напряжений, взаимодействуют с закалочными вакансиями, уменьшая их концентрацию.

Уменьшение концентрации неравновесных закалочных вакансий, имеющих большое значение для зонной стадии старения, замедляет ее развитие понижает эффект упрочнения.

Алюминиевые сплавы, упрочняемые путем фазового старения, менее склонны к уменьшению эффекта упрочнения при НТМО. Это связано с тем, что на стадии зарождения и роста метастабильных фаз роль избыточной концентраций неравновесных закалочных вакансий невысока, а повышенная плотность дислокаций, создаваемая при пластической деформации, обеспечивает увеличение числа зародышей выделяющихся частиц упрочняющих фаз.

Дополнительно при НТМО удастся повысить эффективность обработки путем проведения пластической деформации не сразу после закалки, а после некоторой степени естественного старения. Естественное старение происходит за счет использования неравновесных закалочных вакансий, что обеспечивает образование большого количества зон Гинье-Престона, которые становятся мощными барьерами на пути движущихся дислокаций при последующей пластической деформации.

Это способствует формированию при деформации очень сложных дислокационных структур, которые, в свою очередь, способствуют образованию высокодисперсных равномерно распределенных частиц упрочняющих фаз в процессах последующего искусственного старения.

Такие структурные изменения повышают прочностные свойства до уровня, превышающего на 20 – 30% прочностные свойства этих же сплавов, но после обычной термической обработки. Поэтому, целесообразность использования НТМО в технологии получения и обработки алюминиевых сплавов должна устанавливаться путем экспериментальной проверки для каждого типа сплавов.

МИКРОДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

6.1 Общие сведения о микродеформационно-термической обработке

В последние годы широко исследованы комбинированные методы термической обработки, использующие дополнительные физические воздействия на структурные и фазовые превращения, протекающие при обычной термической обработке. Такими дополнительными воздействиями, например, являются постоянно прикладываемые либо переменные циклические напряжения и деформации под действием внешних сил, мощные переменные или постоянные магнитные поля, ультразвуковые колебания, либо, наконец, тепловые циклические воздействия. Использование таких воздействий привело к созданию новых терминов, соответствующих разрабатываемым способам комбинированной обработки таких как: термомеханическая, термомагнитная, термоультразвуковая, термоциклическая обработка.

Детальный анализ процессов, развивающихся при данных видах обработки, приводит к заключению об определяющем значении микропластических деформационных явлений, развивающихся под действием рассматриваемых воздействий, и оказывающих влияние на конечную структуру и свойства обрабатываемых материалов.

В этой связи возникает необходимость рассмотрения относительно разнородных способов комбинированных способов обработки в качестве разновидностей единого класса обработки - *микродеформационнотермической*.

При этом под *микродеформационно-термической обработкой* следует понимать такие комбинированные способы термической обработки, при которых структурные и фазовые превращения, обусловленные тепловым воздействием, сопровождаются непрерывно либо циклически развивающимися микропластическими деформациями от дополнительных воздействий, которые, в свою очередь, оказывают влияние на развитие этих превращений.

При таком понимании рассматриваемого вида обработки, она должна объединять в себе комбинированные способы, при которых совместно с тепловым воздействием на металл или сплав, на него накладывается дополнительное

физическое воздействие, вызывающее неоднородные объемные изменения внутри обрабатываемого объема либо размерные (объемные) изменения изделия со стороны внешнего механического воздействия. В ряде случаев может иметь место одновременное воздействие внешних полей и внутренних факторов, изменяющих кинетику или механизмы структурных превращений, протекающих в металлах или сплавах при тепловой обработке.

6.2 Пути создания технологии микродеформационно-термической обработки

Рассматривая структурные изменения в металлах и сплавах, как результат перестройки кристаллической решетки при полиморфных превращениях, обеспечивающей возникновение избыточной плотности дислокаций на межфазных границах, и следующее затем повышение степени совершенства их кристаллического строения при рекристаллизационных и дорекристаллизационных процессах, к разновидностям микродеформационно-термической обработки оказывается возможным отнести и ряд обычных операций термической обработки.

Известно, что микропластическая деформация и последующие предрекристаллизационные и рекристаллизационные явления наглядно проявляют себя в целом ряде характерных структурных превращений в металлах и сплавах, таких как:

- все виды фазовой перекристаллизации;

- мартенситное превращение, как особый вид фазовой перекристаллизации, развивающийся с высокими скоростями в условиях больших степеней переохлаждения;

- неоднозначное изменение размера аустенитного зерна при повышении температуры нагрева сталей в однофазной аустенитной области;

- аномальный рост зерна в β -латуни, усиленный рост зерна β -фазы в титановых сплавах.

При развитии любого процесса фазовой перекристаллизации микропластическая деформация развивается в результате изменения удельного объема фаз и типа межатомных связей при замене типа кристаллической решетки и состава фаз и, следовательно, изменения степени ее компактности.

Микропластическая деформация при этом должна происходить в составе одной из фаз (исходной или образующейся), обладающей меньшим сопротив-

лением пластической деформации и большим числом возможных систем скольжения. Результат такой микропластической деформации, в зависимости от условий, при которых происходит фазовое превращение, может характеризоваться либо сохранением повышенной плотности дислокаций, если предрекристаллизационные и рекристаллизационные процессы развиваются незначительно, либо, наоборот, получением более совершенной структуры образующейся фазы, если рекристаллизационные процессы, сопутствующие фазовой перекристаллизации, реализуются в полной мере. При этом дополнительная микропластическая деформация и последующие изменения в структуре могут привести либо к повышению, либо к уменьшению прочностных характеристик сплава и обратному изменению пластичности.

Особенно сильно влияние микропластической деформации, сопутствующей фазовому превращению, проявляется при мартенситном превращении. В этом случае микропластическая деформация, сопутствующая перестройке решетки проявляется в наиболее явном виде, поскольку результат суммирования фазового перехода и рассматриваемой деформации определяет тип образующегося мартенсита. Если микропластическая деформация развивалась по механизму двойникования, то образуется пластинчатый (игольчатый, двойникованный) мартенсит, а если она происходила по механизму скольжения, то тип образующегося мартенсита становится реечным (массивным).

Изменение типа микропластической деформации в период роста мартенситного кристалла определяет и само строение единичного кристалла пластинчатого двойникованного мартенсита, выделяя его среднюю линию (мидриб) и тело пластины. Результат влияния микропластической деформации сохраняется в конечной структуре в виде дополнительной плотности дислокаций, наследуемой мартенситом от исходного аустенита, претерпевающего микропластическую деформацию в период развития превращения. Рекристаллизационные процессы в данном случае протекают лишь при последующем отпуске, если его температура оказывается выше температурного порога рекристаллизации распадающегося твердого раствора.

Общепризнанно явление микропластической деформации аустенита в стали при образовании его из феррито-цементитной смеси в период аустенитного превращения. Такая микропластическая деформация, накладываемая на фазовое превращение, приводит к повышению плотности дислокаций в обра-

зующемся аустените, благодаря чему он оказывается способным к развитию рекристаллизационных явлений.

Процесс структурной перекристаллизации, обнаруженный еще Д.К. Черновым в 1868 г., является результатом влияния сопутствующей фазовому превращению микропластической деформации на структурные изменения в стали. Развитие первичной рекристаллизации аустенита после его образования из феррито-цементитной смеси приводит к измельчению размера зерна по сравнению с образовавшимся непосредственно при аустенитном превращении. Дальнейшее повышение температуры и увеличение длительности выдержки приводит к росту аустенитного зерна, что также является результатом отдаленного влияния микропластической деформации на фазовое превращение, поскольку при этом реализуются далеко зашедшие явления рекристаллизации: собирательной и вторичной.

После завершения этих процессов в стали не сохраняется избыточная плотность дислокаций, поскольку избыточная энергия такой деформации была использована в дальнейшем при прохождении рекристаллизационных процессов.

Аналогичные деформационно-рекристаллизационные явления лежат в основе аномального роста зерна в β -латуни и β -фазы в титановых сплавах. Однако в данном случае величина микропластической деформации, сопутствующей фазовому превращению практически на порядок меньше ее значения, характерного для аустенитного превращения в стали.

Малая величина микропластической деформации не обеспечивает необходимого запаса свободной энергии для развития рекристаллизации по обычному механизму, в связи с чем, оказывается возможным лишь рост зерна за счет миграции старых межзеренных границ, обеспечивая поглощение растущим зерном окружающих более мелких зерен.

Кроме деформационно-рекристаллизационных процессов, развивающихся при фазовых превращениях, при нагреве либо охлаждении гетерогенных металлических сплавов, содержащих две или более разнородные фазы, различия в коэффициентах теплового расширения сосуществующих фаз, приводят к возникновению на межфазных границах напряжений, которые при превышении уровня критического напряжения сдвига, будут вызывать микропластическую деформацию в примыкающих к границе фазах. Наконец, не исключена возмож-

ность развития микропластической деформации в однофазных системах при ускоренном нагреве и охлаждении в связи с появлением градиентов температур по сечению изделия. Таким образом, управление деформационными и связанными с ними предрекристаллизационными и рекристаллизационными процессами позволяет создавать новые эффективные способы обработки, обеспечивать получение свойств металлических материалов на уровне, не достижимом ранее при использовании известных способов.

Увеличение роли микропластической деформации в суммарном эффекте структурных превращений и его изменение в требуемом направлении, может быть достигнуто специальными методами, одним из которых, видимо, наиболее простым, является *многократное повторение рассматриваемых фазовых превращений*. Конечным результатом циклически повторяющихся фазовых превращений является существенное усложнение структурного состояния каждой из фаз, изменение формы, дисперсности и характера распределения частиц фаз в составе образующихся при рассматриваемой обработке структурных составляющих. Такой вид обработки носит название *термоциклической обработки*.

При недостаточных эффектах микропластической деформации в каждом тепловом цикле в условиях термоциклической обработки уровень микропластических деформаций может быть усилен наложением дополнительных микронапряжений в каждом цикле за счет внешних механических воздействий. Такая схема обработки была опробована в лабораторных условиях на примере высококремнистых силуминов и показала достаточную результативность. Если при обработке изменение размеров заготовки допустимо, то такая обработка имеет право на существование, и она может быть названа *деформационно-термоциклической обработкой*.

Если изменение размеров заготовок при такой обработке недопустимо, то осуществление микропластической деформации в циклах может достигаться наложением знакопеременных напряжений и деформаций, например, с использованием деформации с чередующимся изгибом, не приводящим, в конечном счете, к изменению размеров и формы заготовки, но обеспечивающим сохранение в деформируемой заготовке структурных деформационных последствий.

Микропластическая деформация в обрабатываемых изделиях может быть обеспечена также путем наложения ультразвуковых колебаний, созданием импульсных ударных воздействий, например, гидравлическим ударом в жидкости,

возбуждением импульсного магнитного поля высокой напряженности или иными воздействиями. Все это определяет новые пути создания новейших высокоэффективных технологий обработки металлов и сплавов с целью повышения комплекса их свойств.

Глава 7

ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА

7.1 Общие понятия о термоциклической обработке

Под термоциклической обработкой следует понимать такие виды термической обработки, которые выполняют многократным повторением циклов, включающих нагревы и охлаждения в интервале температур развития фазовых и структурных превращений в обрабатываемом материале, либо в иных температурных интервалах, обеспечивающих возникновение при каждом цикле микропластических деформаций, оказывающих влияние на структурные изменения, происходящие при термической обработке.

Будучи более сложным, в технологическом отношении, процессом, по сравнению с обычными операциями термической обработки, термоциклическая обработка (ТЦО) может быть рекомендована к применению только в тех случаях, когда это диктуется необходимостью достижения качественно нового положительного результата, либо, если такую технологию удастся совместить с другими операциями получения или обработки изделий.

Характерными преимуществами ТЦО перед обычной термической обработкой являются:

измельчение зеренного строения сплавов, претерпевающих полную фазовую прекристаллизацию (доэвтектоидные стали, титановые сплавы, двухфазные латуни и др.);

возможность дробления непрерывного эвтектического кристалла хрупких фазовых составляющих за счет его физико-химического деления на отдельные частицы, распределенные в пластичной матрице твердого раствора, их сфероидизации и коагуляции, что позволяет повысить пластичность литейных сплавов, улучшить технологичность слитков при их пластической деформации;

возможность коренного сокращения длительности медленно протекающих в обычных условиях процессов химико-термической обработки;

возможность существенного уменьшения остаточных внутренних напряжений в изделиях.

ТЦО использует в своей основе закономерности структурных и фазовых превращений, которые протекают при обычной термической обработке. Ее результаты в существенной мере зависят от вида фазовой перекристаллизации, механизма и кинетики ее развития, от степени развития деформационных, микродеформационных процессов, явлений полигонизации, рекристаллизации фазовых составляющих сплава, диффузионного массопереноса веществ, обеспечивающего гомогенизацию состава фаз и физико-химическое деление частиц, преобразование формы, размеров и характера распределения частиц в сплаве и др.

7.2 Роль фазовых превращений при ТЦО

Известны способы ТЦО, при которых фазовая перекристаллизация не используется. В этих случаях в основе ТЦО лежат исключительно деформационные процессы, а также дорекристаллизационные и рекристаллизационные явления. Однако в большинстве случаев в основе ТЦО лежат процессы фазовой перекристаллизации:

- полиморфное превращение;
- эвтектоидное превращение;
- мартенситные превращения (прямое и обратное);
- процессы растворения – выделения в связи с наличием переменной ограниченной растворимости компонентов в твердых растворах;
- комбинации (последовательные цепочки двух или более превращений).

В зависимости от относительного объема фаз, участвующих в протекании фазовой перекристаллизации при ТЦО, изменяется ее роль в формировании конечной структуры и свойств сплавов. ТЦО может выполняться в интервале температур, обеспечивающих развитие полной фазовой перекристаллизации либо в пределах температур, не выходящих за пределы двухфазной области диаграммы фазового равновесия (рис. 7.1 и 7.2).

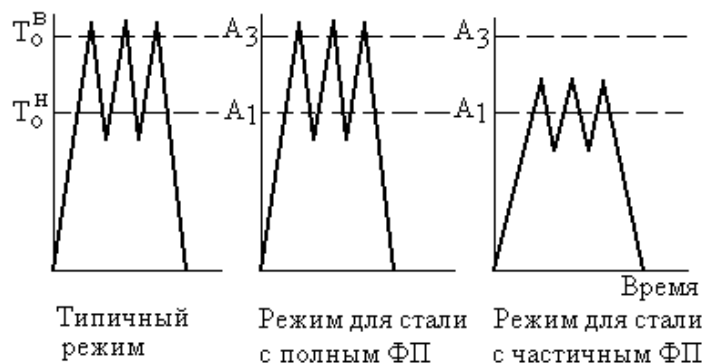


Рисунок 7.1. Графики режимов ТЦО без выдержек при температурах циклов

При этом используются режимы без выдержек или с изотермическими выдержками при температурах циклирования.

Однако в обоих случаях в технологии ТЦО используются приемы, ограничивающие объем развития фазового превращения. В первой схеме такими приемами является высокая скорость нагрева и охлаждения в каждом цикле и отсутствие выдержек при максимальной и минимальной температуре циклов (см. рис. 7.1). При обработке по второй схеме (рис. 7.2) ограничение развития фазового превращения достигается использованием верхней и нижней температур циклов, не выходящих за пределы температурного интервала развития фазового превращения.

При этом использование выдержек позволяет стабилизировать надежность выполнения заданного режима обработки и обеспечивает возможность прогрева изделия при термоциклировании на требуемую глубину, чего не удастся сделать при форсированных режимах обработки без выдержек. В то же время, форсированные технологии термоциклической обработки позволяют максимально уменьшить продолжительность процессов, и трудоемкость обработки. Поэтому обе схемы ТЦО имеют право на существование.

Полиморфные превращения в чистых компонентах и эвтектоидные — в двухкомпонентных сплавах протекают при постоянных температурах, в связи с чем, термоциклическая обработка может выполняться путем многократного перехода через критическую точку, обеспечивая ограничение полноты развития прямого и обратного превращений в каждом цикле лишь за счет прерывания соответствующих этапов нагрева и охлаждения в циклах.

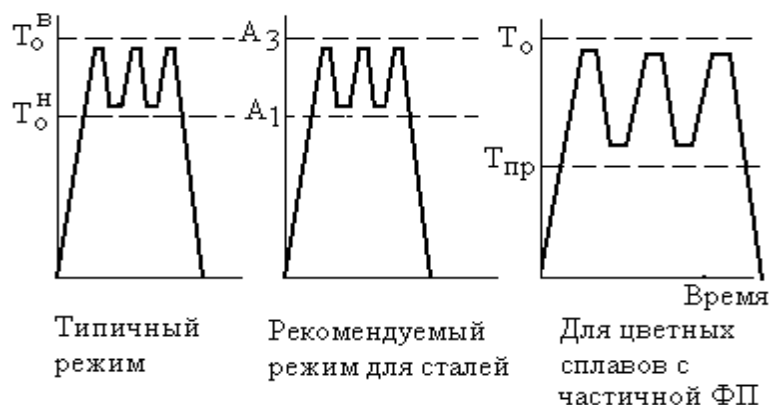


Рисунок 7.2. Графики режимов ТЦО с выдержками при температурах циклов

Полиморфные превращения твердых растворов и эвтектоидные превращения в более сложных системах развиваются в интервале температур, как при нагреве, так и при охлаждении в каждом цикле. Поэтому в данном случае появляется возможность ограничивать температуру нижней и верхней температуры в циклах при назначении технологии ТЦО. Развитие мартенситных превращений (прямого – при охлаждении и обратного – при нагреве) происходит только в интервале температур. В этой связи, регулирование эффективности ТЦО, основанной на использовании мартенситного превращения, возможно только путем ограничения верхней и нижней температуры циклов, и не может регулироваться длительностью выдержки в циклах, а также скоростью нагрева и охлаждения при ТЦО. Время в данном случае может использоваться только как фактор, обеспечивающий выравнивание температур по сечению изделия. Необходимо иметь в виду, что мартенситное превращение никогда не доходит до конца. После достижения точки конца мартенситного превращения всегда остается некоторое количество старой не превратившейся фазы. Поэтому, регулирование температур в циклах требуется лишь в том случае, если для получения заданных свойств сплавов с мартенситной структурой требуется строго определенное количество старой и новой фаз. В остальных случаях ТЦО, основанная на прямом и обратном мартенситном превращении, может использовать широкий интервал циклирования от M_K до A_K .

Все рассматриваемые виды превращений развиваются путем образования зародышей новой фазы и последующего их роста. Поэтому, изменяя температурно-временные условия протекания превращений, как при нагреве, так и при

последующем охлаждении, можно управлять числом образующихся зародышей новой фазы, скоростью ее роста, а, следовательно, образующимся размером зерна. Как можно заметить, за один цикл нагрева и охлаждения фазовая перекристаллизация происходит дважды, в связи с чем, эффекты формирования новой зеренной структуры накладываются друг на друга, вызывая существенные структурные изменения даже при минимальном числе циклов. Как показали экспериментальные данные, для получения заметных эффектов ТЦО достаточно произвести 3 – 5 циклов, а иногда можно ограничиться и двумя циклами обработки.

На рис. 7.3 приведена диаграмма железо – углерод с нанесенными на ней температурными интервалами возможных схем ТЦО (схема *а*), а также графики температурных режимов обработки для доэвтектоидной (схема *б*), эвтектоидной (схема *в*) и заэвтектоидной (схема *г*) сталей.

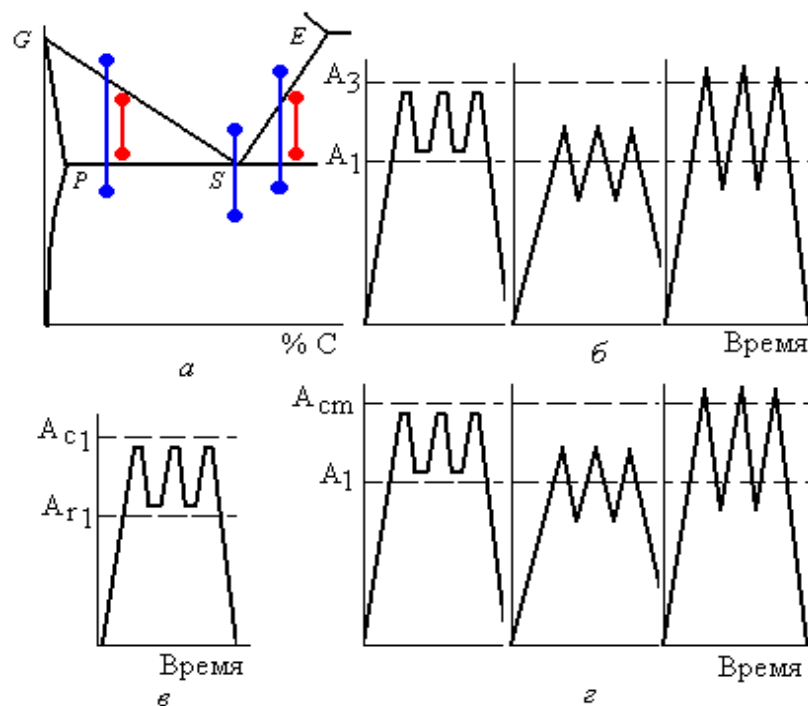


Рисунок 7.3. Основные схемы и режимы ТЦО сталей: а - диаграмма железо-углерод; б - режимы ТЦО доэвтектоидной стали; в - эвтектоидной и заэвтектоидной стали; г - заэвтектоидной стали

Для ТЦО *доэвтектоидной стали* оказывается возможным использовать либо только полиморфное (1-й вариант на схеме *б*) либо только эвтектоидное

превращение (2-й вариант на схеме б). Выполнение первого варианта схемы ТЦО приводит преимущественно к изменению структурного состояния избыточного феррита, тогда как второй вариант направлен на преобразование пластинчатого перлита в зернистый.

При реализации третьего варианта схемы ТЦО доэвтектоидной стали с использованием форсированных режимов нагрева и охлаждения в интервале температур полного фазового превращения, включая полиморфное превращение аустенит – феррит, а также прямое и обратное эвтектоидное превращение, приводит к одновременному преобразованию избыточного феррита и строения эвтектоида. Однако при выполнении этой схемы не всегда удастся сохранить мелкозернистое строение избыточного феррита, поскольку выход в область однофазного аустенитного состояния может вызвать неконтролируемый рост зерна и устранение эффекта предшествующих циклов ТЦО. Поэтому такая схема обработки может использоваться только при применении высокоскоростных нагревов и охлаждений, например, с использованием нагрева токами высокой частоты, чередующихся с форсированным охлаждением в каждом цикле, например, водо-воздушной смесью.

Структурные изменения в доэвтектоидной стали с использованием многократного превращения аустенит – феррит можно пронаблюдать на рис. 7.4. Исходное структурное состояние стали характеризуется схемой а., где изображена феррито – перлитная структура. Нагрев до верхней температуры циклирования вызывает сначала развитие аустенитного превращения в объемах бывших перлитных колоний (схема структуры б), а затем миграцию границ аустенит – феррит в направлении поглощения ферритных зерен. Структура приобретает вид (схема в), в которой аустенит кроме первичных крупных зерен, получает ряд тонких ответвлений, которые не срастаются между собой, поскольку превращение не доводится до конца.

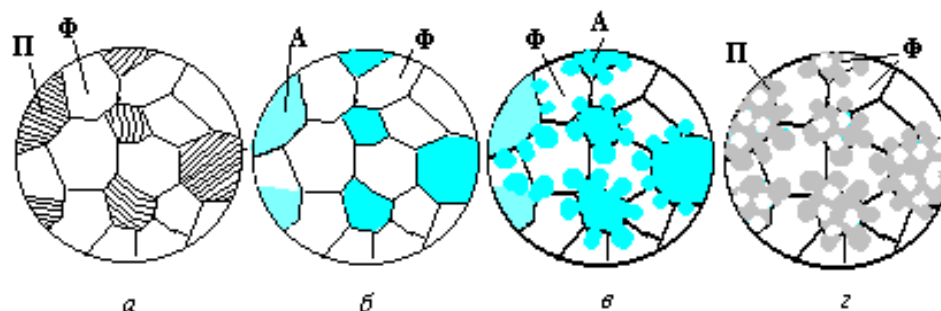


Рисунок 7.4. Схема преобразования структуры доэвтектоидной стали при ТЦО: *а* – исходная структура $\Phi + \Pi$; *б* – структура после завершения обратного эвтектоидного (аустенитного) превращения при нагреве; *в* – структура после частичного превращения избыточного феррита в аустенит; *г* – структура после первого охлаждения при ТЦО

Охлаждение в первом цикле приводит к образованию внутри аустенитных зерен зародышей феррита. Причем, в каждом аустенитном зерне могут возникать сразу несколько ферритных зародышей, которые по мере охлаждения растут, но не срастаются между собой, поскольку и это превращение не доводится до конца (схема *г*). Результатом первого цикла становится измельчение аустенито–ферритной структуры. Повторение аналогичных циклов 2 – 5 раз приводит к существенному (на порядок) измельчению зерна. При последнем цикле охлаждение проводят с заданной скоростью для получения в аустенитных участках перлитных, бейнитных или мартенситных структур, в зависимости от марки стали и требуемых свойств.

Кроме рассмотренных процессов измельчения структурных составляющих при многократном чередовании зарождения и роста частиц новых фаз, дополнительное измельчение зерен при ТЦО наблюдается в связи с тем, что фазовая перекристаллизация сопровождается объемными изменениями, которые вызывают возникновение микродеформаций, и последующих рекристаллизационных процессов. Эти процессы будут рассмотрены в следующих разделах данной главы.

Иные структурные изменения происходят при ТЦО в сплавах, фазовое превращение в которых связано с процессами *растворения – выделения избыточной фазы* при нагреве и охлаждении. В системах с переменной ограниченной растворимостью, например, в системе алюминий – кремний, и других ана-

логичных системах на основе алюминия, магния, цинка, никеля, меди, происходит частичная фазовая перекристаллизация. В ее основе лежит выделение избыточных вторичных кристаллов из α – твердого раствора при охлаждении, в связи с уменьшением растворимости второго компонента, например кремния, при понижении температуры, а при нагреве – их растворение в α – твердом растворе.

Такие фазовые превращения происходят во всех сплавах, ограниченных линиями *сольвус*. Существенное преобразование структуры сплавов при обычной термической обработке оказывается возможным лишь при содержании второго компонента в пределах максимальной растворимости его в ограниченном твердом растворе, либо лишь несколько ее превышающем. Регулируя температуру нагрева и скорость последующего охлаждения можно добиться растворения избыточной фазы в твердом растворе при нагреве и затем зафиксировать однофазное состояние путем быстрого охлаждения (закалка), или обеспечить равномерное распределение избыточной фазы по всему объему твердого раствора за счет охлаждения с регламентированной скоростью (гетерогенизирующий отжиг).

Эвтектические сплавы при обычных видах термической обработки оказываются наименее склонными к преобразованию структуры. При одноразовом нагреве и охлаждении таких сплавов в них не просматривается видимых структурных результирующих изменений, поскольку растворение при нагреве части объемов кремниевых кристаллов, входящих в состав эвтектики, при последующем охлаждении будет компенсироваться выделением их практически в тех же местах, где они растворялись при нагреве. При этом структура, в принципе, измениться не должна.

Однако эвтектические сплавы являются наиболее гетерогенными, и повторение термических циклов при ТЦО обеспечивает развитие суммирующихся от цикла к циклу и налагающихся друг на друга сопутствующих явлений микропластической деформации, дорекристаллизационных, рекристаллизационных процессов, дополнительного диффузионного массопереноса компонентов системы, вызывающих дробление непрерывного эвтектического кристалла на отдельные частицы, их сфероидизацию и коагуляцию. Именно в этих сплавах следует ожидать наибольших преобразований при ТЦО. Ниже будут рассмотрены причины влияния ТЦО на преобразования в эвтектических системах.

7.3 Деформационные процессы при термоциклировании

Важнейшим структурным эффектом, обеспечивающим достижение положительных результатов термоциклической обработки, является микропластическая деформация фаз. Это заключение подтверждено экспериментально. Во-первых, возникновение микропластических деформаций было показано методами изучения изменений формы нанесенных на микроповерхности делительных сеток. Во-вторых, наглядные результаты были получены методами просвечивающей электронной микроскопии, с помощью которой удалось пронаблюдать за увеличением плотности дислокаций в обрабатываемом материале после ТЦО.

В-третьих, реальность развития пластической деформации может быть показана расчетными методами. Причинами возникновения микропластической деформации могут явиться:

- различие удельных объемов исходной и образующейся фазы при фазовом превращении;

- различие коэффициентов термического расширения и модулей упругости фаз, сосуществующих и контактирующих между собой при нагреве и охлаждении;

- термические и структурные зональные напряжения, возникающие при быстром нагреве и охлаждении массивных изделий;

- анизотропия коэффициента термического расширения в различных кристаллографических направлениях в соседних зернах поликристаллического материала.

Оценка вклада перечисленных факторов в цифрах показывает, что при ТЦО наиболее реальными причинами возникновения микропластической деформации оказываются первые три. Величина ее может достигать от сотых и десятых долей процента до нескольких процентов.

Развитие фазового превращения в интервале температур термоциклирования приводит к изменению напряженного состояния на межфазных границах в связи с изменением количества фаз и их удельных объемов. Рассматривая

элементарную ячейку из двух разнородных фаз (рис. 7.5), и полагая, что изменение соотношения количества фаз будет происходить только в микрообъемах, примыкающих к указанной межфазной границе, можно показать, что исходный объем рассматриваемого конгломерата фаз составит:

$$V^0 = V_1^0 + V_2^0 \text{ и}$$

$$V^0 = \frac{P_1^0}{\gamma_1} + \frac{P_2^0}{\gamma_2} = \frac{P_1^0 \cdot \gamma_2 + P_2^0 \cdot \gamma_1}{\gamma_1 \cdot \gamma_2}$$

где: P_1^0 и P_2^0 - количество первой и второй фаз по массе;

γ_1 и γ_2 - плотность, соответственно, первой и второй фазы;

V_1^0 и V_2^0 - объемы, занимаемые в системе, соответственно, первой и второй фазами.

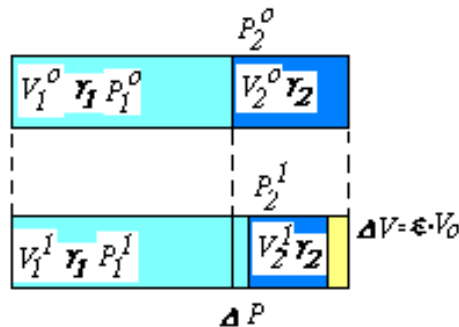


Рисунок 7.5. Схема к определению величины микропластической деформации в гетерогенной системе, претерпевающей при ТЦО фазовое превращение

После завершения фазового превращения суммарный объем системы составит:

$$V^1 = V_1^1 + V_2^1 = V^0 - \Delta V ,$$

где: V_1^1 и V_2^1 - объемы, занимаемые в системе после превращения, соответственно, первой и второй фазами;

ΔV - изменение общего объема системы в результате фазового превращения.

Отсюда:

$$\Delta V = \frac{\gamma_1 - \gamma_2}{\gamma_1 \cdot \gamma_2} \cdot \Delta P ,$$

где:

$$\Delta P = P_1^1 - P_1^0 = P_2^0 - P_2^1 .$$

Если анализируемую элементарную фазовую ячейку представить в виде бесконечно тонкого стержня, выделенного по сечению одного зерна через межфазную границу, то все изменение объема системы в результате фазового превращения произойдет за счет изменения длины стержня. Поскольку, рассматриваемые объемные и линейные изменения происходят внутри жесткой металлической матрицы, то все изменение длины стержня (и, соответственно, его объема) вызовет деформацию фаз в системе, величина которой определится, как:

$$\varepsilon = \frac{\Delta V}{V^0} = \frac{(\gamma_1 - \gamma_2) \cdot \Delta P}{P_1^0 \cdot \gamma_2 + P_2^0 \cdot \gamma_1} .$$

Выполненные расчеты по полученному выражению позволили оценить значения деформации для разных систем. Оказалось, что деформация, обусловленная объемными изменениями при фазовом превращении, определяется соотношением плотности контактирующих фаз. В случае системы алюминий – кремний плотность алюминиевого твердого раствора 2700 кг/м^3 , а кремния, который и является второй фазой, 2800 кг/м^3 , в связи с чем, роль деформации, вызванной фазовым превращением, незначительна. В системах: алюминий – медь, алюминий – цинк, алюминий – сурьма и др. роль этой причины деформации достаточно велика. Например, в системе алюминий – медь, степень деформации, обусловленной фазовым превращением, достигает величин 0,0195 (1,95%), что существенно превышает деформацию, соответствующую пределу упругости (0,05%) и даже, пределу текучести (0,2%).

Уровень напряжений и деформаций, возникающих при ТЦО за счет разницы коэффициентов термического расширения и модулей упругости сосуществующих фаз, можно оценить, рассматривая структурную простейшую ячейку, состоящую из двух фаз (рис. 7.6). Обозначив протяженность двух контактирующих фаз через L , можно рассчитать величину удлинения этих фаз при нагреве на температуру ΔT , если бы эти фазы не были связаны между собой:

$$\Delta L_1 = \Delta T \cdot L \cdot \alpha_1$$

$$\Delta L_2 = \Delta T \cdot L \cdot \alpha_2 ,$$

где: α_1 и α_2 - коэффициенты линейного термического расширения, соответственно, первой и второй фазы.

Фактически в структурно связанной системе изменение протяженности контактирующих фаз произойдет на величину, контролируемую линейным расширением фазы, обладающей более высоким пределом упругости при данной температуре.

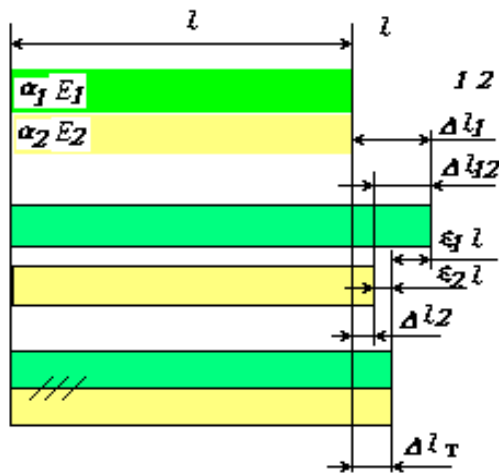


Рисунок 7.6. Схема к определению величины микропластической деформации за счет разницы коэффициентов термического расширения и модулей упругости фаз

Следовательно, разница в изменении протяженности контактирующих фаз в результате нагрева на температуру ΔT

$$\Delta L_{12} = \Delta T \cdot L(\alpha_1 - \alpha_2)$$

будет реализована в виде деформации контактирующих фаз, независимо от того, будет ли она упругой, либо пластической. В случае если деформация обеих фаз будет упругой, то:

$$\sigma = E_1 \cdot \epsilon_1 = E_2 \cdot \epsilon_2 \quad \text{и}$$

$$\varepsilon_1 = \varepsilon - \varepsilon_2 = \Delta T \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) - \frac{\sigma}{E_2} ,$$

откуда:

$$\sigma = \frac{E_1 \cdot E_2}{E_1 + E_2} \cdot \Delta T \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) .$$

В случае упругопластической деформации одна из фаз будет деформироваться только упруго, вторая – упругопластически. В этом случае упругие напряжения в обеих фазах будут контролироваться пределом упругости наименее прочной фазы, т.е. степень упругой деформации кристаллов обеих фаз выразится так:

$$\varepsilon_1^y = \frac{\sigma_{0,05}^1}{E_1} ; \varepsilon_2^y = \frac{\sigma_{0,05}^1}{E_2} ; \varepsilon^y = \varepsilon_1^y + \varepsilon_2^y .$$

Разница между суммарной деформацией, обусловленной изменением температуры (ε), и суммой упругих деформаций кристаллов составит величину пластической деформации наиболее пластичной из фаз в результате температурного воздействия:

$$\varepsilon_{nl} = \varepsilon - \varepsilon^y = \Delta T \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) - \frac{E_1 + E_2}{E_1 \cdot E_2} \cdot \sigma_{0,05}^1$$

При степени пластической деформации, равной нулю ($\varepsilon_{nl} = 0$):

$$\Delta T \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) = \frac{E_1 + E_2}{E_1 \cdot E_2} \cdot \sigma_{0,05}^1 \text{ и}$$

$$\sigma_{0,05}^1 = \frac{E_1 \cdot E_2}{E_1 + E_2} \cdot \Delta T \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) ,$$

что совпадает с ранее полученными выражениями для упругой деформации обеих фаз.

Отсюда, для осуществления фазового наклепа материала за счет разницы коэффициентов линейного термического расширения и модулей упругости фаз, термоциклирование должно проводиться в температурном интервале, несколько большем некоторого критического значения $\Delta T_{кр}$, численно равного:

$$\Delta T_{кр} = \frac{E_1 + E_2}{E_1 \cdot E_2 (\alpha_1 - \alpha_2)} \cdot \sigma_{0,05}^1 .$$

Подстановка реальных данных термоциклирования алюминиево-кремниевых сплавов показывает, что при температурном интервале ТЦО $\Delta T = 200^\circ C$, мгновенной температуре процесса 573 К (300 °С) значение пластической деформации алюминиевого твердого раствора составляет 0,0024 (0,24%), а критический интервал термоциклирования 20 градусов.

Таким образом, полученные данные подтверждают возникновение пластической деформации и фазового наклепа фаз при термоциклировании за счет разницы их коэффициентов линейного расширения и модулей упругости фаз. Очень небольшое значение критического температурного интервала термоциклирования позволяет сделать предположение о том, что наблюдаемые в некоторых случаях преобразования структуры эвтектики при обычной термической обработке являются результатом неявной термоциклической обработки при естественных колебаниях температур в пределах точности поддержания изотермических выдержек при включениях и отключениях печи.

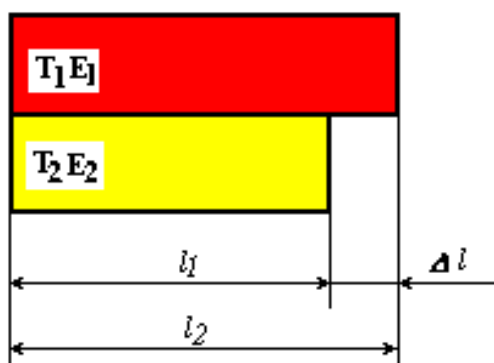


Рисунок 7.7. Схема к определению величины микропластической деформации в поверхностных слоях изделия, вызванной градиентом температур при быстром нагреве и охлаждении

Значение деформации, вызванной *градиентом температур при быстром нагреве и охлаждении* можно оценить, если принять, что при этом в изделии

устанавливаются (рис. 7.7) температуры T_1 и T_2 в прилежащих слоях с градиентом температур:

$\Delta T = T_2 - T_1$. При этом:

$$L_1 = L_0 \cdot (1 + \alpha \cdot T_1)$$

$$L_2 = L_0 \cdot (1 + \alpha \cdot T_2)$$

$$\Delta L = L_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T \text{ и}$$

$$\frac{\Delta L}{L_0} = \varepsilon = \alpha \cdot \Delta T,$$

где L_0 – исходная длина анализируемого объема.

Для случая алюминия ($\alpha = 19,6 \cdot 10^{-6}$, 1/град., $\Delta T = 200$ °C) $\varepsilon = 0,0039$ (0,39%), что свидетельствует о существенной роли градиентов температур в реализации микродеформаций материала при ТЦО.

Оценка роли *анизотропии коэффициентов линейного расширения в различных кристаллографических направлениях* дает величину деформации, на порядок меньшую.

Микропластическая деформация, суммируясь при ТЦО от цикла к циклу, становится заметной *макродеформацией*, приводящей к увеличению плотности дислокаций, вызывая упрочнение сплава, а также создавая условия для развития последующих предрекристаллизационных и рекристаллизационных процессов.

Под действием возникающих напряжений при ТЦО за счет рассмотренных выше факторов пластическая деформация в контактирующих фазах развивается неоднородно. Наибольшая степень накопления дислокаций наблюдается в менее прочной, но более пластичной фазе.

В более прочной фазе пластическая деформация менее вероятна, хотя и в ней могут накапливаться некоторое количество дефектов кристаллического строения.

Энергия, накопленная в составе фаз, в зависимости от характера структурных последствий в результате микродеформации и конкретных температурных условий, уже в процессе термоциклирования может вызывать развитие рекристаллизации либо полигонизации в составе этих фаз.

7.4 Рекристаллизационные процессы при термоциклировании

Развитие рекристаллизационных процессов при ТЦО признается во многих известных работах в этой области. Широко известны работы Горелика С.С., Ларикова Л.Н., Федюкина В.К., ряд наших работ.

Рекристаллизационные явления в большинстве случаев развиваются в основе сплава, т.е. в наиболее пластичной фазовой составляющей, воспринимающей при термоциклировании большую часть внутризеренной пластической деформации. Повышение плотности дислокаций на 2 – 3 порядка при ТЦО, обнаруженное экспериментально, повышает избыточную объемную энергию твердого раствора, что становится термодинамическим стимулом развивающихся вслед за деформационными процессами рекристаллизационных явлений. Первичная рекристаллизация при ТЦО приводит к коренному изменению тонкого кристаллического строения, главным образом, к уменьшению плотности дислокаций и формированию мелкозернистых структур.

Исследование рекристаллизационных процессов было специально выполнено на примере литейного алюминиевого сплава АЛ4, в котором рекристаллизационные процессы в обычных условиях термической обработки не развивались. Изучали сплав после ТЦО в интервале температур 530 – 300 °С с кратковременными выдержками (5 мин) при температурах циклов и их числом до 10. Измеряли микротвердость твердого раствора, исследовали структуру сплава методами оптической, растровой электронной микроскопии и методами рентгеноструктурного анализа с применением съемки на плоскую пленку, а также в камере Дебая и дифрактометрическими способами.

Методами оптической металлографии наблюдали формирование рекристаллизованной структуры в составе избыточных кристаллов алюминиевого твердого раствора. Растровой электронной микроскопией установлено форми-

рование рекристаллизованной структуры алюминиевого твердого раствора в составе эвтектического бикристалла.

Методы рентгеноструктурного анализа, подтверждая друг друга, выявили точечные ярко выраженные отражения от множества мелких рекристаллизованных кристаллов. На рентгенограммах литого исходного сплава, как и после обычной одинарной термической обработки, обнаружены крупные интерференционные размытые рефлексы, соответствующие отражению от малого количества сравнительно крупных дендритных кристаллов, ориентировка которых определяется первичной структурой литых эвтектических кристаллов.

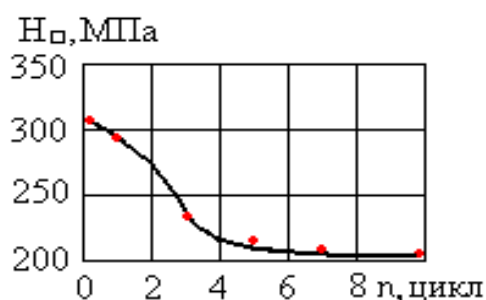


Рисунок 7.8. Микро-
твердость твердого рас-
твора в сплаве АЛ4 при
ТЦО в зависимости от
числа циклов

Измерения микротвердости (рис. 7.8) показали ее наиболее существенное снижение к 3 – 5 циклам. Это свидетельствует о том, что для заметного развития рекристаллизационных процессов необходимо накопление структурных деформационных изменений, что достигается в течение 2 – 3 циклов обработки.

При протекании рекристаллизационных процессов формирование новых высокоугловых границ и аннигиляция дислокаций сопровождается развитием ряда сопутствующих процессов, таких как переползание дислокаций, протаскивание ступенек (отрезков краевых дислокаций) в направлениях, перпендикулярных их вектору Бюргерса. Все эти явления сопровождаются образованием в объеме металла после аннигиляции дислокаций повышенной концентрации точечных дефектов, преимущественно, вакансий. Впервые образование вакансий, как результата рекристаллизации было показано С.С. Гореликом. Кроме *вакансий рекристаллизации*, при ТЦО действуют еще ряд источников вакансий. Известны *вакансии легирования*, которые образуются при растворении фаз, отличающихся от матричного твердого раствора по удельному объему, *вакансии*

Френкеля, обусловленные различием скоростей взаимной диффузии компонентов в системе, а также *закалочные вакансии*, возникающие при использовании больших скоростей охлаждения в циклах.

Формирование повышенной концентрации вакансий по рассмотренным причинам при ТЦО способствует ускорению диффузионных процессов, лежащих в основе кинетики фазовых превращений, в том числе, растворения и выделения частиц избыточных фаз, гомогенизации твердого раствора в периоды выдержек и многих других процессов.

Образование при рекристаллизации новых высокоугловых границ и их выход на межфазные границы приводит к появлению на них неровностей (выступов, канавок). Такие неровности становятся катализаторами деления непрерывных эвтектических кристаллов на отдельные отрезки, а затем, их сфероидизации и коагуляции за счет физико-химических процессов растворения, массопереноса через твердый раствор и осаждения избыточного вещества на других поверхностях межфазных границ.

7.5 Полигонизация при термоциклировании

Развитие полигонизации при ТЦО наблюдалось в титановых сплавах. Полигонизованная структура основного твердого раствора в титановых сплавах, образуемая при ТЦО, обеспечивает повышение стабильности структуры, устойчивости ее к действию повышенных температур, повышение сопротивления усталостному разрушению. Способность к преимущественному формированию полигонизованных структур в титановых сплавах вместо развития рекристаллизации может быть объяснена малым объемным эффектом фазового превращения ГПУ \leftrightarrow ОЦК, в связи с чем, плотность дислокаций, образующихся в результате термоциклирования, оказывается недостаточной для формирования высокоугловых границ.

При ТЦО гетерогенных сплавов, состоящих из разнородных фаз, степень накопления физических несовершенств в составе фаз зависит как от характера напряженно-деформированного состояния системы, так и от соотношения механических свойств сосуществующих фаз. Совершенно очевидно, что в случае упругопластической деформации сплавов системы алюминий – кремний основ-

ную долю энергии деформации будет поглощать алюминиевый твердый раствор, накапливая от цикла к циклу дислокации. При этом происходит его деформационное упрочнение, что приводит к непрерывному изменению соотношения свойств алюминиевого твердого раствора и контактирующих с ним кристаллов кремния, и, соответственно, схемы напряженного состояния системы. Наконец, наступает такой момент, что часть энергии деформации начинает поглощаться и более прочными кристаллами кремния, получающими некоторое количество дислокаций. Конечно, возникающие плотности дислокаций в кремниевых кристаллах на порядки ниже, чем в окружающем алюминиевом твердом растворе. Однако, как показывает опыт экспериментальных исследований, она оказывается достаточной для развития полигонизации. Непосредственное наблюдение полигонизованной структуры в эвтектических кремниевых кристаллах вызывает определенные трудности в связи с их малыми размерами. Поэтому был поставлен опыт по наблюдению процессов полигонизации в объеме крупных первичных кристаллов кремния заэвтектического силумина (25% Si). В таких кристаллах создать повышенную плотность дислокаций за счет термоциклирования не удастся, в связи с чем, был использован прием, включающий проведение дополнительной горячей деформации изгибом образца в период ТЦО в каждом цикле при верхней температуре термоциклирования (530 °C). Деформацию проводили при напряжениях 10 МПа, количество циклов ТЦО и дополнительной деформации использовали 4. Для выявления структурных изменений в кремниевых кристаллах проводили травление полированного шлифа в стандартном травителе CP_4 , в результате чего была выявлена полигонизованная структура (рис. 7.9), тогда как в контрольных вариантах обработки такая структура получена не была. Эффекты полигонизации в эвтектических кристаллах кремния были обнаружены также методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Полигонизованная структура алюминиевого твердого раствора наблюдалась методами оптической микроскопии в образцах от слитка сплава АМг6 в микрообъемах, прилежащих к интерметаллидным частицам избыточных фаз. Формирование полигонизованной структуры в алюминиевых сплавах при ТЦО было подтверждено методами просвечивающей электронной микроскопии.

Последствия полигонизации, наряду с влиянием на свойства сплавов, прошедших термоциклирование, имеют большое значение для развития про-

цессов, определяющих суммарное изменение структуры сплавов в результате ТЦО.

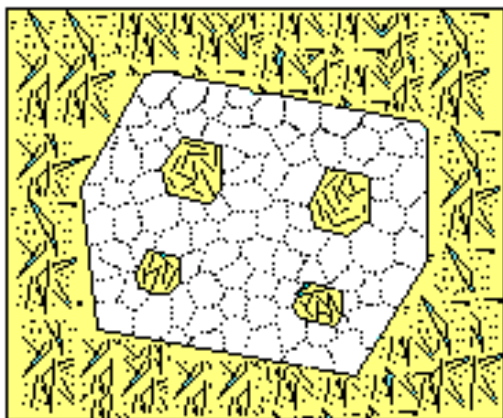


Рисунок 7.9. Схема субзеренной структуры кристалла первичного кремния, выявленной по ямкам травления методом световой микроскопии

В частности, это проявляется в появлении «канавок» на межфазной поверхности в связи с выходом на нее формирующихся субзеренных границ, что становится первым этапом физико-химического деления пластинчатых фаз на отдельные частицы и последующей их сфероидизации.

7.6 Деление кристаллов в гетерогенных сплавах

Механизм деления цементита в составе перлита при нагреве впервые разработан А.А. Барановым. При ТЦО цветных сплавов в межкритическом интервале температур наблюдается ряд особенностей, обеспечивающих образование высокодисперсных структур на месте бывших разветвленных, например, эвтектических кристаллов.

Процессы деления кристаллов не могут протекать самопроизвольно, поскольку образование новых межфазных поверхностей по местам разрыва требует дополнительных затрат энергии. Источником этой энергии могут стать границы зерен и субзерен, выходящие на межфазную поверхность, скопления дислокаций в фазах вблизи межфазных границ и др. При ТЦО образование новых рекристаллизованных границ в основной фазе и полигонизованных в другой было показано в предыдущих разделах. Выход таких вновь образуемых границ и субграниц на межфазные поверхности создает неравновесности в зо-

нах возникающих таким образом тройных стыков, что способствует появлению неровностей на межфазных поверхностях (рис. 7.10).

Выход субзеренной границы изнутри частицы приводит к образованию ямки на ее поверхности (схема *а*), а внешняя по отношению к частице высокоугловая граница чаще вызывает появление выступа в направлении ускоренного диффузионного массопереноса вдоль этой границы (схема *б*).

На обеих схемах этап 1 соответствует возникновению тройных стыков на межфазных поверхностях в связи с выходом на них внутренней субзеренной или внешней высокоугловой границы. Этап 2 соответствует возникновению неровностей на границе, которые развиваются в виде канавок на межфазной поверхности (промежуточный этап 3). Процесс завершается разделением частицы по развивающимся канавкам (этап 4). Причем, при разделении частицы за счет влияния внешней высокоугловой границы может формироваться дополнительная частица между концами разделяющейся исходной пластины.

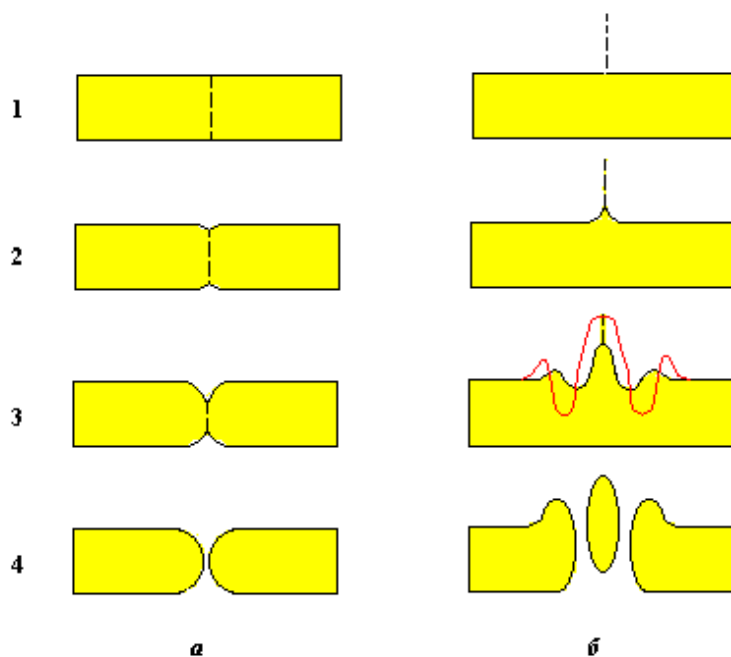


Рисунок 7.10. Схема деления кристаллов при ТЦО по внутренним субзеренным границам (*а*) и внешним высокоугловым (*б*), выходящим на межфазную поверхность

В разных сплавах, в зависимости от характера формирующейся тонкой структуры при деформационных и рекристаллизационных процессах, наблюда-

ется различная форма образующихся частиц, которая определяется механизмом деления кристаллов, свойственным только этой системе. Так, в системе Al – Si деление кристаллов кремния происходит по схеме *а*, тогда как в системе Al – Cu, преимущественно, по схеме *б*.

В табл. 7.1 приведены сведения об изменении протяженности межфазной поверхности частиц и расстояния между частицами в результате ТЦО сплавов в системах Al – Si и Al – Cu.

Таблица 7.1 – Количественные характеристики структур гетерогенных сплавов систем алюминий – кремний и алюминий – медь

Состояние структуры. Для тер- моцикли- рованной – число цик- лов	Объемная доля, за- нимаемая второй фазой	Изменение межфазной поверхности час- тиц			Изменение среднего свободно- го расстояния между частица- ми	
		Удель- ная, мм ⁻¹	Относитель- ная удель- ная, мм ⁻¹	Изменение по отношению к литому, %	Абсолютное, мкм	Изменение по отношению к литому, %
Система алюминий - кремний						
Литое	56	830	467	-	2,14	-
3 цикла	56	1033	579	+ 24	1,74	- 19,7
5 цик- лов	56	783	439	- 6	2,30	+ 6,0
10 цик- лов	56	750	420	- 10	2,40	+ 10,8
Система алюминий – медь						
Литое	72	773	557	-	1,40	-
3 цикла	72	947	682	+ 22,5	1,26	- 18,0
5 цик- лов	72	680	490	- 12,5	1,60	+ 14,0
10 цик- лов	72	666	480	- 13,8	1,70	+ 15,0

Как следует из приведенных данных, трехкратное термоциклирование в обеих системах приводит к существенному (22 – 24%) увеличению удельной межфазной поверхности частиц и уменьшению среднего свободного расстояния между частицами (на 18 – 20%), что характеризует деление разветвленных эвтектических кристаллов кремния и фазы CuAl₂, соответственно в системах Al – Si и Al – Cu. Деление эвтектических кристаллов при ТЦО дополнительно бы-

ло подтверждено методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Деление кристаллов на микрочастицы при ТЦО является важным элементом структурообразования, ответственного за повышение комплекса механических свойств сплавов при этой обработке. Дробление протяженных, обычно хрупких кристаллов одной из фаз в сплаве, позволяет коренным образом изменить характер его поведения при нагружении, устраняя эффекты охрупчивания, значительно повышая пластические характеристики.

Возможности физико-химического разделения кристаллов по рассмотренным механизмам ограничены размерами этих кристаллов, что, во-первых, затрудняет деформационные процессы и связанное с ними накопление дефектов кристаллического строения, а, во-вторых, требует диффузии атомов на большие расстояния, которая не может быть реализована при применяемых температурных условиях и временных ограничениях. Примерами таких кристаллов являются первичные выделения кремния в заэвтектических алюминиево – кремниевых сплавах, а также кристаллы первичного цементита в заэвтектическом чугунах.

В таких кристаллах в процессе термоциклирования могут возникать трещины, которые увеличиваются по числу, расширяются и удлиняются по мере увеличения числа применяемых циклов обработки. Характер изменения числа трещин не подчиняется каким либо закономерностям. Образование каждой трещины обусловлено местными условиями в микролокальной области кристалла и, главным образом, уровнем и характером распределения напряжений индивидуально в каждом участке кристалла.

Роль *трещинообразования*, как механизма деления крупных кристаллов может оказаться положительной только в том случае, если после ТЦО обрабатываемый материал подвергается горячей пластической деформации. При этом образовавшиеся в кристаллах трещины облегчают их дробление при обработке давлением, способствуя получению более высокой степени дисперсности и более равномерному распределению в объеме рассматриваемых частиц. Использование режимов ТЦО, обеспечивающих образование трещин в крупных первичных кристаллах, не может быть рекомендовано для обработки готовых деталей, поскольку такие трещины могут являться концентраторами напряжений,

понижая пластичность материала и увеличивая опасность разрушения под действием ударных нагрузок.

7.7 Сфероидизация и коагуляция фаз при термоциклировании

Сфероидизация и коагуляция фаз являются составными частями механизмов процессов, развивающихся при ТЦО. Они во многом, определяют уровень механических свойств сплавов, прошедших ТЦО, и, главным образом, их пластические характеристики. Термодинамическим движущим фактором этих процессов является избыточная поверхностная энергия, обусловленная большой протяженностью межфазных границ, сформировавшихся в сплаве после деления протяженных разветвленных кристаллов на отдельные частицы.

В предыдущих примерах (табл. 7.1) показано, что лишь трехкратное термоциклирование вызывает увеличение протяженности межфазной поверхности и уменьшение среднего расстояния между частицами. Увеличение числа циклов до 5 и 10 приводит к обратным эффектам. Это свидетельствует о том, что после дробления кристаллов развиваются самопроизвольные процессы, вызывающие сначала скругление острых кромок образующихся частиц, а затем и полную их сфероидизацию. Переход от пластинчатой формы частиц к сферической уменьшает величину удельной поверхности на единицу объема и, следовательно, уменьшает уровень энергии Гиббса системы. Дальнейшее температурное воздействие способствует развитию не только сфероидизации частиц, но и их коагуляции, поскольку минимумом свободной энергии в неоднородной системе будут обладать наиболее крупные кристаллы, которые оказываются способными к росту, тогда как наиболее мелкие кристаллы будут растворяться в окружающем твердом растворе. Обязательным элементом коагуляции является диффузионный массоперенос атомов легирующих компонентов сплава от растворяющихся мелких частиц к растущим крупным. Механизмы процессов сфероидизации и коагуляции частиц рассмотрены при анализе теории и технологии отжига. Особенностью протекания этих процессов при ТЦО является более высокая скорость их развития и большая полнота их реализации. Это связано с тем, что при термоциклировании создается повышенное количество дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций), что увеличивает диф-

фузионную подвижность атомов, определяющую развитие массопереноса, как при сфероидизации, так и коагуляции.

Явление сфероидизации проявляется своими начальными стадиями в процессах деления разветвленных кристаллов, когда можно наблюдать скругление кромок в местах деления (рис.7.10, *а*).

Процессы коагуляции сдвинуты во времени, а также по температуре и числу циклов в направлении больших значений этих параметров. Это связано с необходимостью диффузии атомов легирующих элементов через твердый раствор на большие расстояния, соизмеримые с расстояниями между частицами. При сфероидизации частиц эти диффузионные пути соизмеримы с размерами самих частиц, что, как минимум, на порядок меньше, чем при коагуляции. Кроме того, в случае сфероидизации возможна ускоренная диффузия вдоль межфазной поверхности, тогда как при коагуляции диффузия должна происходить через твердый раствор.

Сфероидизация частиц, как и их физико-химическое деление, практически всегда повышает пластичность сплавов.

Коагуляция влияет неоднозначно. Чрезмерный рост частиц может вызывать снижение не только прочности, но и пластичности, охрупчивая сплав. Поэтому высокий комплекс свойств сплавов может быть достигнут только при оптимальном соотношении процессов, реализуемых при проведении ТЦО.

7.8 Примеры технологии ТЦО

Анализ рассмотренных превращений, протекающих при термоциклировании, позволяет выделить группы сплавов, для которых использование ТЦО может оказаться наиболее эффективным. К таким сплавам можно отнести:

- сплавы эвтектических систем с большим содержанием эвтектики, в том числе, литейные алюминиевые, магниевые сплавы, чугуны – для повышения пластичности за счет преобразования строения эвтектик;
- стали конструкционные доэвтектоидные, а также двухфазные латуни – для измельчения размера зерна, повышения комплекса механических свойств за счет использования многократного полиморфного превращения твердых растворов и связанной с ним многократной структурной перекристаллизацией за счет фазового наклепа и рекристаллизационных процессов;

- стали инструментальные эвтектоидные и заэвтектоидные – для повышения износостойкости, режущей стойкости инструмента за счет преобразования карбидов из пластинчатой формы в дисперсную, преимущественно, сферическую;

стали и сплавы, подвергаемые химико-термической обработке, с целью ускорения процессов насыщения и повышения комплекса свойств изделий;

упругонапряженные материалы и изделия – для уменьшения уровня остаточных внутренних напряжений.

Первая группа указанных сплавов, *термически упрочняемых или термически не упрочняемых литейных сплавов*, характеризуется пониженной пластичностью, на порядок уступая по этому показателю деформируемым сплавам. Причиной низкой пластичности литейных сплавов является непрерывность тонкоразветвленного эвтектического бикристалла, основу которого, как правило, составляет хрупкий компонент или интерметаллид, вдоль которого легко распространяется трещина, возникающая при приложении нагрузки, соответствующей проведению испытаний механических свойств материала или условиям эксплуатации изделия.

Проведение обычной термической обработки с использованием изотермических выдержек в большинстве случаев либо вообще не позволяет раздробить непрерывный эвтектический кристалл, либо это дробление требует очень длительных выдержек и приводит к получению грубых неоднородных структур. Обычная термическая обработка не позволяет в достаточной мере увеличить пластичность рассматриваемого материала.

ТЦО эвтектик для большинства исследованных систем (Al – Si, Al – Cu, Al – Sb, Al – Fe, Al – Mn, Zn – Al) в достаточной мере способствует дроблению эвтектического разветвленного кристалла с получением структур с основой алюминиевого твердого раствора и однородно распределенных изолированных частиц второй фазы. Образование такого типа структур на месте бывших эвтектик подтверждалось, кроме метода оптической металлографии, методами расстровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Механические свойства сплавов АЛ9 и АЛ4, прошедших ТЦО, приведены в табл. 7.2.

Технология ТЦО сплавов эвтектических систем с переменной ограниченной растворимостью компонентов предусматривает чаще всего 3 – 5-

кратное термоциклирование в интервале температур, соответствующих наиболее резкому изменению растворимости. Верхняя температура термоциклирования должна обеспечивать почти полное растворение избыточной фазы в окружающем твердом растворе, не допуская, однако, полного ее исчезновения.

Таблица 27.2 - Механические свойства сплава АЛ9 после ТЦО

Сплав	Состояние	Число циклов ТЦО	Предел прочности, σ_b , МПа	Пластические характеристики	
				δ , %	ψ , %
АЛ9	Литое	-	127	2,0	1,0
АЛ9	ТЦО	3	125	10,0	8,5
АЛ4	Литое	-	162	3,6	4,6
АЛ4	ТЦО	3	151	8,8	8,4

В сплавах, содержащих эвтектику, эвтектический кристалл полностью раствориться, в принципе, не может. Поэтому верхняя температура термоциклирования может достаточно близко подниматься к температуре эвтектики, исключая опасность пережога или оплавления с учетом возможной неравновесности структур.

Нижняя температура в циклах, с одной стороны, должна обеспечивать быстрый распад переохлажденного твердого раствора в области минимальной его устойчивости с целью получения структур, содержащих равномерно распределенные высокодисперсные выделения избыточной фазы в объеме твердого раствора.

С другой стороны, нижняя температура термоциклирования должна обеспечивать развитие рекристаллизации в твердом растворе и полигонизации в частицах, что необходимо для активизации дробления непрерывных эвтектических кристаллов. Например, в системе алюминий – кремний наиболее удачным интервалом термоциклирования считается 530 – 300 °С. Иногда технологически более выгодно проводить ТЦО с использованием быстрого закалочного охлаждения с верхней температуры термоциклирования.

В этом случае процессы распада пересыщенного твердого раствора можно проводить в процессе *ступенчатого нагрева* с выдержкой при нижней температуре термоциклирования, достаточной для выделения из пересыщенного

твердого раствора после каждой закалки равномерно распределенных частиц избыточной фазы. Ускоренное же охлаждение (например, в воде) увеличивает уровень возникающих внутренних напряжений и обусловленных ими микропластических деформаций, повышая эффективность обработки.

Конструкционные доэвтектоидные стали, а также некоторые двухфазные латуни часто в результате предшествующей обработки получают грубое неоднородное строение либо крупнозернистое строение, что может быть исправлено методами ТЦО.

Для доэвтектоидных малоуглеродистых и среднеуглеродистых сталей ТЦО может эффективно использоваться для устранения видманштеттовых, строчечных структур, трудно устраняемых при обычной термической обработке, а также для получения мелкозернистого строения, что при обычной термической обработке достигается с большим трудом.

Применение ТЦО обеспечивает одновременное повышение прочностных и пластических характеристик не только по сравнению с горячекатаным состоянием, но и с нормализованным, в связи с чем, ТЦО может быть рекомендована к применению вместо нормализации, а в ряде случаев, и вместо улучшения деталей (табл. 7.3).

Таблица 7.3 - Механические свойства сталей Ст5 и 30ХГСН2А

Вариант обработки	Режим обработки				Механические свойства			
	Температура Тв, °С	Температура Тн, °С	Время, с	Число циклов	σ , МПа	σ , МПа	δ , %	Ψ , %
Сталь Ст5								
Горячекатанное состояние	-	-	-	-	540	353	19	45,0
Неполный отжиг	750	-	1800	1	520	340	19,6	47,4
Нормализация	850	-	900	1	619	507	17,7	48,3

ТЦО	790	740	300	3	664	560	24,3	68,0
ТЦО	790	740	300	5	681	575	28,6	75,4
ТЦО	790	740	180	10	673	493	27,6	68,7
Сталь 30ХГСН2А								
Отжиг	900	-	1440	1	780	590	19,0	45,0
Нормализация	900	-	1440	1	1300	980	11,0	36,0
ТЦО	840	810	1200	5	1650	1290	16,0	44,0

Использование ТЦО в межкритическом интервале температур, требующей меньшего интервала термоциклирования по сравнению с иными способами ТЦО, облегчает внедрение обработки в промышленное производство.

Термоциклирование аустенито-мартенситных сталей в интервале температур прямого и обратного мартенситного превращения позволяет регулировать квазистабильное соотношение между мартенситом и аустенитом в окончательно готовом изделии, что обеспечивает возможность регулирования уровня механических и физических свойств, в том числе коэффициента термического расширения, а также предоставляет возможность изменять линейные размеры точно выполненных готовых деталей. Изменение количества фаз, выделяющихся по границам зерен (карбидов, интерметаллидов) при ТЦО, может уменьшить склонность сталей к коррозионному разрушению под напряжением.

Для латуней способ ТЦО практически переводит их в класс термически упрочняемых сплавов, поскольку получение высокодисперсных двухфазных структур приводит к коренному повышению прочностных свойств, не достигаемых методами обычной термической обработки, в связи с чем, латуни подвергают ТЦО преимущественно для их упрочнения. В основе технологии обработки латуни лежат процессы многократного полиморфного превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$, при осуществлении которых повторяются процессы образования зародышей и их роста, ограничение которых в результате неполного завершения превращения в каждом цикле приводит к постепенному измельчению зерна.

ТЦО латуни ЛС 59 – 1, выполненная по режиму, предусматривающему циклирование в межкритическом интервале температур в течение 3 – 7 циклов с минутными выдержками в циклах и ускоренным охлаждением после окончания обработки, позволяет получить предел прочности при растяжении 450 – 470

МПа, тогда как в отожженном состоянии он составляет 330 – 340 МПа, а в нагартованном – 400 МПа.

Инструментальные заэвтектоидные стали характеризуются повышенным содержанием карбидных фаз, которые понижают их пластические характеристики, а при выделении их в неблагоприятной пластинчатой форме, в том числе, по границам зерен, могут выкрашиваться, понижая износостойкость и режущую стойкость инструментов.

ТЦО инструментальных заэвтектоидных сталей может использоваться с целью устранения карбидных (цементитных) сеток, выделяющихся по границам зерен, а также для снижения степени карбидной неоднородности в высоколегированных штамповых и быстрорежущих сталях. ТЦО оказывается эффективной и для преобразования карбидных эвтектик в литых быстрорежущих сталях, заменяя основу непрерывного разветвленного карбида диспергированной структурой относительно равномерно распределенных в основе твердого раствора карбидных частиц. Это повышает технологические свойства стали и ее режущую способность в готовом режущем инструменте.

Технология ТЦО таких сталей требует выполнения 3 – 5 циклов нагрева и охлаждения в интервале температур двухфазной области (аустенит – карбид), при которых происходит максимально возможное растворение карбидов при нагреве и регулируемое условиями охлаждения равномерное распределение высокодисперсных карбидных частиц в объеме твердого раствора. Термоциклическую обработку литой быстрорежущей стали РЛ-2, содержащей: углерода – 1%, вольфрама – 8%, хрома – 2%, молибдена – 1%, марганца – 1,5%, проводили в двух соляных ваннах с температурами: в первой – 800 – 850 °С, во второй – 1200 – 1280 °С. Лучшие результаты термоциклирования были достигнуты после 5 – кратного термоциклирования в интервале температур 850 – 1280 °С с достаточными выдержками при верхней температуре цикла (12 с/мм сечения). В результате ТЦО, закалки в масле с последнего высокотемпературного нагрева и трехкратного стандартного отпуска, предел прочности на изгиб увеличился почти в 2 раза (с 590 до 1190 МПа), красностойкость после четырехкратного часового нагрева сохранялась на уровне HRC 58 при температуре нагревов 625 °С, тогда как на контрольных образцах эта температура была ниже (590 °С).

Использование ТЦО при химико-термической обработке (ХТО) оказывается возможным в связи с тем, что целый ряд элементарных процессов, проис-

ходящих при ТЦО, могут оказывать существенное влияние на диффузию атомов в твердых растворах, ускоряя ее. Кроме сокращения длительности процессов, использование ТЦО может приводить к изменению структурного состояния диффузионных слоев и сердцевины насыщаемых изделий. Термоциклическая обработка может применяться:

в качестве *предварительной обработки* перед химико-термической;
как одна из операций *окончательной* термической обработки после химико-термической;

в виде *термоциклирования на основной стадии* насыщения при осуществлении химико-термической обработки (*термоциклическая химико-термическая обработка*).

Возможны комбинации применения таких подходов при определении общей схемы ХТО. Использование *предварительной* ТЦО перед ХТО обеспечивает измельчение структурных составляющих, накапливает физические дефекты кристаллического строения в сплавах, которые при последующем насыщении могут ускорять диффузионные процессы, а также оказывать влияние на свойства готового изделия. Применялась предварительная ТЦО перед азотированием (Т.А. Лебедев и др.) сталей 30, 45Х, 3Х2В8. Получена глубина азотированного слоя на 20 – 30% большая, чем при азотирования без предварительного термоциклирования.

При исследовании предварительной ТЦО (Забелин С.Ф. и др.), было установлено, что пятикратное термоциклирование перед цементацией сталей 20 и 20Х в интервале температур 760 – 620 °С со скоростями нагрева и охлаждения 3 – 5 °С/с, обеспечивает увеличение глубины цементованного слоя на 35%. Применение ТЦО после химико-термического насыщения формирует окончательные качества деталей за счет непосредственного влияния на структурные изменения, протекающие при термической обработке. Возможность измельчения зерна стали после цементации с использованием ТЦО без существенного усложнения технологии окончательной термической обработки дает возможность существенно поднимать температуру цементации и нитроцементации, что позволяет сократить длительность цикла получения изделий. А.С. Тихоновым и др. показано, что применение ТЦО после цементации позволяет применять температуру насыщения 940 – 1080 °С, что сокращает длительность обработки в 1,2 – 1,7 раза. При этом прочностные свойства сталей 20 и 20ХН3А сохраня-

ются на уровне, соответствующем стандартной обработке при одновременном повышении пластических характеристик.

Наиболее оптимальным режимом ТЦО сталей после цементации является следующий: температурный интервал термоциклирования $790 - 730\text{ }^{\circ}\text{C}$, длительность выдержек при температурах термоциклирования $5 - 15$ мин в зависимости от расчетного сечения деталей, количество циклов $3 - 5$, охлаждение закалочное (в масле или воде для разных марок сталей) с верхней температуры в последнем цикле и низким отпуском. Для исправления строения переходной зоны слоя последние $2 - 3$ цикла могут быть выполнены с понижением нижней температуры цикла до $650 - 570\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Характерной особенностью процессов насыщения в условиях термоциклирования является формирование диффузионного слоя при непрерывном изменении температуры, как при нагревах, так и при охлаждениях. Было установлено существенное ускорение процессов насыщения, что связывают с множеством факторов, оказывающих влияние на скорость диффузионных процессов. В опытах С.С. Строева, проведенных еще в 1943 году, было показано, что при цементации с нагревом ТВЧ по режиму $900 - 1200 - 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 150 с был получен слой глубиной $0,4\text{ мм}$. При этом было показано, что ускорение насыщения достигается за счет неизотермичности процесса. Использование нагрева ТВЧ до тех же температур, но с применением изотермической выдержки при насыщении не вызвало ускорения формирования слоя. Основными факторами, определяющими ускорение насыщения при ХТО, являются:

температурные градиенты в периоды нагрева и охлаждения, что способствует возникновению дополнительных диффузионных потоков в неоднородном температурном поле;

дополнительные диффузионные потоки в поле упругих напряжений, обусловленных теми же температурными градиентами;

ускорение диффузии в периоды прямого и обратного фазового превращения за счет следования атомов диффундирующих элементов за перемещением межфазных границ при развитии этих превращений;

ускорение диффузии в поле упруго – пластической деформации, возникающей за счет разницы удельных объемов превращающихся фаз при развитии прямого и обратного фазовых превращений;

дополнительная диффузия по межфазным границам в период развития фазовых превращений и по линиям дополнительного числа дислокаций, играющих роль «диффузионных трубок»;

существенную роль в ускорении диффузионных процессов при ТЦО имеют избыточные вакансии, образующиеся по различным механизмам, включая *закалочные*, вакансии *легирования*, вакансии *нескомпенсированной встречной диффузии*, вакансии *деформации*, *рекристаллизации* и др.

Химико-термическое насыщение в условиях термоциклирования явилось к настоящему времени основной схемой ХТО с использованием ТЦО. В этом направлении выполнено наибольшее количество исследований. По данным А.С. Тихонова и др. цементация стали 20Х в условиях термоциклирования в интервале температур на 80 - 100 °С выше A_{c3} и на 30 – 50 °С ниже A_{c1} с закалкой в масле на последнем цикле с температуры на 30 – 50 °С выше A_{c1} и отпуском 180 °С позволяет получить твердость слоя 61 – 63 HRC; ударную вязкость 0,11 – 0,12 МДж/м², повысить предел усталостной прочности стали по сравнению с аналогичными свойствами после изотермической цементации в 1,6 раза.

Такие изменения свойств сопровождаются получением мелкозернистой структуры сердцевины и равномерным распределением высокодисперсных карбидов в поверхностном слое изделия. Имеются сведения о применении термоциклических режимов насыщения при азотировании, нитроцементации, борировании, алитировании и других процессах ХТО.

ТЦО эффективна для *снятия остаточных напряжений* в упругонапряженных изделиях. Известны две схемы ТЦО, уменьшающей напряжения, первая из которых использует интервалы термоциклирования в области пониженных (минусовых) температур, а вторая – в области повышенных температур, соответствующих развитию явления ползучести или протекания фазового превращения.

Наиболее широко используется низкотемпературная ТЦО алюминиевых сплавов, при которой производят 2 – 3-х кратное охлаждение изделий (отливок, штамповок, сварных узлов) до температуры – 70... – 196 °С с последующим их быстрым отопгревом, например, струей перегретого пара с температурой выше 100°С. Для термически неупрочняемых алюминиевых сплавов ТЦО после низкотемпературной обработки может включать нагревы до температур 280 – 350 °С в каждом цикле после отопгрева до комнатной температуры.

Другая схема ТЦО предусматривает нагревы до температур развития прямого фазового превращения при нагреве и обратного – при охлаждении, в результате чего упругие напряжения, созданные предысторией получения изделия релаксируют, складываясь с напряжениями фазовых напряжений и совершая работу по структурной перестройке сплава, связанной с этими превращениями. Необходимо иметь в виду, что охлаждение с температур развития фазовых превращений может вновь вызвать остаточные напряжения, в связи с чем, полного устранения напряжений достичь очень трудно. Это требует очень медленного охлаждения с температуры обработки. Поэтому, наиболее эффективной остается низкотемпературная термоциклическая обработка. Такая схема ТЦО заложена в стандарты на изделия из литейных и ряда деформируемых алюминиевых сплавов, для которых очень важна стабильность структурного состояния и размеров изделий, низкий уровень их упругонапряженного состояния.

Глава 8

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

8.1 Общие понятия об ультразвуковых колебаниях

Ультразвуковыми колебаниями принято считать механические колебания материальной среды, нижний предел частоты которых составляет 16000 – 20000 Гц.

Верхняя теоретическая граница частот ультразвуковых колебаний 10^{13} – 10^{14} Гц, т.е., практически простирается до частот, близких к световому лучу. Поэтому, ультразвуку свойственны качества звука и светового луча, соотношения между которыми изменяются лишь с частотой колебаний.

Ультразвук, подобно звуковым волнам, способен распространяться в любой материальной среде: газообразной, жидкой, твердой, прозрачной или абсолютно черной, тяжелой или легкой, вязкой или жидкотекучей, при различных температурах и давлениях среды. В то же время, ультразвуковые колебания,

подобно световому лучу, способны распространяться узкими пучками, однако, не теряя полностью сферичности звуковых волн.

Ультразвук распространяется в материальной среде на значительные расстояния путем волнового перемещения частиц среды в направлениях, которые определяются направлением колебаний источника и свойствами окружающей среды. При распространении ультразвука в твердых телах, в связи с появлением в них касательных напряжений, кроме продольных колебаний могут возникать поперечные и поверхностные волны. В длинных стержнях образуются также изгибные и крутильные ультразвуковые волны.

Как и любое явление колебательного характера, ультразвук характеризуется *длиной волны* и *частотой колебаний*, связь между которыми определяется выражением:

$$\lambda = \frac{c}{f},$$

где: λ – длина волны, см; c – скорость распространения волны, см/с; f – частота колебаний, Гц.

Скорость распространения ультразвуковых волн определяется свойствами среды, в которой они распространяются. Для твердого тела конечной длины скорость продольной волны $c_{\text{прод}}$ равна:

$$c_{\text{прод}} = \sqrt{\frac{E}{\rho}},$$

где: E – модуль нормальной упругости (модуль Юнга); ρ – плотность среды.

Использование ультразвуковых колебаний для воздействия на вещество неразрывно связано с понятием *мощности* ультразвука, уровнем ультразвуковой энергии. Мерой энергии ультразвука является его *интенсивность*. Под *интенсивностью* волны понимают *количество энергии, проходящее в одну секунду через площадку 1 см², ориентированную перпендикулярно к направлению распространения волны*.

Интенсивность ультразвуковых колебаний (УЗК) зависит от параметров ультразвуковой волны в определенной среде и выражается следующей зависимостью:

$$I = 0,5 \cdot \rho c \omega^2 A^2 = 2\pi^2 \rho c f^2 A^2, \text{ Вт/см}^2,$$

где: ρ – плотность среды, c – скорость распространения звука в среде, ω – круговая частота, f – частота колебаний; A – амплитуда колебаний.

При установившихся условиях работы конкретной ультразвуковой установки величины ρ , c , ω , f являются постоянными, следовательно, принимая

$$0,5 \cdot \rho c \omega^2 = 2\pi^2 \rho c f^2 = K = \text{const},$$

получаем:
$$I = K \cdot A^2.$$

Из полученного выражения вытекает, что величиной, определяющей интенсивность ультразвука при установившихся условиях работы определенной ультразвуковой установки, является *амплитуда* ультразвуковых колебаний.

Частицы среды, в которой распространяются ультразвуковые волны, совершают колебательные движения на определенное расстояние около положения равновесия. Движение частиц происходит по синусоидальному закону и величина смещения в различные периоды колебаний определяется уравнением:

$$a = A \cdot \sin \omega \left(\tau - \frac{x}{c} \right),$$

a – смещение частиц среды относительно положения равновесия; τ , x – независимые переменные времени и расстояния от узла смещения.

При распространении ультразвуковых колебаний возникают локальные колебательные изменения давления в среде. Величина переменного давления (p) выражается следующим уравнением:

$$p = p_0 + A \rho c \omega \cdot \cos \omega \left(\tau - \frac{x}{c} \right),$$

где p_0 – нормальное атмосферное давление в отсутствии ультразвукового поля.

Значение переменного давления определяет состояние среды при распространении ультразвуковых колебаний в жидкости или в газовой среде. В жидкости в первый полупериод колебаний могут возникать растягивающие напряжения, достаточные для ее микроразрыва с образования пустотного пузырька. В следующий полупериод колебаний знак напряжений изменяется на противоположный, в связи с чем, пузырек захлопывается со скоростью, соответствующей скорости распространения ультразвука в данной среде, что приводит к ударному возрастанию давления в локальном участке жидкости. Его величина может достигать десятков мегапаскалей. Рассмотренное явление носит название *кавитации*. Наиболее сильно кавитация проявляется на готовых границах раздела, например, на поверхности твердого тела, погруженного в кавитирующую жидкость. Это явление в существенной мере может оказывать влияние на процессы тепло- и массообмена в жидкостных условиях ведения термической обработки. Такими процессами, например, является закалочное охлаждение, процессы химико-термической обработки в жидких средах и др.

Другим явлением, развивающимся в жидкости при распространении в ней ультразвуковых волн, является «звуковой ветер». Это явление проявляется в виде устойчивого направленного макроперемещения потоков жидкости при возбуждении в ней ультразвуковых колебаний. Скорость движения такого потока контролируется не скоростью распространения ультразвуковых волн, но определяется свойствами жидкости (вязкости, прочности межмолекулярных связей и др.). Возникновение таких потоков обусловлено разницей в скорости перемещения частиц жидкости в направлении, совпадающем с направлением распространения ультразвуковой волны и в обратном направлении, в связи с потерями энергии на преодоление вязкости жидкости. Звуковой ветер, как и явление кавитации, обеспечивает усиление тепло- и массообмена в жидкости при термической обработке.

При распространении ультразвука в твердом теле большое значение приобретает характеристика возникающих ультразвуковых колебательных напряжений, которые можно определить по выражению:

$$\sigma = 2kEA \cdot \sin kx \cdot \cos \omega\tau ,$$

где:

$$k = \frac{2\pi f}{c} .$$

При распространении ультразвуковых волн в цилиндрическом стержне вдоль его оси максимальные напряжения в узловом сечении равны:

$$\sigma_{\max} = 2kEA = \frac{4\pi f}{c} EA .$$

Расчеты показывают, что мощные ультразвуковые колебания способны вызвать переменные колебательные напряжения, уровень которых может достигать предела текучести материала, что вызывает развитие деформационных явлений в твердом теле. Такое свойство ультразвуковых волн, возбужденных в металлическом твердом материале, может быть использовано для деформационного упрочнения (наклепа), а, следовательно, такие структурные изменения могут быть использованы для создания технологий *микродеформационнотермической* обработки.

При распространении ультразвуковых волн в любой материальной среде интенсивность ультразвука во многом зависит от плотности среды и скорости распространения в ней ультразвуковых волн. Обе эти величины постоянны для определенной среды. Произведение их значений составляет *волновое сопротивление среды*:

$$R = \rho c .$$

Во всех случаях применения ультразвука приходится сталкиваться с проблемой передачи ультразвуковой энергии от одного тела другому через границу раздела двух сред. При этом часть энергии передается в другую среду, а часть ультразвуковой энергии отражается от границы раздела, как от препятствия. Количество переданной и отраженной энергии зависит от соотношения акустических волновых сопротивлений этих двух сред. При нор-

мальном падении волны *коэффициент отражения* ультразвука выражается в следующем виде:

$$K_o = \frac{I}{I_0} = \left(\frac{\rho_2 c_2 - \rho_1 c_1}{\rho_2 c_2 + \rho_1 c_1} \right)^2,$$

где: I – интенсивность отраженной волны; I_0 – интенсивность падающей волны; $\rho_1 c_1$; $\rho_2 c_2$ – акустические волновые сопротивления, соответственно, первой и второй сред.

Отражение и преломление волн на границе раздела сред оказывает определяющее влияние на эффективность передачи ультразвуковой энергии обрабатываемому изделию и распределение остаточных явлений ультразвукового воздействия по длине обрабатываемого изделия.

При падении ультразвуковой волны из стали в воздух отражается почти 100% (99,96%) энергии. Поэтому, при передаче энергии от источника ультразвука к обрабатываемому твердому телу необходимо исключать появления воздушных зазоров, даже самых тонких. Если зазора избежать полностью не удастся, то уменьшить потери энергии можно путем создания в таком зазоре *тонких жидкостных прослоек*. При этом желательно, чтобы используемая жидкость имела волновое акустическое сопротивление как можно ближе к свойствам твердого тела.

Величина *коэффициента пропускания* (D) жидкостной прослойки, т.е. отношения интенсивности прошедшей (I_1) и падающей (I_0) волн, выражается уравнением:

$$D = \frac{I_1}{I_0} = \frac{8}{4 + \left(\frac{R_1}{R_2} + \frac{R_2}{R_1} \right) \left(\frac{R_2}{R_3} + \frac{R_3}{R_2} \right) + \left(\frac{R_1}{R_2} - \frac{R_2}{R_1} \right) \left(\frac{R_2}{R_3} - \frac{R_3}{R_2} \right) \cos \frac{4\pi d}{\lambda^2}},$$

где: R_1 , R_2 , R_3 – волновые акустические сопротивления, соответственно, первой среды, прослойки и второй среды; d – толщина прослойки; λ – длина волны в прослойке.

Расчеты по данной формуле показывают, что при обеспечении хорошего акустического контакта (минимальная толщина прослойки, максимальное приближение акустического сопротивления прослойки к свойствам основных сред) D стремится к единице. Например, при толщине прослойки из жидкого свинца между стальным источником колебаний и стальным образцом значение коэффициента пропускания равно 0,973. Таким образом, использование тонких жидкостных прослоек позволяет решить проблему эффективной передачи энергии ультразвука обрабатываемому изделию.

Эффективность ультразвуковой обработки твердых тел конечных размеров в значительной мере зависит от характера распространения возбужденной волны и отраженной от противоположной поверхности изделия. В результате отражения от *жесткой* границы раздела сред происходит наложение первичных и отраженных колебаний частиц обрабатываемого изделия, либо любого колеблющегося элемента системы. При этом звуковые волны усиливаются в одних местах, и ослабляются в других. Это явление называется *интерференцией* ультразвуковых волн.

В том случае, если длина изделия оказывается точно равной длине волны, то при отражении от свободной (не нагруженной) поверхности в точке отражения фазы смещения и скорости перемещения скачком меняются на 180° , а по длине изделия устанавливается стоячая волна. У свободной (абсолютно податливой поверхности) всегда имеет место пучность смещения и узел давления. В металлическом свободно колеблющемся стержне длиной, равной половине длины волны, возбуждается стоячая ультразвуковая волна, при этом максимальные напряжения возникают в середине длины стержня, а максимальные значения амплитуды колебаний отвечают концам стержня. В длинных стержнях, кратных половине длины волны, пучности смещения и максимальных напряжений чередуются через каждую четверть длины волны.

При присоединении нагрузки к колеблющемуся торцу стержня увеличивается степень жесткости границы. При абсолютно жесткой границе в точке отражения всегда имеет место узел смещения и пучность давления.

В реальных ситуациях не бывает абсолютно жесткой или абсолютно податливой границы, в связи с чем, в обрабатываемом изделии возбуждается *бегущая волна*.

При распространении ультразвуковых колебаний в стержневой колебательной системе часть звуковой энергии переходит через границу раздела из первой среды во вторую, а другая ее часть после отражения от разделяющей поверхности возвращается в колеблющийся стержень. При этом амплитуда отраженной волны оказывается меньше падающей. Наложение их в таком соотношении приводит к образованию *бегущей волны*. Задача получения в изделии при ультразвуковой обработке мощной бегущей волны, которая позволяет обеспечить равномерность обработки всего объема изделия, решается различными способами. Одним из них является погружение колеблющегося торца обрабатываемого изделия в жидкую среду с акустическим волновым сопротивлением, близким к волновому сопротивлению обрабатываемого материала.

Другой способ предусматривает возбуждение в длинномерных изделиях изгибных ультразвуковых колебаний и перемещение источника колебаний вдоль оси обрабатываемого изделия. Не исключаются и иные технологические приемы создания бегущей волны в изделии.

8.2 Основные направления использования ультразвука при термической обработке металлов

Технологии с применением ультразвука при термической обработке металлов до последнего времени не находят широкого распространения в промышленности, хотя эффекты ультразвукового воздействия на изменение структуры металлов и сплавов при термической обработке весьма существенны.

Первые упоминания о возможности технологического применения ультразвука при термической обработке относятся к 1949 – 1956 годам, в которых наметились два направления развития технологии: методы, использующие воздействие ультразвука на жидкие закалочные среды для интенсификации теплообмена на поверхности изделия, а также методы, основанные на непосредственном воздействии ультразвуковых волн на структуру твердого тела. Объединяющим эти два направления стало использование ультразвука для воздействия на процессы химико-термической обработки, поскольку

ку ультразвук, оказывает влияние на массообмен во внешней среде, активизирует поверхность изделия при насыщении, и одновременно способствует формированию диффузионного слоя, определяя его структуру.

Таким образом, можно назвать следующие комбинированные виды термической обработки с использованием ультразвука:

- собственно ультразвуковая обработка;
- предварительная ультразвуковая обработка;
- термоультразвуковая обработка, в том числе, многократная;
- закалка в ультразвуковом поле;
- химико-термическая обработка с ультразвуком.

Почти все виды обработки металлов и сплавов с ультразвуком носят характер микродеформационно-термической обработки, поскольку непосредственное воздействие ультразвука на твердое вещество имеет деформационную природу процессов, которые как и при ТЦО, развиваются в микрообъемах обрабатываемого материала, и оказывают влияние на структурные и фазовые превращения при термической обработке.

Использование ультразвука при термической обработке позволяет в ряде случаев получать дополнительное упрочнение, влиять на механизмы и кинетику развивающихся процессов и существенно сокращать длительность процессов. При использовании ультразвуковых колебаний для воздействия на закалочные среды оказывается возможным увеличивать скорость и равномерность закалочного охлаждения, в связи с чем, повышать прокаливаемость сталей и сплавов, увеличивать уровень их механических свойств, уменьшать коробление изделий при закалке.

8.3 Собственно ультразвуковая обработка

В основе *собственно ультразвуковой обработки* лежат принципы непосредственного воздействия механических ультразвуковых колебаний большой мощности на тонкое кристаллическое строение металлов и сплавов, в том числе на концентрацию и конфигурацию распределения точечных дефектов, дислокационное строение и их субзеренную структуру.

Изменение тонкого кристаллического строения металлов при ультразвуковой обработке сопровождается изменением их физико-механических свойств с получением положительного эффекта, не достижимого другими известными способами обработки. Одним из характерных результатов ультразвуковой обработки является деформационное упрочнение металлов и сплавов под действием ультразвука без изменения формы и размеров деталей. Технология ультразвуковой обработки при комнатной и повышенных температурах запатентована в США Лангенекером.¹

Основным структурным результатом воздействия собственно ультразвуковой обработки является изменение дислокационного строения металлов и сплавов под действием циклического многократного знакопеременного их нагружения механическими напряжениями ультразвуковой частоты. Основная доля поглощения энергии колебательного движения связана с преимущественной способностью дислокаций воспринимать энергию, подводимую извне. Это вызывает протекание в структуре металлов и сплавов необратимых процессов, вызывающих размножение и перемещение дислокаций, и повышение их плотности.

Экспериментально определенная максимальная плотность дислокаций в озвученном поликристаллическом никеле составила 10^{11} см⁻². Ультразвуковая обработка молибдена² при температуре 20 – 250 °С повышает плотность дислокаций на 2 порядка и способствует равномерному их распределению в объемах зерна.

¹ Пат. (США), № 3276918, 1966.

² Ковш С.В., Котко В.А., Полоцкий И.Г. и др. – ФММ, 1973, т. 35, № 6, с. 1199 – 1205.



Рисунок

8.1. Микротвердость алюминия в зависимости от длительности ультразвуковой обработки: 1 – кристалл без дислокаций («усы» алюминия); 2 – отожженный кристалл; 3 – кристаллы после ультразвуковой обработки

Это обеспечивает повышение твердости на 10 – 15%. Обработка молибдена при температурах 400 – 700 °С вызывает образование слабоориентированной (до 1°) ячеистой структуры, что сопровождается дальнейшим ростом прочностных характеристик. Работами Т.Х. Чормонова³ показано, что в результате ультразвуковой обработки чистого алюминия мощными колебаниями удастся повысить плотность дислокаций на три порядка. С увеличением длительности обработки наблюдалось повышение микротвердости от 220 до 500 МПа (рис. 8.1). Наряду с повышением общей плотности дислокаций наблюдалось значительное измельчение блочной структуры.

Проведенные нами эксперименты по анализу изменения твердости алюминия при ультразвуковой обработке во времени (рис. 8.2) с построением зависимостей в обычных (*а*) и логарифмических координатах (*б*) показали, что упрочнение при ультразвуковой обработке начинается не сразу, а после некоторого инкубационного периода.

Это позволяет выразить изменение упрочнения при ультразвуковой обработке в виде выражения:

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp(k \cdot \Delta H),$$

и, соответственно:

³ Чормонов Т.Х. – «Применение ультразвука в производстве и термической обработке сплавов», Вып. 2, М., ЦП НТО МАШПРОМ, 1961, с. 20 – 25.

$$\Delta H = HB_{yz} - HB_0 = \ln \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^{\frac{1}{k}}$$

и:

$$HB_{yz} = HB_0 + \ln \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^{\frac{1}{k}},$$

где: k - коэффициент эффективности обработки, численно равный котангенсу угла наклона прямой упрочнения к оси абсцисс в полулогарифмических координатах; $\Delta H = HB_{yz} - HB_0$ - величина упрочнения при ультразвуковой обработке; HB_0 - твердость материала в исходном состоянии.

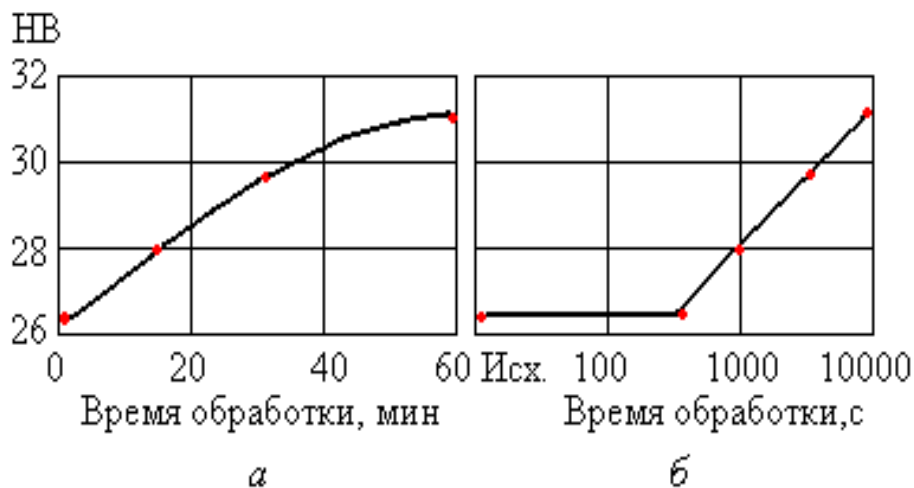


Рисунок 8.2. Влияние длительности озвучивания на твердость (HV) технического алюминия: a – в линейных координатах; b – в полулогарифмических координатах

Величина τ_0 приобретает в этих условиях смысл длительности инкубационного периода, в течение которого упрочнение при ультразвуковой обработке еще не происходит. Очевидно, что это время обработки, необходимое для массового отрыва дислокаций от точек закрепления. Численно он должен зависеть от чистоты металла, его исходного состояния и условий обработки. Построенные по данным ряда авторов графики упрочнения различных материалов при ультразвуковой обработке в различных температурных условиях

показывают (рис. 8.3), что металлы действительно имеют различную способность к упрочнению при ультразвуковой обработке.

Однако длительность инкубационного периода мало различается для разных металлов и режимов обработки, и близка к значению $5 \cdot 10^2$ с. Такая же минимальная длительность обработки требуется, чтобы на внешней полированной поверхности появились линии скольжения, проявляющие себя при металлографическом исследовании.

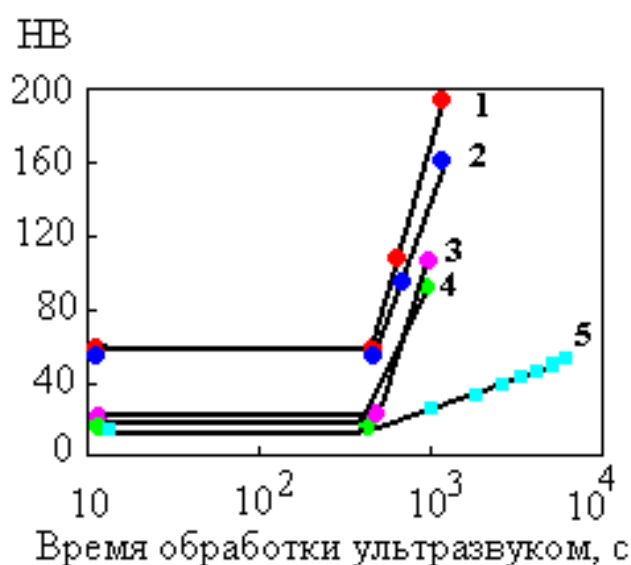


Рисунок 8.3. Влияние длительности озвучивания на микротвердость некоторых металлов: 1 – цинк, озвучивание при 350°C; 2 – цинк, озвучивание при 250°C; 3 – алюминий, озвучивание при 350°C; 4 – алюминий, озвучивание при 250°C; 5 – алюминий высокой чистоты, озвучивание при 20 °C

Это дополнительно подтверждает связь процессов, развивающихся при ультразвуковой обработке, с деформационными явлениями.

Изменение структуры и свойств меди при ультразвуковой обработке принципиально различается при использовании разных температурных интервалов обработки⁴. Установлено, что ультразвуковое воздействие при температуре ниже температуры рекристаллизации вызывает рост плотности дислокаций до уровня насыщения, обусловленного режимом озвучивания и исходного состояния обрабатываемого материала. При этом формируется новая система распределения дислокаций, обладающая меньшей подвижностью, чем исходная, что обеспечивает упрочнение материала.

⁴ Криштал М.А., Головин С.А., Троицкий Н.В. – ФММ, 1973, т.35, № 3, с. 632 – 639.

При ультразвуковой обработке выше температуры рекристаллизации вследствие высокой диффузионной подвижности атомов основного компонента и примесей в объеме зерен эффективная блокировка дислокаций и дислокационных источников оказывается невозможной, в связи с чем, под действием ультразвука происходит интенсивное перемещение дислокаций, их пересечения и аннигиляция. Образующиеся при дислокационных реакциях точечные дефекты диффундируют к стокам, которыми в условиях повышенных температур, в основном, являются границы зерен и субзерен. При этом по границам зерен и иным поверхностям раздела возникают и накапливаются во времени субмикро- и микродефекты, которые при достаточной длительности ультразвуковой обработки образуют макронесплошности в виде отдельных крупных пор и плоских их скопления по площадям границ зерен. Образование таких грубых дефектов может приводить к зарождению и развитию трещин, вызывая разрушение образцов или изделий.

С другой стороны, использование оптимальных режимов высокотемпературной ультразвуковой обработки, не вызывающей еще образования грубых несплошностей, позволяет формировать стабильную дефектную структуру с повышенной плотностью дислокаций и концентрацией неравновесных вакансий. Это позволяет ее использовать в качестве *предварительной ультразвуковой обработки* перед операциями термической и химико-термической обработки, например, с целью ускорения диффузионных процессов при насыщении.

Разновидностью способа⁵ ультразвукового упрочнения является обработка металлов и сплавов ультразвуком при температуре ниже 0 °С. Понижение температуры обработки ниже 0 °С приводит к замедлению или подавлению диффузионных процессов, обусловленных тепловым фактором, что, например, может замедлять выделение частиц избыточных фаз или перераспределение атомов примесей на линии дислокаций. Это способствует уменьшению сопротивления перемещению дислокаций при ультразвуковой обработке. При этом достигается максимальная подвижность дислокаций под действием ультразвуковых волн.

⁵ Авт. Св-во № 273244, Бюлл. изобр. 1970, № 20, с.42

Результатом повышения подвижности дислокаций при низкотемпературной ультразвуковой обработке является увеличение степени ультразвуковой деформации, повышение плотности дефектов кристаллического строения и равномерности их распределения по сечению зерен твердых растворов. При этом сопротивление сдвигу и статический предел текучести растут по сравнению со значениями этих характеристик, получаемых в случае ультразвуковой обработки при более высоких температурах.

Если низкотемпературная ультразвуковая обработка проведена для закаленного сплава, то формирование повышенной плотности дислокаций и их равномерного распределения по объему зерен обеспечивает более интенсивное течение процессов распада пересыщенного твердого раствора после отогрева до комнатной температуры и при последующем нагреве до температур старения. При этом достигается дополнительное упрочнение по сравнению с другими способами ультразвукового воздействия на процессы старения.

Применение низкотемпературной ультразвуковой обработки оказывается эффективным для материалов, которые при температурах ниже 0 °С претерпевают фазовые, в том числе, мартенситные превращения. В этом случае ультразвуковые колебательные напряжения могут способствовать возникновению дополнительных зародышей образующейся фазы, увеличивая объем превращения. С другой стороны, распространение в упругонапряженном материале ультразвуковых волн способствует частичной релаксации упругих напряжений, уменьшая вероятность образования трещин и коробления деталей при обработке холодом.

8.4 Предварительная ультразвуковая обработка

Если металлический материал перед термической или химико-термической обработкой (ХТО) обработать мощными ультразвуковыми колебаниями при повышенных температурах, то при последующей обработке наблюдается ускорение диффузионных процессов. Это было экспериментально установлено на примере анализа роста глубины обезуглероженного слоя образцов из стали У12 при высокотемпературном нагреве в окислительной атмосфере после ультразвуковой обработки, увеличения размера зерна

стали Ст.3 при аналогичном высокотемпературном нагреве, изменения кинетики эвтектоидного распада переохлажденного аустенита в высокоуглеродистых сталях, а также при изучении разнообразных процессов химико-термической обработки. Было показано, что предварительная ультразвуковая обработка может быть использована для существенного сокращения длительности выдержки при насыщении.

Известно положительное влияние предварительной ультразвуковой обработки на формирование диффузионного слоя при борировании, диффузионном хромировании, цементации и нитроцементации. Для разных процессов длительность насыщения для получения одной и той же глубины слоя сокращается в 1,25 – 2,5 раза. По данным Сиговой В.И. износостойкость предварительно озвученных образцов из высокопрочного чугуна после диффузионного хромирования выше, чем контрольных образцов в 2,0 – 2,2 раза для чугунов с ферритной основой и в 1,8 раза – с перлитной основой.

Анализ причин наследственного влияния предварительной ультразвуковой обработки на диффузионные процессы, происходящие при последующих операциях термической и химико-термической обработки, требует обратиться к изучению изменений в тонком кристаллическом строении металлов и сплавов в условиях мощного ультразвукового воздействия.

Главным необратимым последствием воздействия мощных ультразвуковых колебаний на структуру металлов и сплавов является усложнение его тонкого кристаллического строения, в том числе, повышение плотности дислокаций и рост концентрации вакансий. Это связано с тем, что в процессе перемещения линий дислокаций под действием ультразвуковой волны они пересекаются между собой с образованием порогов (ступенек). Ступенька, возникающая на линиях двух пересекающихся винтовых дислокаций, представляет собой короткий отрезок краевой дислокации с единственно возможной плоскостью скольжения, ориентированной таким образом, что ступенька может двигаться только вдоль дислокации, а не вместе с дислокацией. При этом экстраплоскость краевой дислокации должна либо укорачиваться, либо удлиняться. Для этого требуется постоянный приток вакансий или дислоцированных атомов. Если их нет или недостаточно для полной перестройки экстраплоскости, то при «насильственном» перемещении ступеньки вместе с

винтовой дислокацией вслед за ступенькой возникает «хвост» из дислоцированных атомов или вакансий. Возникновение вакансий с энергетической точки зрения происходит легче, поэтому при перемещении пересеченных дислокаций под действием напряжений ультразвуковой волны вместе со ступеньками, обрабатываемый материал насыщается избыточным количеством вакансий. Вакансии и вакансионные образования весьма подвижны в металле, ускоряя развитие диффузионных процессов. Сами вакансии достаточно легко аннигилируют, однако некоторые вакансионные скопления могут оказаться весьма устойчивыми и сохраняться в металле длительное время, в том числе и при последующем технологическом нагреве, где проявляется наследственное влияние ультразвука.

8.5 Термоультразвуковая обработка

Под *термоультразвуковой обработкой* следует понимать такие комбинированные процессы, включающие термическую обработку с ультразвуком, при которых изменения в тонком кристаллическом строении за счет специфического ультразвукового воздействия оказывают влияние на кинетику или механизмы структурных и фазовых превращений, протекающих в металлах и сплавах при термической обработке. К этому классу обработки можно отнести: ультразвуковую гомогенизацию, дорекристаллизационные процессы и рекристаллизационный отжиг, фазовую перекристаллизацию с ультразвуком, отпуск и старение с ультразвуком.

Ультразвуковая гомогенизация

Гомогенизация твердых растворов является составной частью многих структурных превращений в металлических и неметаллических системах. Во многих случаях она определяет кинетику и механизмы этих превращений. Однако наиболее часто понятие гомогенизации связывают с представлениями о выравнивании состава твердого раствора при гомогенизационном отжиге в объемах, соизмеримых с размерами зерен в структуре литых сплавов.

Возбуждение ультразвуковых колебаний в образце литого сплава в процессе гомогенизационного отжига существенно ускоряет выравнивание химического состава по сечению зерен, способствует более полному устранению дендритной ликвации. По данным Новика Ф.С. и др.⁶ при гомогенизационном отжиге сплава алюминия с 3% меди (рис. 8.4) без ультразвукового воздействия и с ультразвуком концентрация легирующего элемента (меди) в объеме зерен непрерывно увеличивается с затуханием, вплоть до полного завершения гомогенизации.

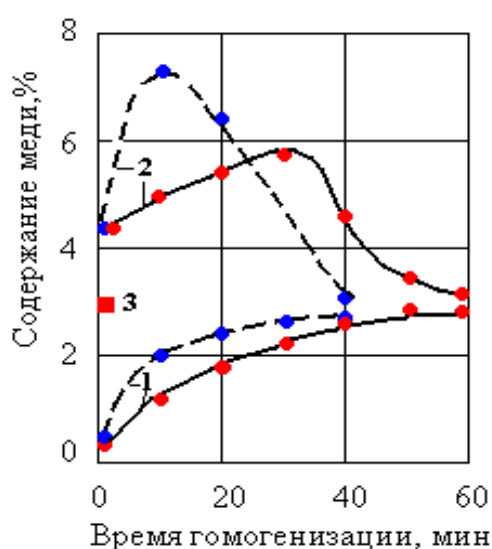


Рисунок 8.4. Влияние ультразвука на гомогенизацию сплава алюминия с 3% меди (Новик Ф.С. и др.): 1 – центр зерна; 2 – периферия зерна; 3 – среднее содержание меди в сплаве. Сплошные линии – гомогенизация без ультразвука, штриховые – с ультразвуком

Ультразвуковые колебания ускоряют достижение равновесной концентрации меди в центре зерна, соответствующей среднему составу сплава. Причем, выравнивание состава наиболее интенсивно протекает в начальный период развития гомогенизации, когда градиент концентрации по сечению зерен оказывается наибольшим.

На периферии зерен концентрация меди в твердом растворе изменяется по кривой с максимумом, что связано с тем, что при сравнительно кратко-

⁶ Ультразвук в машиностроении, вып.2. М.: Изд. ЦНИИПИ, 1969

временном нагреве растворение избыточных фаз, располагающихся на границах зерен, происходит интенсивнее, чем отвод атомов легирующего компонента (меди) от периферии к центру зерен. Ультразвуковые колебания интенсифицируют диффузионные процессы и в периферийных зонах зерен, при этом значительно увеличивается скорость растворения избыточных метастабильных фаз и отвод атомов растворенного вещества к центру зерен. Время полной гомогенизации сплавов в зависимости от их состава сокращается в результате ультразвукового воздействия в 1,5 – 2,0 раза.

Следует, однако, помнить, что гомогенизационный отжиг – это операция первичной термической обработки, выполняемой в крупных садках, в которых возбуждение ультразвуковых колебаний оказывается технически невозможным, поскольку для эффективного воздействия ультразвука требуется контактная передача ультразвуковой энергии свободно колеблющемуся телу. Поэтому, использование ультразвука для воздействия на процессы гомогенизации может оказаться эффективным только в тех случаях, когда другими методами не удастся достичь требуемой степени гомогенизации структуры. Ультразвуковая гомогенизация может оказаться эффективной, например, для устранения грубых неоднородностей в структуре литого быстрорежущего инструмента, где уменьшение гетерогенности структуры является одним из важнейших факторов, определяющих стойкость режущего инструмента. Эффективным может оказаться использование ультразвука для воздействия на процессы гомогенизационного отжига алюминиево-магниевого сплавов, в которых последствия неравновесной кристаллизации при обычном отжиге полностью не устраняются даже после выдержек порядка нескольких сот часов.

Кроме того, необходимо помнить о том, что ускорение гомогенизации под действием ультразвуковых колебаний может сказаться на кинетике фазовых превращений, для которых гомогенизирующая диффузия часто является определяющим звеном в реализации их механизма.

Ультразвуковое воздействие на процессы

возврата и рекристаллизации

Состояние металлических материалов после пластической деформации характеризуется высокой степенью несовершенства структуры, исправление которой обычно достигается с помощью дорекристаллизационного и рекристаллизационного отжига. При этом развиваются процессы, последовательно устраняющие дефекты кристаллического строения, введенные при деформации. Такими процессами являются возврат (отдых и полигонизация), первичная, собирательная и вторичная рекристаллизация.

Возбуждение ультразвуковых колебаний в процессе нагрева деформированного металла может способствовать увеличению подвижности дислокаций, формированию дополнительного числа и созданию условий для возникновения направленных потоков перемещающихся точечных дефектов.

При сравнительно низкой температуре (ниже $0,3 T_{пл}$) под действием ультразвука могут создаваться условия для направленного перемещения потоков точечных дефектов в результате появления градиентов микронапряжений и деформаций в соседних микрообъемах металла в поле действия ультразвуковой волны. При этом не исключается вероятность встречи разноименных или одноименных точечных дефектов (вакансий и дислоцированных атомов), что сопровождается их аннигиляцией или образованием комплексов точечных дефектов (бивакансий, тривакансий и др.). Однако основная часть вакансий и межузельных атомов перемещается к стокам, главным образом, к линиям дислокаций, способствуя их поперечному скольжению и переползанию в соседние плоскости скольжения. Такой процесс вызывает частичную релаксацию упругих напряжений и изменение физических свойств металлов и сплавов.

Развитию процессов возврата при ультразвуковой обработке могут способствовать и тепловые эффекты ультразвукового воздействия. Источниками тепла в этом случае являются микрообъемы металла, содержащие дефекты кристаллического строения (например, дислокации), которые преобразуют энергию колебаний в тепловую энергию, вызывая локальное повыше-

ние температуры. Некоторую роль в процессах возврата может играть и общее повышение температуры образца в результате потерь на внутреннее трение и передачи тепла в объем металла теплопроводностью.

Второй стадией процесса возврата является формирование субзеренного строения внутри деформированного зерна, что происходит за счет активизации перемещения дислокаций в условиях одновременного действия повышенной температуры и ультразвуковых волн. При этом происходит перегруппировка дислокаций с образованием энергетически наиболее выгодной конфигурации их распределения в виде дислокационной сетки. Формирование субзеренной структуры и рост разориентировки субзерен проявляется при рентгеноструктурных исследованиях в форме размытия точечных рефлексов на рентгенограмме в радиальном и азимутальном направлениях.

Во многих случаях формирование субзеренной структуры при ультразвуковой обработке сопровождается повышением эксплуатационных свойств сплавов. В частности, рядом авторов наблюдалось повышение жаропрочности, уменьшение скорости ползучести и даже повышение предела усталости сплавов.

Воздействие ультразвука на процессы рекристаллизации имеет сложный многообразный характер.

На *начальных стадиях первичной рекристаллизации* особое значение имеет способность ультразвуковых волн облегчать перемещение дислокаций, их взаимодействие между собой, что обеспечивает более раннее достижение плотности дислокаций в микролокальных областях металла, требуемой для создания степени разориентировки соседних объемов, достаточной для формирования *зародышевой высокоугловой границы*. Это приводит обычно к снижению температуры начала рекристаллизации и увеличению числа «зародышей рекристаллизации», а, следовательно, к измельчению размера рекристаллизованного зерна.

С другой стороны, если применяемые степени пластической деформации невелики, то воздействие ультразвука, проявляя ту же способность облегчать перемещение дислокаций, будет способствовать формированию субзеренной структуры за счет избыточно введенных при деформации дислока-

ций, что уменьшает их долю, расходуемую на образование рекристаллизованных границ. При этом, наблюдается противоположный эффект влияния ультразвука на начальные стадии рекристаллизации, проявляющийся в повышении температуры начала рекристаллизации, уменьшении числа зародышей рекристаллизации и увеличении размеров рекристаллизованного зерна.

Деформационное воздействие ультразвуковых колебательных напряжений в случае ультразвуковой обработки при температурах выше температурного порога рекристаллизации создает дополнительное количество избыточных дислокаций, которые участвуют в рекристаллизационных процессах аналогично дислокациям, введенным при пластической деформации. Следовательно, если предварительная деформация была проведена со степенями, не превышающими критической, и рекристаллизационные процессы в таком материале невозможны, то дополнительная ультразвуковая обработка может обеспечить развитие рекристаллизации в таком металле. Если ультразвуковая обработка выполнена для металла, продеформированного со средними и высокими степенями, то рекристаллизация может либо ускоряться, либо замедляться в зависимости от характера ультразвукового воздействия на тонкое кристаллическое строение металла (*упрочняющее* либо *релаксационное*). Если ультразвуковая обработка выполняется в течение всего периода рекристаллизационного отжига, то чаще всего в рекристаллизационных процессах участвуют не все избыточные дислокации, введенные при ультразвуковой обработке, в связи с чем, в объемах уже рекристаллизованных «новых» зерен может сохраняться избыточная плотность дислокаций и их повышенная твердость. При этом внутри рекристаллизованных зерен может формироваться субзеренная структура. Рекристаллизация в двухфазных и более сложных сплавах осложняется влиянием ультразвука на развитие диффузионных процессов, лежащих в основе выделения избыточных фаз из твердых растворов и других видов фазовой перекристаллизации, параллельно протекающих при рекристаллизационных видах отжига.

Результаты исследований ультразвукового отжига сплава АМг5 (рис. 8.5) свидетельствуют о том, что ультразвуковое воздействие сдвигает эффекты разупрочнения в направлении более высоких температур и длительностей

выдержки при отжиге, сохраняет на более высоком уровне значения прочностных свойств сплава, как при комнатной, так и при повышенных температурах испытания.

Исследованием микроструктуры сплавов, предварительно прошедших термоультразвуковой отжиг, показано, что после дополнительного нагрева в зернах твердого раствора образуется сетка избыточной фазы, обусловленная перераспределением атомов легирующих элементов к субзеренным малоугловым границам, сформировавшимся в результате ультразвукового воздействия на структуру основного твердого раствора при рекристаллизации. Сетка избыточных фаз играет роль каркаса в процессе высокотемпературных испытаний, препятствуя межзеренному проскальзыванию, что повышает жаропрочность сплавов. Повышение температуры испытания до предельно высоких значений приводит к растворению сетки избыточных фаз, уменьшая характеристики жаропрочности.

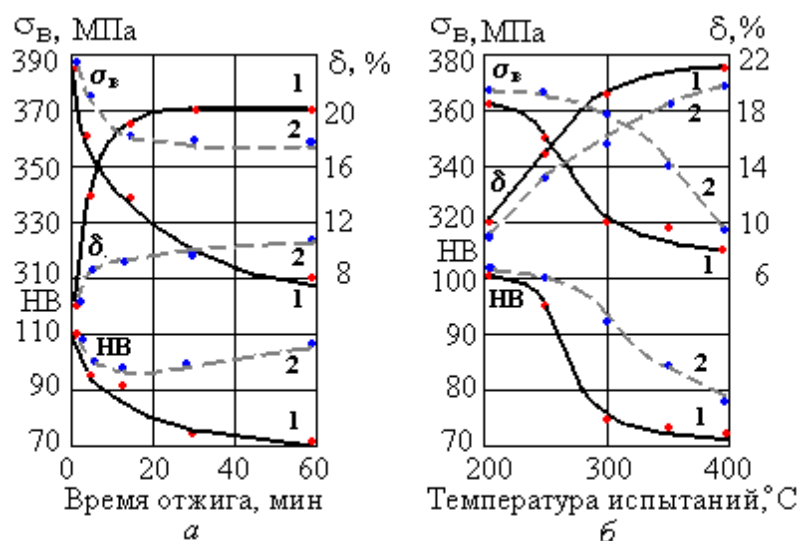


Рисунок 8.5. Влияние ультразвукового отжига на свойства сплава АМг5В: испытания: а – при комнатной температуре; б – при повышенных температурах; отжиг: 1 – без ультразвука; 2 – с ультразвуком

На стадии собирательной и вторичной рекристаллизации большую роль в развитии рекристаллизационных процессов и влиянии на нее ультра-

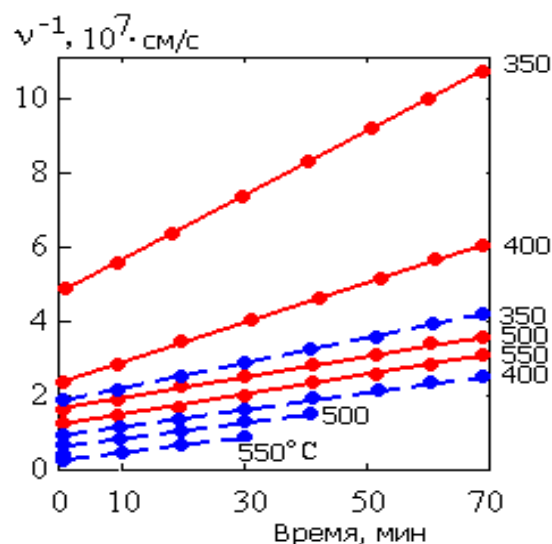
звуковых колебаний играет свойство подвижности рекристаллизованных высокоугловых границ. Экспериментально показано, что в условиях ультразвукового воздействия на процессы отжига скорость миграции границ выше, чем в аналогичных условиях без использования ультразвука. С повышением температуры отжига увеличивается скорость миграции, с увеличением времени выдержки при отжиге скорость миграции границ непрерывно уменьшается. Изменение обратной величины скорости миграции во времени отображается линейной зависимостью (рис. 8.6), аналитически описываемой уравнением:

$$v^{-1} = v_0^{-1} + K \cdot \tau,$$

где: v_0 – начальная скорость миграции границы;

K – коэффициент потерь, характеризующий затухание миграции границы во времени.

Рисунок 8.6. Зависимость обратной величины скорости миграции v^{-1} от времени миграции и температуры обработки (Цифры у кривых – температура обработки, °C): сплошные линии – без ультразвукового воздействия, штриховые – с ультразвуком



Начальная скорость миграции границы определяется технологическими параметрами процесса: температурой и уровнем ультразвуковых напряжений. Величина K является функцией температуры. Она уменьшается с повышением температуры, при этом достигая некоторого минимального значения. Для алюминия это температуры порядка 400 – 500 °C.

Анализ структурных изменений в алюминии при высокотемпературной ультразвуковой обработке показывает, что до температур порядка 350 °С ультразвуковые колебания способствуют накоплению дополнительного числа дефектов кристаллического строения в объеме зерен, сохранению в рекристаллизованном зерне большей степени несовершенства кристаллического строения. Это объясняется тем, что при совместном действии температуры и ультразвуковых колебательных напряжений параллельно с процессами рекристаллизации происходит дополнительная ультразвуковая дислокационная деформация новых рекристаллизованных зерен. Это обычно сопровождается получением более высокой твердости на образцах, прошедших термоультразвуковой отжиг, по сравнению с отжигом без ультразвука.

При высокой температуре (в нашем случае выше 400 – 500 °С) достигнуть повышенной плотности дислокаций в объеме зерен не удастся, т.к. образующиеся дополнительные дислокации сравнительно легко пересекают сечение зерен при движении под действием ультразвуковой волны, взаимодействуя между собой и границами зерен. Эти процессы приводят к образованию большого числа точечных дефектов в объеме зерна и формированию сравнительно сложной структуры границы. При этом может происходить либо исчезновение отдельных нестабильных границ по механизму вторичной рекристаллизации, либо проскальзывание по границам и, наконец, межзеренное разрушение.

Наиболее вероятный механизм межзеренного разрушения может быть связан со стоком на границы зерен избыточных точечных дефектов (вакансий), скопление которых приводит к образованию сначала отдельных пор, а затем к их слиянию в плоские протяженные несплошности вдоль границ. Нами наблюдалось⁷ самопроизвольное разрушение по границам зерен чистого крупнокристаллического алюминия в результате высокотемпературной ультразвуковой обработки.

Влияние ультразвука на процессы фазовой перекристаллизации

⁷ Биронт В.С. Применение ультразвука при термической обработке металлов. М.: Металлургия, 1977. – 168 с

Использование ультразвука для воздействия на *фазовые превращения* в металлах и сплавах всегда связано с влиянием ультразвуковых колебательных напряжений как непосредственно на процесс зарождения и роста кристаллов новой фазы, так и на сопутствующие этому превращению деформационные и рекристаллизационные явления. Кроме того, кинетика развития фазовой перекристаллизации во многом определяется ускоряющим влиянием ультразвука на диффузионные процессы, лежащие в основе механизмов изучаемых превращений.

Исследования влияния ультразвука на аустенитное превращение, при котором ультразвуковые колебания возбуждали при непрерывном нагреве от 650 °С до температуры аустенизации и последующей выдержке в течение 30 мин, показали, что главным результатом воздействия ультразвука становится *усиленный рост аустенитного зерна* по сравнению с таким же режимом нагрева без ультразвукового воздействия. Закалочное охлаждение стали в воде после такого нагрева с ультразвуком приводит к получению грубоиглочатого мартенсита. Медленное охлаждение стали 45 после нагрева ее с ультразвуком приводит к образованию выделений феррита по границам зерен и огрублению феррито-цементитной смеси.

Воздействие ультразвука на сталь при охлаждении увеличивает количество выделений феррита в доэвтектоидной стали, обеспечивает его более равномерное распределение в структуре. Ультразвуковое воздействие при охлаждении на воздухе доэвтектоидной стали способствует также получению более высокой степени дисперсности эвтектоидных колоний перлита. Степень влияния ультразвука зависит от мощности вводимых ультразвуковых волн.

Исследование влияния ультразвука на изотермический распад аустенита в сталях 30ХГСА и 30ХГСНА показало, что поведение сталей, содержащих никель и без него, различно. В безникелевых сталях ультразвуковые колебания в *перлитной области* степеней переохлаждения ускоряют распад аустенита, а в никельсодержащих, наоборот, замедляют его. В *области верхнего бейнита* ультразвуковые колебания ускоряют кинетику превращения переохлажденного аустенита как в безникелевых, так и в никельсодержащих сталях. В *области нижнего бейнита* промежуточное превращение ускоряет-

ся в никельсодержащих сталях, а в безникелевых – замедляется. Сложная зависимость влияния ультразвука на процессы распада аустенита объясняется тем, что ультразвуковое воздействие сказывается не только на диффузионные процессы, лежащие в основе процессов распада, но и на сопутствующие явления, изменяющие тонкое кристаллическое строение фаз и уровень напряженного состояния в области формирующихся межфазных границ.

В заэвтектоидных сталях обнаружено ускоряющее влияние ультразвуковых колебаний на процессы *сфероидизации карбидов*. Известны результаты работ по использованию ультразвукового воздействия для ускорения процессов *графитизации цементита* в белом чугуна при получении ковкого чугуна. По сведениям ряда исследователей графитизация цементита ускоряется в 4 – 5 раз. Под действием ультразвука графитизацию наблюдали в заэвтектоидной углеродистой стали, а также в высококремнистых сталях типа 60С2.

Влияние ультразвука на *кинетику изотермического распада* переохлажденного твердого раствора в алюминиевых сплавах типа Д16 в основном выражается в изменении положения линий диаграмм изотермического распада в сторону более высоких температур и смещения максимума упрочнения при дисперсионном твердении в направлении меньших выдержек. При этом практически во всех температурных интервалах сокращается период фазового превращения. Инкубационный период увеличивается в области больших степеней переохлаждения (наиболее низких температур изотермического распада), при которых реализуется распад с образованием зон Гинье-Престона и метастабильных фаз, и уменьшается при наиболее высоких температурах, при которых происходит выделение и коагуляция равновесных фазовых составляющих. Увеличение инкубационного периода при низких температурах обработки не означает роста общей длительности превращения. Общая длительность изотермической выдержки, необходимой для достижения максимума твердости при данной температуре сокращается при воздействии ультразвуковых колебаний в 2 – 5 раз. Такое сокращение изотермической выдержки за счет воздействия ультразвука достигается благодаря сокращению периода фазового превращения, протекающего как при низких, так и при высоких температурах.

Ускорение развития фазового превращения наиболее сильно проявляется в тех системах, где имеются готовые зародыши новой фазы. Вероятно, в этом случае реализуется и ускорение гомогенизации твердого раствора вблизи растущих частиц новой фазы, и ускорение миграции границы, и другие ускоряющие факторы ультразвукового воздействия. Структура сплавов, претерпевающих фазовую перекристаллизацию с ультразвуком, обычно бывает дисперснее, чем в аналогичных случаях без ультразвукового воздействия.

Отпуск и старение с ультразвуком

Отпуск и старение по своей природе представляют собой процессы фазовой перекристаллизации, при которой происходит распад переохлажденного до комнатной температуры пересыщенного твердого раствора, полученного в результате закалки. Практически во всех работах, освещающих влияние ультразвука на развитие процессов старения и отпуска, показано интенсифицирующее влияние ультразвуковых колебаний, вследствие чего меняется кинетика распада твердых растворов и значения текущего упрочнения в широком интервале температур и длительностей озвучивания сплавов.

Первые исследования по выявлению влияния ультразвуковых колебаний на процессы старения и отпуска были проведены на деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавах. Образцы из сплавов типа дуралюмин, обработанные и не обработанные ультразвуком, получили равное упрочнение за 0,7 – 1,5 и 60 – 90 ч соответственно. При проведении данной серии экспериментов не было проведено разделения вклада специфического ультразвукового воздействия на процессы распада, и повышения температуры образцов при выделении в них энергии ультразвуковых колебаний, в ускорение превращений, протекающих при старении. В этой связи в дальнейших работах по изучению процессов старения с ультразвуком были поставлены специальные эксперименты по уточнению роли теплового фактора ультразвукового воздействия и непосредственного влияния ультразвуковых колебательных напряжений на развитие процессов распада.

Было показано, что в общем эффекте ускорения процессов старения доля влияния теплового фактора имеет место. Однако даже само тепловое воздействие при ультразвуковом старении имеет свою специфику. Важнейшее влияние теплового фактора на процессы распада при старении имеет не общее повышение температуры образца, а локальное выделение тепловой энергии в микрообъемах при поглощении энергии звуковой волны отдельными дислокациями за счет потерь на внутреннее трение.

Основным же фактором, определяющим ускорение процессов распада, становится усложнение тонкого кристаллического строения твердого раствора за счет микродеформационных процессов, развивающихся в объеме металла при возбуждении ультразвуковых волн. Возникающие при этом колебательные напряжения вызывают отрыв слабозакрепленных дислокаций от точек закрепления, их активное перемещение, завершающееся увеличением плотности дислокаций, образованием относительно неподвижных ступенек при их пересечениях, перемещение таких ступенек под действием напряжений, что сопровождается генерированием «хвостов» избыточных вакансий и формированием объемных дислокационных сеток и субзеренного строения твердого раствора. А.В. Кулеминым было показано, что ускорение процессов распада обусловлено увеличением концентрации вакансий в твердом растворе при ультразвуковом воздействии.

Нашими экспериментами по ультразвуковому старению сплава Д1 установлено, что эффективное воздействие ультразвука на механические свойства и ускорение процессов старения достигается лишь в том случае, если при распространении звуковой волны по сечению пересыщенного твердого раствора создается повышенная плотность дислокаций и сложное дислокационное строение твердого раствора. Каждая из линий дислокаций и другие дефекты кристаллического строения, будучи равномерно распределенными по сечению твердого раствора способствуют образованию зон Гинье-Престона и зародышей метастабильной фазы, эффективно упрочняющих сплав. В том случае, если при ультразвуковой обработке закаленного сплава обеспечиваются возможности очень легкого перемещения дислокаций, то они при своем перемещении беспрепятственно пересекают сечение зерен на всей его протяженности, поглощаются границами, не усложняя строения

внутри зерен. В таком случае распад происходит преимущественно с выделением избыточной фазы в виде сетки по границам, охрупчивая сплав. В таком состоянии материал характеризуется одновременно низкими значениями предела прочности, предела текучести и пластических характеристик.

Исследования процессов старения, выполненные на примере алюминиевых сплавов, были экспериментально подтверждены при разработке технологии ультразвукового старения никелевых сплавов. Сплав типа нимоник (ЭИ-437) после закалки с температуры 1080 °С подвергали старению при температурах 700 и 750 °С. Было показано, что ультразвук сокращает требуемое время старения в два раза. Повышение температуры старения до 750 °С по сравнению со стандартным режимом старения при 700 °С сокращает требуемое время старения в четыре раза. При этом более высокая температура старения может быть использована без опасения перестаривания сплава, тогда как без ультразвука старение при повышенных температурах не гарантирует получения заданных свойств.

При изучении процессов старения никелевых сплавов было показано, что эффективное влияние ультразвуковых колебаний может быть достигнуто только при достаточной интенсивности ультразвука. Согласно А.В. Кулеми-ну, амплитуда ультразвуковой волны должна превышать некоторое пороговое значение, ниже которого дислокации совершают лишь упругое обратимое колебательное перемещение, а отрыв дислокаций от точек закрепления и их необратимое перемещение оказывается невозможным. При превышении порогового значения амплитуды колебаний происходит резкое увеличение подвижности дислокаций, в результате чего может образоваться сложная дислокационная структура зерен. Это увеличивает число потенциальных мест образования зародышей новой фазы, обеспечивая дополнительное упрочнение.

Влияние ультразвука на процессы отпуска сталей качественно аналогично рассмотренным результатам по старению. Экспериментально показано во многих работах, что ультразвуковое воздействие при низкотемпературном отпуске стали обеспечивает более раннее и полное снятие внутренних закалочных напряжений, повышает степень стабилизации структуры и размеров деталей. В то же время, при низкотемпературном отпуске с ультразвуком до

более высоких температур нагрева сдвигаются процессы разупрочнения, в связи с чем при низкотемпературном и среднем отпуске с ультразвуком твердость стали сохраняется на 1 – 7 единиц по Роквеллу более высокой, чем при отпуске без ультразвука и несколько более высокая ударная вязкость. При высокотемпературном отпуске воздействие ультразвука способствует более интенсивному разупрочнению стали, что связывают с ускоряющим влиянием ультразвуковых колебаний на коагуляцию карбидов, которая имеет преимущественно диффузионную природу процессов. При отпуске закаленной быстрорежущей стали ультразвуковые колебания воздействуют на все превращения, протекающие в широком интервале температур: распад мартенсита, превращение остаточного аустенита и карбидообразование (выделение, рост и коагуляция карбидов). Для быстрорежущей стали Р18 показано, что в интервале температур до 550 °С кривая изменения твердости при термоультразвуковом отпуске расположена ниже, чем при обычном отпуске (рис. 8.7).

При более высокой температуре кривая изменения твердости, соответствующая термоультразвуковому отпуску расположена выше, чем при обычном отпуске и смещена вправо (к более высоким температурам). При температурах 550 – 610 °С наблюдается резкое повышение твердости стали и максимум при 600 – 610 °С при абсолютном его значении 65 – 66 единиц HRC. При отпуске без ультразвука аналогичный максимум (63 – 65 HRC) наблюдается при температуре 560 °С. Таким образом, применение ультразвука при отпуске быстрорежущей стали вызывает повышение оптимальной температуры отпуска от 560 до 600 – 610 °С с одновременным повышением максимума получаемой твердости. Применение ультразвука при отпуске быстрорежущей стали позволяет сократить число многократных отпусков на один.

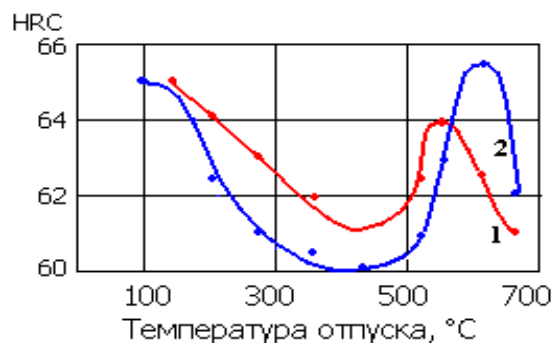


Рисунок 8.7. Твердость стали Р18 в зависимости от температуры обычного (1) и термоультразвукового (2) отпуска

Использование в технологии термоультразвукового отпуска быстрорежущей стали увеличивает ее режущую стойкость за счет одновременного увеличения абразивной износостойкости, красностойкости и прочности стали.

8.6 Применение ультразвука для воздействия на жидкие технологические среды

Распространение ультразвуковых волн в жидких средах сопровождается возникновением в них эффектов *ультразвуковой кавитации* и *звукового ветра*. Эти явления могут быть эффективно использованы для воздействия на теплообменные процессы при закалочном охлаждении, а также на массообмен в жидких химически активных средах в процессе химико-термической обработки.

Применение ультразвука при закалке

Процессы закалки в ультразвуковом поле представляют интерес в связи с тем, что ультразвуковые колебания позволяют воздействовать на важнейший этап закалки – охлаждение, определяющее, в конечном счете, структуру и свойства закаленного изделия. Возбуждение ультразвуковых колебаний в охлаждающей жидкой среде, как правило, разрушает «паровую рубашку», образующуюся вокруг охлаждаемого изделия на *стадии пленочного кипения*,

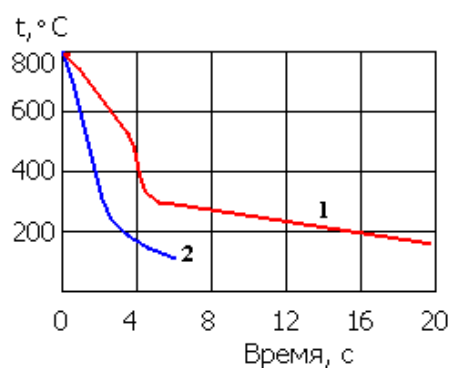
и стабилизирует охлаждение *на стадии пузырьчатого кипения*. При этом значительно повышается скорость охлаждения при наиболее высоких температурах поверхности изделия и увеличивается равномерность охлаждения.

При кавитации в жидкости под влиянием высоких разрывающих напряжений происходит образование пустотных пузырьков за первый полупериод колебаний и смыкание их в последующее мгновение. Этот процесс сопровождается возникновением микрогидравлических ударов, концентрирующих в микролокальных объемах жидкости давления, достигающие значений сотен атмосфер. Такие микрогидравлические удары, с частотой порядка 20000 раз в секунду, разрушают газопаровую пленку вокруг охлаждаемой детали, обеспечивая свободный доступ охлаждающей жидкости к ее поверхности. Звуковой ветер осуществляет макроперемешивание жидкости, уменьшая ее температуру вблизи охлаждаемой поверхности. В качестве иллюстрации рассмотренных процессов можно привести результаты исследований (рис. 8.8), выполненных К.М. Погодиной-Алексеевой и др., из которых видно, что при охлаждении серебряного образца цилиндрической формы в масле без ультразвука на кривой имеются периоды пленочного и пузырьчатого кипения, а также конвективного теплоотвода.

При охлаждении с ультразвуком паромасляная пленка, вероятно, быстро разрушается и пленочного кипения не наблюдается. Пузырчатое кипение приводит сразу к интенсивному охлаждению во всем интервале температур. Максимум скорости охлаждения сдвигается в сторону более высоких температур, что особенно важно, поскольку позволяет эффективно подавлять развитие диффузионного распада аустенита в области его минимальной устойчивости.

Известны сведения об увеличении прокаливаемости углеродистой стали 45 при закалочном охлаждении в масле, и повышение поверхностной твердости стали после закалки. Увеличение равномерности охлаждения уменьшает уровень возникающих закалочных напряжений. Экспериментально было показано уменьшение коробления сверл из стали Р18 диаметром 2,5 мм и длиной 50 мм после закалки в масле с возбуждением в нем ультразвуковых колебаний. Результаты по кривизне сверл в данном случае были близки к результатам их бездеформационной изотермической закалки.

Рисунок 8.8. Влияние ультразвуковых колебаний на охлаждающую способность масла: 1 – без ультразвука; 2 – с ультразвуком



Известно применение ультразвука для предварительной обработки закалочных сред, в качестве которых оказывается возможным использовать жидкостные эмульсии, например, водомасляные или эмульсии водного раствора поваренной соли с трансформаторным маслом. Ультразвуковая обработка эмульсий позволяет повысить дисперсность частиц, увеличивая их устойчивую и охлаждающую способность. Закалка в эмульсии поваренной соли с маслом, обработанной предварительно ультразвуком, обеспечивает получение поверхностной твердости стали У8 HRC 63 – 67, тогда как после закалки в воде твердость ее составляет HRC 62 – 65.

Применение ультразвука для воздействия на жидкие среды при химико-термической обработке

Главным фактором ультразвукового воздействия на процессы химико-термической обработки является кавитация в жидкости. В связи с возникновением на поверхности изделия под действием ультразвуковой волны кавитационных очагов возникают местные гидродинамические потоки вихревого характера. Скорость этих потоков может достигать нескольких метров в секунду. Под действием звукового ветра и вихревых микропотоков происходит интенсивное перемешивание жидкости, принципиально отличающееся от любых других видов перемешивания. Гидродинамические микропотоки, возникающие на границе жидкость – твердое тело, уменьшают толщину лами-

нарного слоя у этой границы, и способствуют более интенсивному диффузионному обмену в жидкости активными атомами насыщающего вещества, а также улучшению условий адсорбирования этих атомов поверхностью насыщающего изделия. Улучшение адсорбирования объясняют влиянием электризации поверхности изделия под действием кавитации, что реализуется при нарушении *«двойного заряженного слоя»* поверхности.

Кроме рассмотренного улучшения условий адсорбирования за счет электрических факторов на поверхности, ультразвуковые колебания обеспечивают непрерывную очистку поверхности от пленок и загрязнений, образующихся в ванне при химико-термической обработке и препятствующих процессам насыщения. Однако такое воздействие может разрушать не только загрязнения, но и образующиеся пленки адсорбированного вещества или непрочны связанных с основой первых пленок покрытия, в связи с чем, условия ведения процесса могут ухудшаться. Учитывая эти особенности ультразвукового воздействия, при отработке режимов насыщения следует оптимизировать режимы в каждом конкретном случае, устанавливая наиболее приемлемые способы и интенсивность ультразвукового воздействия и температурно-временные режимы обработки, которые могут оказаться отличными от режимов, отработанных для насыщения без ультразвука.

Наряду с влиянием ультразвука на объем жидкой ванны, и состояние границы жидкость – твердое тело, положительное влияние ультразвука на процессы насыщения может быть связан и с влиянием ультразвука непосредственно на структурное состояние поверхностных слоев насыщаемого изделия и, особенно, на его тонкое кристаллическое строение. Это воздействие может носить упрочняющий характер в связи с повышением плотности дислокаций в слое и переходной зоне, а также релаксационный, снижающий уровень внутренних напряжений, уменьшая опасность разрушения. Введение повышенной плотности дислокаций и избыточной концентрации вакансий в слое непосредственно при насыщении с ультразвуком увеличивает скорость диффузии, уменьшая длительность формирования слоя при химико-термической обработке.

КОНТРОЛЬНЫЕ ЗАДАНИЯ И ЗАДАЧИ

Раздел: Химико-термическая обработка

1. Известно, что оптимальным условием развития любых видов химико-термической обработки является равенство скоростей процессов, протекающих во внешней химически активной среде, на поверхности изделия и диффузионных процессов внутри формирующегося слоя. Объясните, почему при газовой цементации иногда происходит образование толстого слоя сажи в пространстве между деталями.

2. Известно, что оптимальным условием развития любых видов химико-термической обработки является равенство скоростей процессов, протекающих во внешней химически активной среде, на поверхности изделия и диффузионных процессов внутри формирующегося слоя. Поясните, как скажется на концентрации насыщающего вещества в поверхностной зоне слоя повышение температуры процесса, если на превращения во внешней среде влияние этого повышения температуры окажется незначительным.

3. Известно, что оптимальным условием развития любых видов химико-термической обработки является равенство скоростей процессов, протекающих во внешней химически активной среде, на поверхности изделия и диффузионных процессов внутри формирующегося слоя. Поясните, что произойдет, если процессы, протекающие во внешней химически активной среде, будут развиваться со скоростями, значительно опережающими степень поглощения поверхностью атомов насыщающего вещества.

4. Известно, что оптимальным условием развития любых видов химико-термической обработки является равенство скоростей процессов, протекающих во внешней химически активной среде, на поверхности изделия и диффузионных процессов внутри формирующегося слоя. Как скажется на концентрации углерода в поверхностной зоне цементованного слоя (например, при цементации в твердом карбюризаторе) появление во внешней среде избыточного количества кислорода?

5. При насыщении изделия из вещества А веществом В при температуре 0,5 Тпл. получен слой 0,1 мм после выдержки 1 час. Как изменить режим обработки для получения слоя глубиной 1,0мм?

6. При насыщении изделия вещества А веществом В при температуре 0,95Тпл. получен слой глубиной 0,9 мм после выдержки 10 час. Как изменить режим обработки для получения слоя 1,0 - 1,1 мм?

7. При цементации шестерни из стали 20Х получено крупнозернистое строение в сердцевине при глубине полученного цементованного слоя 0,2 мм. Укажите, при каких температурах проводилась цементация и, что необходимо провести для исправления полученного дефекта?

8. При цементации стали 20X получена «цементитная сетка». Что это за дефект? Почему он образуется? Как исправить структуру такой стали?

9. После цементации малоуглеродистой стали 20 получен слой, состоящий из заэвтектоидной зоны глубиной 0,2 мм, эвтектоидной - 0,4 мм, доэвтектоидной - 0,4 мм. Определите глубину цементованного слоя. Приведите арифметику расчета и соответствующие пояснения.

10. Два образца одинакового размера и, изготовленные из одной и той же стали, после цементации по одинаковому режиму охлаждались по двум вариантам: 1-й на воздухе; 2-й упакованным в карбюризаторе вместе с ящиком. Если общая глубина слоя оказалась одинаковой, то в каком из образцов будет шире эвтектоидная (заэвтектоидная, переходная доэвтектоидная) зона?

11. Наследственно мелкозернистая сталь 18ХГТ после цементации подвергалась непосредственной закалке с подстуживанием. Нарисуйте график упрочняющей термической обработки для этого случая и кратко охарактеризуйте структуру слоя, а также преимущества и недостатки такой обработки.

12. Наследственно мелкозернистая сталь 18ХГТ после цементации подвергалась непосредственной ступенчатой закалке с подстуживанием. Нарисуйте график упрочняющей термической обработки для этого случая и кратко охарактеризуйте структуру слоя, а также преимущества и недостатки такой обработки.

13. Наследственно крупнозернистая сталь 20 после цементации в твердом карбюризаторе охлаждалась вместе с цементационными ящиками до комнатной температуры. Нарисуйте график упрочняющей термической обработки для этого случая и кратко охарактеризуйте структуру слоя, а также преимущества и недостатки такой обработки.

14. Наследственно крупнозернистая сталь 20X после цементации в твердом карбюризаторе охлаждалась вместе с цементационными ящиками до комнатной температуры. Нарисуйте график упрочняющей термической обработки, обеспечивающей измельчение зерна сердцевины детали и высокую износостойкость поверхности. Кратко охарактеризуйте структуру слоя, а также преимущества и недостатки такой обработки.

15. Назначьте технологию азотирования стали 10 для повышения коррозионной стойкости. Представьте строение получаемого слоя.

16. Назначьте режим азотирования стали 38ХМЮА для повышения износостойкости. Какова структура слоя после такого азотирования?

17. При азотировании стального изделия получен слой с повышенной хрупкостью поверхностной зоны. Каково строение этой зоны и как исправить этот дефект?

18. Техническими требованиями на изделие предусматривается получение твердости диффузионно хромированного слоя выше 13000 МПа. Какое изменение технологии диффузионного хромирования необходимо произвести для повышения твердости и износостойкости слоя?

Раздел: Деформационно-термическая обработка

1. Что понимается под процессом НМТО? Для чего применяется такая обработка? Какие материалы обрабатываются таким способом?
2. Заготовка из стали 45 после предварительной горячей деформации при 1200 °С подстуживалась до 850 – 880 °С, пластически деформировалась при этих температурах на 80%, далее выдерживалась при этих же температурах несколько минут, а затем охлаждалась в воде, с последующим высоким отпуском. Является ли такая технология деформационно-термической обработкой? Какие структурные превращения происходят при указанных технологических переходах, и как они сказываются на свойствах стали?
3. Крючки, поддерживающие нить накала в лампочках накаливания, изготовлены из технически чистого никеля. Назначьте технологию деформационно-термической обработки проволоки из технически чистого никеля, уменьшающую скорость ползучести. Как будет называться такая технология и какое явление структурообразования лежит в ее основе?
4. Заготовка из стали 38ХС после нагрева до 880 °С, выдержки при этой температуре, охлаждена в щелочной ванне до температуры 400 °С и при этой температуре подвергнута прокатке со степенью 50%, с последующим охлаждением в масле. Как называется такая обработка, и какие предположительно свойства будут получены? Каковы причины такого изменения свойств?
5. После закалки и старения прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов В95 предел текучести на 15 – 20 МПа более высокий, чем на полуфабрикатах этого же сплава после закалки и старения, но полученных методом горячей прокатки. Каковы причины этого явления? Как называется этот эффект?
6. Назначьте режим ВТМО (нарисуйте график температурно-временных параметров в координатах изотермической диаграммы стали). Как влияет ВТМО на свойства стали? Каковы причины такого изменения свойств?
7. Изделие из жаропрочного алюминиевого сплава типа АК4-1 (поршень) должно обладать малой скоростью ползучести. Возможности традиционной технологии использованы полностью. Назначьте способ деформационно-термической обработки для решения данной задачи. Какое явление лежит в ее основе?
8. При ДТО стали 45 деформацию со степенью 50% проводили при 850 °С с немедленным охлаждением в воде и низким отпуском. Получено временное сопротивление разрыву 2500 МПа при относительном удлинении 8%. Как называется такая обработка, каковы причины повышения мех. свойств по сравнению с обычной термообработкой (закалка + отпуск)?

Министерство образования и науки Российской Федерации
ФГОУ ВПО «СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Институт цветных металлов и золота

В.С.БИРОНТ

Теория термической обработки металлов

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И РАСЧЕТЫ

Рекомендовано Учебно-методическим
объединением по образованию в области
металлургии в качестве учебного пособия
для студентов высших учебных заведений,
обучающихся по специальности 110500
«Металловедение и термическая обработка
металлов»

Красноярск, 2007

УДК 621.785'669.1/89

Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. –Теплофизические
основы и расчеты: Учеб. пособие / СФУ: ИЦМиЗ. – Красноярск, 2007. – 139 с.

Изложены теплофизические основы процессов термической обработки металлов и сплавов. Описаны математические модели процессов нагрева и охлаждения как основных технологических операций термической обработки. Предложены методы решения технологических задач термообработки на основе теплофизических расчетов с применением компьютерной техники. Представлено программное обеспечение для расчетов и моделирования сложных технологических процессов, а также для изучения структурных изменений в обрабатываемых материалах и распределения внутренних напряжений.

Для студентов бакалаврского уровня образования, специализирующихся по металловедению и термической обработке металлов (150105), и может быть полезным для студентов общего направления 150100 – «Металлургия», в том числе специализирующихся по литейному производству, обработке металлов давлением, композиционным и порошковым материалам.

© В.С. Биронт, 2007

Б ----- © ФГОУ ВПО «Сибирский федеральный университет» Институт цветных металлов и золота, 2007

ПРЕДИСЛОВИЕ

Написанию настоящей книги предшествовали учебные пособия по теории термической обработки металлов: "Отжиг", "Закалка, старение и отпуск", "Комбинированные методы", в которых были рассмотрены теоретические основы технологии термической обработки металлов и сплавов. Предлагаемая вниманию читателя книга является продолжением указанных выше учебных пособий. В ней рассматриваются теплофизические аспекты операций термической обработки, в их многообразии, в зависимости от применяемых методов нагрева и охлаждения, видов нагревающих и охлаждающих сред и ряда других факторов.

В работе приведены сведения об основных теплофизических характеристиках металлов и сплавов в объеме, необходимом для выполнения технологических расчетов и моделирования превращений с помощью инструментальных программных средств, разработанных специально для этих целей. Эти расчеты позволяют оптимальным образом построить технологическую схему термической обработки и определить характер структурных превращений, протекающих при конкретных условиях нагрева, либо охлаждения. Даны математические методы описания процессов нагрева и охлаждения, предложены новые методы расчетов процессов теплообмена на поверхности нагреваемых и охлаждаемых изделий в условиях действия различных механизмов теплообмена.

Данное учебное пособие написано в соответствии с современными требованиями государственного образовательного стандарта к выпускникам высших учебных заведений по специальности металловедение и термическая обработка металлов. Оно необходимо для изучения факультативного курса "Теплофизика термообработки", который автор читал в течение ряда лет на кафедре "Металловедение и термическая обработка металлов" Института цветных металлов и золота Сибирского федерального университета. При подготовке книги использованы результаты фундаментальных и прикладных научно-исследовательских работ, выполненных на указанной кафедре.

Глава 1

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Понятие термической обработки металлов и сплавов неразрывно связано с необходимостью выполнения операций теплообмена между нагреваемым (охлаждаемым) изделием и внешней средой.

При этом часть передаваемой тепловой энергии от среды обрабатываемому твердому телу при нагреве, или от изделия внешней среде при охлаждении, переходит в соответствующем направлении, изменяя температуру изделия и среды. Другая часть энергии расходуется на совершение работы, т.е. осуществление процессов, требующих затраты энергии. Такими процессами являются фазовые (структурные) превращения внутри обрабатываемого твердого тела, изменение агрегатного состояния внешней среды (например, испарение и кипение жидкости). Энергия также затрачивается на совершение механической работы во внешней среде, связанной с ее перемещением (создание самопроизвольных конвективных потоков) и для осуществления иных процессов на границе раздела сред.

Все рассматриваемые процессы теплообмена развиваются в соответствии с основополагающими законами термодинамики.

1.1. Первый закон термодинамики

Первый закон термодинамики представляет собой закон сохранения энергии. В процессе теплообмена происходит изменение внутренней энергии системы на величину ΔE :

$$\Delta E = Q - W,$$

где Q - количество теплоты, полученной системой, W - работа, произведенная системой. Это уравнение целесообразно рассматривать также в виде

$$Q = \Delta E + W.$$

Теплота, получаемая телом из внешней среды при нагреве, либо отдаваемая им во внешнюю среду при охлаждении, затрачивается как на изменение температуры тела, так и на совершение работы. При этом температура тела является характеристикой, определяющей его энтальпию, а работа включает те ее виды, которые обеспечивают изменение структурного состояния вещества внутри тела и развитие физико-механических процессов во внешней среде (испарение, кипение жидкости, механические конвективные потоки и др.).

1.2. Второй закон термодинамики

Второй закон термодинамики определяет направление передачи тепла в замкнутой системе. Он говорит о том, что в самопроизвольно протекающих процессах теплота всегда переходит *от более горячего тела к более холодному*, и никогда – в обратном направлении.

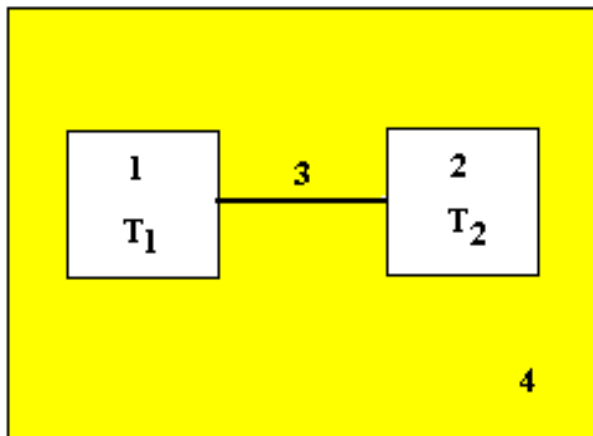


Рис.1.1. Термодинамическая система, иллюстрирующая второй закон термодинамики:

1, 2 - тела с температурами, соответственно T_1 и T_2 ; 3 - тонкая металлическая проволока (теплопровод); 4 - идеальный теплоизолятор

В классическом опыте [1], иллюстрирующем второй закон термодинамики, используется система (рис.1.1), которая состоит из двух металлических блоков (1 и 2) с температурами соответственно T_1 и T_2 . Блоки соединены между собой тонкой металлической проволокой (3). Заштрихованное пространство обозначает в данном случае идеальный теплоизолятор, предполагающий полную изоляцию рассматриваемой системы от остальной окружающей среды.

В рассматриваемой системе если температура первого объема (T_1) будет выше, чем у второго (T_2), то тепло будет переходить от тела 1 к телу 2. Проволочка 3 является единственным путем теплопереноса, и поэтому, ее толщина определяет интенсивность (мощность) теплового потока. При этом чем меньше ее толщина, тем выше сопротивление тепловому потоку на границе раздела двух материальных тел. Если в идеальных условиях будет обеспечена полная передача теплоты от тела 1 телу 2, то количество тепла ΔQ_1 , отдаваемое первым телом, равно количеству тепла ΔQ_2 , получаемого вторым, т.е.

$$\Delta Q_1 = - \Delta Q_2$$

Понятно, что для выравнивания температур требуется определенное время, зависящее от физических свойств проволоочки (теплового сопротивления на границе раздела тел). В течение этого времени наблюдается отклонение от равновесия, когда рассматриваемая система оказывается метастабильной (неустойчивой), а, следовательно, обладающей повышенной избыточной энергией.

Термодинамическим параметром системы является *энтропия* (ΔS):

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T}.$$

В процессе выравнивания температуры тел при переходе тепла от более горячего к более холодному изменение энтропии

$$\Delta S = \frac{\Delta Q}{T_2} - \frac{\Delta Q}{T_1} = \Delta Q \frac{T_1 - T_2}{T_1 \cdot T_2} > 0.$$

Из этого уравнения следует, что изменение энтропии в самопроизвольных процессах, которым является естественный теплообмен, может быть только положительным. Следовательно, энтропия системы может только увеличиваться и оставаться неизменной после достижения равновесия ($T_1 = T_2$).

Как уже отмечалось, часть подводимой к телу энергии расходуется не на изменение его температуры, а на совершение работы, в том числе по изменению его внутреннего структурного состояния. Внешне это часто проявляется изменением объема тела под действием избыточного давления или внутренних напряжений. Такие изменения характеризуются термодинамической функцией G , имеющей название *свободной энергии Гиббса*:

$$G = F + P \cdot V = E - T \cdot S + P \cdot V.$$

Характерными примерами физических процессов, иллюстрирующих затраты энергии на изменение состояния вещества, а не на изменение температуры, являются: испарение и кипение жидкости, плавление твердого кристаллического тела, фазовое превращение в твердом теле при нагреве, накопление дефектов кристаллического строения (дислокаций, вакансий) при холодной пластической деформации.

Накопленная таким образом избыточная свободная энергия является термодинамическим стимулом самопроизвольно развивающихся обратных процессов, соответственно: конденсации паров, кристаллизации жидкости, фазового превращения в твердом теле при охлаждении, аннигиляции физических дефектов кристаллического строения при отжиге деформированного металла (возврат, рекристаллизация и др.). Выделяющаяся при этом энергия превращения расходуется чаще всего на повышение температуры тела, что экспериментально обнаруживается термометрическими методами исследования.

Важным элементом классического опыта, иллюстрирующего второй закон термодинамики, является *проволочка (3) между телами* (рис.1.1, 1 и 2). Ее роль заключается **в осуществлении теплообмена** между телами, если к рассматриваемому моменту появляется термодинамический стимул (разность температур). Такой стимул появляется, например, в том случае, если проволочку прокладывают между телами, первоначально имевшими разную температуру, или в ранее созданной и стабилизированной системе одному из тел извне передается новый тепловой импульс (независимо от природы такого импульса).

Выравнивание температуры тел происходит путем передачи тепла вдоль проволоочки в количестве, пропорциональном площади ее поперечного сечения и обратно пропорциональном ее длине. Кроме того, интенсивность теплообмена в каждый момент времени будет зависеть от температурного градиента на концах теплопередающей проволоочки, а следовательно, от разницы температур тел, между которыми проложена проволочка, и от запаса энтропийного фактора ΔS . Процесс теплообмена заканчивается при приближении ΔS к нулю, т.е. к такому моменту, когда температура обоих тел выравнивается ($T_1 = T_2$).

1.3. Теплообмен при термической обработке

Теплопроводность. В классическом опыте (рис.1.1) теплообмен между телами через проволочку осуществляется исключительно по механизму *теплопроводности*.

При термической обработке теплообмен по этому механизму реально происходит лишь в том случае, если в качестве тел, между которыми реализуется теплообмен, выступают соседствующие зоны одного и того же тела. Например, такие условия могут возникнуть, если при импульсном высокоскоростном нагреве поверхностного слоя в непосредственном контакте оказываются разогретый до температуры заковки поверхностный слой, и холодная (не нагретая) сердцевина детали.

После такого нагрева холодная сердцевина выступает в качестве охлаждающей среды, и теплообмен между сердцевиной и охлаждаемой поверхностью происходит исключительно по механизму теплопроводности. Своеобразной "теплопередающей проволочкой" в данном случае становится условная поверхность раздела между нагретым поверхностным слоем и сердцевиной.

Другим наиболее часто реализуемым примером теплопередачи по механизму теплопроводности, является теплообмен между поверхностными слоями и сердцевиной тел в реальных условиях любого технологического нагрева либо охлаждения конкретного тела, поскольку при каждом таком процессе температура поверхностных слоев всегда отличается от температуры сердцевины. Особенно сильно это проявляется для так называемых *теплофизически массивных тел*. Градиент температур в изделии оказывается тем значительней, чем больше коэффициент теплоотдачи на поверхности тела (α), больше толщина тела (S), и чем меньше теплопроводность материала (λ). Отношение $\frac{\alpha \cdot S}{\lambda}$ (критерий Био), является характеристикой, определяющей соотно-

шение между интенсивностями внешнего и внутреннего теплопереноса. При условии одинаковой толщины и равенства коэффициента теплоотдачи на поверхности тело может стать *теплофизически тонким* благодаря увеличению теплопроводности материала. И, следовательно, теплообмен теплопроводностью реализуется даже и в тех случаях, когда за его развитием не удастся проследить имеющимися в нашем распоряжении техническими средствами. Механизмы физических явлений, лежащих в основе теплопередачи теплопроводностью, будут рассмотрены ниже (гл.2).

Теплообмен на поверхности. При решении разнообразных практических задач в области технологии термической обработки металлов и сплавов, требующих осуществления теплообмена между обрабатываемыми изделиями и технологическими теплообменными средами, приходится учитывать различные механизмы теплообмена, развивающиеся в их сложных сочетаниях.

Количество тепла (Q_{c-m}), передаваемое через границу раздела от внешней среды телу или телом во внешнюю среду, зависит от разности температур обеих находящихся в тепловом контакте сред. Плотность теплового потока (q_{c-m}) определяется количеством тепла (Q_{c-m}), передаваемого через единицу теплопередающей поверхности (S) за единицу времени (τ). Кроме разности температур тела и среды интенсивность теплообмена зависит от и микромеханизмов процессов, происходящих на этих поверхностях при протекании теплообмена между телом и средой, что отражается на значении коэффициента пропорциональности α между величиной теплового потока и указанной разницей температур в следующем выражении:

$$q_{c-m} = \frac{Q_{c-m}}{S \cdot \tau} = \alpha (T_c - T_m),$$

Этот коэффициент (α) получил название *коэффициента теплоотдачи*.

$$\alpha = \frac{Q_{c-m}}{S \cdot \tau \cdot (T_c - T_m)}.$$

Анализ уравнения показывает, что **коэффициент теплоотдачи α** представляет собой количество тепла, передаваемое через единицу теплопередающей поверхности в единицу времени при наличии разности температур между телом и окружающей средой, равной одному Кельвину. Размерность коэффициента теплоотдачи $Вт/(м^2 \cdot К)$.

Значение коэффициента теплоотдачи зависит от множества факторов, и его определение при разнообразных условиях теплообмена в реальных процессах термической обработки становится важнейшей задачей инженерных расчетов, позволяющих моделировать процессы и управлять ими при реализации различных технологий в производственной практике.

При термической обработке металлов и сплавов наиболее распространенными механизмами теплообмена тел с внешней средой являются излучение, конвекция, испарение и кипение жидкостей, контактный теплообмен.

При этом в чистом виде не реализуется ни один из механизмов теплообмена. Чаще всего следует учитывать одновременно действующие механизмы, основным из которых, в большинстве случаев, является *излучение*.

1.4. Теплообмен излучением

Тепловое излучение реализуется при распространении тепловой энергии в виде *электромагнитных волн*. Этот вид теплообмена имеет место в средах, *прозрачных* для теплового излучения. На границе сред *тепловая* энергия нагретого тела превращается в *лучистую* энергию. В случае поглощения излучения, наоборот, *лучистая* энергия превращается в *тепловую*.

Теплообмен излучением в чистом виде действует в условиях нагрева или охлаждения в вакууме при наличии разности температур теплоизлучающего и теплопоглощающего тел. В иных условиях теплоизлучению сопутствуют другие механизмы теплообмена, которые оказывают дополнительное влияние на его интенсивность.

Механизм лучистого теплообмена заключается в том, что тепло на границе нагретого тела превращается в энергию электромагнитных колебаний, распространяющихся в окружающей среде со скоростью света.

Электромагнитные колебания с длиной волны, равной 0,4 - 0,8 мкм, составляют спектр видимых лучей. Волны длиной 0,8 - 40,0 мкм соответствуют инфракрасному излучению. Электромагнитные волны в процессе прохождения через материальную среду взаимодействуют с ней, имея возможность:

- а) частично или полностью (беспрепятственно) проходить сквозь тела, что характеризует свойство прозрачности среды (D);
- б) частично или полностью отражаться от поверхности тела, определяя отражательную способность (R);
- в) частично или полностью поглощаться телом, что описывает поглощательную способность (A).

В том случае, когда тело полностью поглощает лучистую энергию ($D=0$; $R=0$; $A=1$), оно называется **абсолютно черным**. Если поверхность тела полностью диффузно отражает падающее на нее тепловое излучение, как от зеркала ($D=0$; $R=1$; $A=0$), то такое тело называется **абсолютно белым**. **Абсолютно прозрачное** тело характеризуется способностью полностью (на 100 %) пропускать сквозь себя всю энергию теплового потока, не поглощая ее и не отражая ($D=1$; $R=0$; $A=0$).

Однако абсолютно черных, абсолютно белых и абсолютно прозрачных тел не бывает. В реальных условиях теплообмена реализуются одновременно все три способности электромагнитных колебаний таким образом, что ни одна из них не может полностью вытеснить другие. При этом

$$D + R + A = 1,$$

а значение каждого из составляющих находится в интервале значений от нуля до единицы.

Так, черная матовая лаковая поверхность имеет значение $A=0,95$, а не $1,0$. Полированные цветные металлы типа серебра, золота, алюминия (с зеркальной полировкой поверхности) имеют величину $R=0,94$, а не $1,0$. Не является абсолютно прозрачным даже космический вакуум. Поэтому тепловая энергия далеких раскаленных звезд не сжигает все живое на Земле. Прозрачность воздуха и иных газовых сред уменьшается по мере роста их молекулярной массы.

Излучение абсолютно черного тела увеличивается с ростом его температуры и подчиняется закону Стефана-Больцмана:

$$q = \sigma T^4,$$

где $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$, $Вт/(м^2 \cdot K^4)$ - постоянная Стефана-Больцмана; q - поверхностная плотность потока излучения, $Вт/м^2$.

Постоянную Стефана-Больцмана часто выражают в виде коэффициента излучения абсолютно черного тела:

$$C_0 = \sigma \cdot 100^4 = 5,67,$$

использование которого требует выполнения расчетов с выражением температуры единицами сотен градусов, т.е. $T/100$ вместо абсолютной температуры T .

Излучение реальных тел характеризуется меньшим коэффициентом теплоизлучения C_i по сравнению с C_0 для абсолютно черного тела:

$$C_i = E \cdot C_0.$$

Для облегчения расчетов реальные тела условно относят к "серым", для которых $0 < E < 1$.

Значение коэффициента E , определяющего степень черноты реальных тел, зависит от большого количества факторов и изучается в специальных разделах теплофизики. Для теплотехнических расчетов процессов нагрева и охлаждения при термической обработке металлов и сплавов допускается использовать приближенные эмпирические значения степени черноты поверхности изделий в зависимости от типа металлов и сплавов и окислительной способности теплообменных сред.

Для нагрева и охлаждения изделий с чистыми металлическими поверхностями в средах, исключающих окисление, значение C_i можно принимать равным 2. Эту цифру следует рассматривать как ограничение для применения разработанных и описанных в настоящем пособии расчетных программ, поскольку использование значений, соответствующих зеркальным полированным поверхностям, приводит к существенным погрешностям в расчетах. При нагреве в эндотермических и экзотермических защитных атмосферах, а также при цементации, азотировании в условиях ограниченного изменения поглощающей способности поверхности принимают C_i в пределах 2,5 - 3,5. При нагреве, охлаждении в окислительных средах 3,5 - 4,5. При этом меньшие значения из указанных интервалов следует использовать для металлов и сплавов с серебристой поверхностью (алюминий, магний, серебро, золото), а более высокие значения – для металлов и сплавов, на поверхности которых при окислении образуются темные или даже черные окисные пленки (стали, чугуны, медь и медные сплавы и др.).

Использование закона Стефана-Больцмана дает возможность осуществить расчеты количества тепла, передаваемого по механизму теплоизлучения (q_r) от теплообменной внешней среды нагреваемому изделию при его нагреве или от изделия внешней среде - при охлаждении.

При этом следует учитывать не только значение степени черноты изделия, но и теплоизлучающей (теплопоглощающей) поверхности, поскольку количество передаваемого тепла в системе будет зависеть от температуры тела и излучающей поверхности, их формы, размеров, степени черноты, а также от расположения теплоизлучающей и теплопоглощающих поверхностей в пространстве. Приведенная степень черноты простейшей системы тел из двух параллельных бесконечных пластин может быть определена по выражению

$$E_n = \frac{1}{\frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} - 1},$$

где E_1 и E_2 - степени черноты изделия и теплоизлучающей (теплопоглощающей) поверхности.

Геометрические особенности расположения поверхностей нагреваемого (охлаждаемого) тела относительно внешней излучающей (поглощающей) поверхности можно учесть через значение среднего углового коэффициента φ_{2-1} .

После расчета степени черноты системы и среднего углового коэффициента можно определить коэффициент излучения системы C_s , который используется далее при расчете плотности теплоизлучения:

$$C_s = C_0 \cdot E_n \cdot \varphi_{2-1},$$

$$q_{\text{л}} = \alpha_{\text{л}} \cdot (T_c - T_n) = C_s \cdot \left[\left(\frac{T_c}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_n}{100} \right)^4 \right],$$

где $\alpha_{\text{л}}$ - коэффициент теплоотдачи лучеиспусканием (излучением); T_c , T_n - соответственно, температура внешней среды и температура поверхности изделия.

Отсюда коэффициент теплоотдачи излучением в рассматриваемой системе:

$$\alpha_{\text{л}} = C_s \frac{\left[\left(\frac{T_c}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_n}{100} \right)^4 \right]}{T_c - T_n}.$$

Эта формула может быть положена в основу тепловых расчетов теплообмена при термической обработке в достаточно широком интервале условий теплоотдачи на поверхности, где теплоизлучение выступает в качестве одного из обязательных элементов механизма теплообмена.

Роль остальных механизмов теплообмена предлагается учитывать путем введения дополнительных (корректирующих) коэффициентов, учитывающих усиление теплообмена за счет конвекции, испарительного механизма. Значение этих коэффициентов будет зависеть от конкретных физических особенностей развивающихся процессов на поверхности изделий.

1.5. Корректирующий коэффициент теплообмена

Конвективный теплообмен реализуется путем механического переноса тепла движущейся материальной средой. При конвективном теплообмене элементарные частицы движущейся материальной среды приближаются к нагреваемой или охлаждаемой поверхности, отдают ей (или воспринимают от нее) некоторое количество тепла и затем удаляются от поверхности, унося с собой тепловую энергию, полученную при контакте среды с поверхностью, а на место первых частиц поступают новые, готовые к теплообмену.

На границе твердого тела и внешней среды (газа или жидкости) обычно располагается тонкий пограничный слой, находящийся в покое или движущийся с очень малой скоростью. Такая прослойка препятствует непосредственному контакту основной массы движущейся внешней среды с поверхностью твердого тела. Теплопередача через эту прослойку может происходить как путем теплопроводности, так и, преимущественно, путем лучеиспускания.

Как видно, конвективный теплообмен при кажущейся простоте механизма, является довольно сложным процессом, состоящим из многих стадий, на каждую из которых могут оказывать влияние различные факторы.

Во-первых, интенсивность теплообмена в значительной мере зависит от скорости движения среды, как в основном конвективном потоке, так и в приповерхностном тонком слое.

Во-вторых, коэффициент конвективного теплообмена зависит от формы и расположения поверхности тела относительно движущейся теплообменной среды. Определяющее влияние на эффективность конвективного теплообмена оказывают температурные условия на поверхности раздела. При этом

$$q = \alpha_k \cdot (T_n - T_c).$$

Следует иметь в виду, что в разных температурных интервалах при нагреве или охлаждении, особенно в жидких средах, соотношения между интенсивностью теплообмена излучением, конвекцией и другими механизмами оказываются различными в связи с разным характером наложения процессов испарения, кипения либо конденсации жидкости. Это не позволяет для любых интервалов температур и сложных случаев теплообмена пользоваться значениями коэффициентов, рассчитанных на одном из механизмов теплообмена.

Значение коэффициента теплообмена зависит от того, как организуются конвективные потоки (естественное движение атмосферного воздуха, принудительное вентиляционное движение и др.).

В-третьих, интенсивность теплообмена зависит от теплоемкости среды, ее вязкости, характера движения около поверхности твердого тела (ламинарные потоки, элементы турбулентности, кавитационные эффекты и др.).

Учесть многообразное влияние различных факторов на конвективный теплообмен часто не удается, поэтому при выполнении относительно несложных расчетов, которыми являются расчеты процессов нагрева и охлаждения симметричных металлических тел при термической обработке, применяют экспериментальные методы определения коэффициента теплоотдачи конвекцией с получением эмпирических формул. Например, при движении воздуха вдоль плоской поверхности пластин коэффициенты теплоотдачи конвекцией α_k можно рассчитать по формулам, приведенным в табл. 1.1.

Таким образом, α_k в большой мере зависит от скорости движения среды, причем линейно при небольших скоростях (до 5 м/с) или не линейно при более высоких скоростях движения среды (табл. 1.2).

Таблица 1.1. - Коэффициенты теплоотдачи конвекцией α_k около плоской поверхности

Поверхность	$\alpha_k, \text{Вт}/(\text{м}^2\text{К})$	
	При ω не более 5 м/с	При ω более 5 м/с
Гладкая	$5,6 + 4,0 \cdot \omega$	$7,12 \cdot \omega^{0,78}$
Со слоем окалины	$5,8 + 4,0 \cdot \omega$	$7,14 \cdot \omega^{0,78}$
Шероховатая	$6,2 + 4,2 \cdot \omega$	$7,52 \cdot \omega^{0,78}$

Кроме того, α_k существенно зависит от свойств внешней среды. Например, известно соотношение, показывающее влияние на конвективный теплообмен коэффициента теплопроводности теплоносителя λ_F :

$$\alpha_k = F \frac{\lambda_F}{D},$$

где F - коэффициент пропорциональности; D - характеристический размер изделия.

При тепловых расчетах часто используют суммарный коэффициент теплоотдачи α_Σ :

$$\alpha_\Sigma = \alpha_l + \alpha_k.$$

Для выполнения расчетов удобно пользоваться коэффициентом K , который связывает суммарный коэффициент теплоотдачи α_Σ с коэффициентом теплоотдачи излучением α_l , и, следовательно, определяет роль иных механизмов теплообмена, кроме излучения, например конвекции.

В этом случае

$$\alpha_{\Sigma} = \alpha_{\text{л}} + \alpha_{\text{к}} = \alpha_{\text{л}} \cdot K,$$

где

$$K = \frac{\alpha_{\text{л}} + \alpha_{\text{к}}}{\alpha_{\text{л}}} = 1 + \frac{\alpha_{\text{к}}}{\alpha_{\text{л}}}.$$

Аналогично можно учитывать любые иные механизмы теплообмена, кроме конвекции, если, основываясь на результатах экспериментальных исследований, установить значения коэффициента K для каждого варианта охлаждающих или нагревающих внешних сред, отвечающих искомому условию нагрева или охлаждения при термической обработке. Причем определить коэффициент K проще, чем измерить сами коэффициенты теплоотдачи.

Таблица 1.2. - Значения коэффициента теплоотдачи $\alpha_{\text{к}}$ в разных средах

Внешняя среда	$\alpha_{\text{к}}, \text{Вт}/(\text{м}^2 \text{К})$
Изолированное пространство воздушной печи	15
Спокойный воздух	30
Поток воздуха (умеренный)	40
Сжатый воздух	70
Водо-воздушная смесь	520*
Закалочное масло	580
Жидкий свинец	1200
Вода (холодная, проточная)	3500

Примечание: * Коэффициент теплоотдачи водо-воздушной смеси в значительной мере зависит от процентного содержания распыленной воды в струе и скорости потока. В таблице показано среднее значение.

Введение в расчетную формулу коэффициента K может учитывать дополнительное влияние на суммарный теплообмен конвекции, испарительного механизма, непосредственного контакта охлаждаемого изделия с охлаждающим твердым телом и т.д. Причем такой подход позволяет учитывать не только влияние одного какого-либо механизма теплообмена, а одновременно всего комплекса всевозможных механизмов, реально действующих при том или ином способе нагрева либо охлаждения во всем температурном интервале исследуемой операции термической обработки.

В этих случаях коэффициент K в формуле

$$\alpha_{\Sigma} = \frac{K \cdot C_s \left[\left(\frac{T_c}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_n}{100} \right)^4 \right]}{T_c - T_n}$$

должен быть больше единицы ($K > 1$).

Задача сводится к тому, чтобы суметь правильно определить коэффициент K для каждого конкретного механизма теплообмена, что проще всего достигается эмпирическими методами - путем математической обра-

ботки опытных экспериментальных данных для каждого способа нагрева либо охлаждения в конкретных средах. При наличии сведений о закономерности изменения значений K по ходу процесса (для изменяемых температурных условий), появляется возможность расчетными методами учитывать эти изменения коэффициента теплоотдачи по мере охлаждения (или нагрева) в связи с изменениями механизмов теплообмена в разных температурных интервалах.

На кафедре МиТОМ КГАЦМиЗ при разработке программного обеспечения теплотехнических расчетов и моделирования процессов термической обработки был проведен количественный анализ коэффициентов теплоотдачи при нагреве (охлаждении) на воздухе, в масле, в воде, водо-воздушных смесях, расплавах солей и свинца, в результате чего получены эмпирические выражения, позволяющие получать значения коэффициентов K в разных температурных интервалах.

Для этого использовались известные данные о коэффициентах теплоотдачи в газовых и жидких средах, определенные экспериментальными и расчетными методами. При этом учитывались особенности теплообмена между нагреваемой (охлаждаемой) поверхностью и внешней средой с учетом реально протекающих физических процессов (контактный теплообмен, испарение, кипение, конвекция и др.).

Для условий, ограниченных реально применяемыми технологическими режимами термической обработки стали и некоторых сплавов, в случае нагрева (охлаждения) в воздушных средах, расчет коэффициента K приводит к удовлетворительным результатам при использовании эмпирической формулы

$$K = 1 + \frac{50 \cdot \omega}{(t_{n(c)} - 100)}$$

и ограничения $K=6$ для всех температур ниже 200 °С.

Результаты расчетов приведены в табл. 1.3 и на рис.1.2.

Таблица 1.3. - Расчетные значения коэффициента K при нагреве (охлаждении) в воздушной среде

Температура, °С	K при скорости движения воздуха, м/с					
	1	3	5	7	9	11
200	1,5	2,5	3,5	4,5	5,5	6,5
300	1,375	1,625	1,875	2,125	2,375	2,625
400	1,229	1,270	1,312	1,354	1,396	1,437
500	1,154	1,159	1,164	1,169	1,174	1,180
600	1,115	1,116	1,116	1,117	1,117	1,118
700	1,093	1,093	1,093	1,093	1,093	1,093
800	1,078	1,078	1,078	1,078	1,078	1,078
900	1,067	1,067	1,067	1,067	1,067	1,067
1000	1,059	1,059	1,059	1,059	1,059	1,059

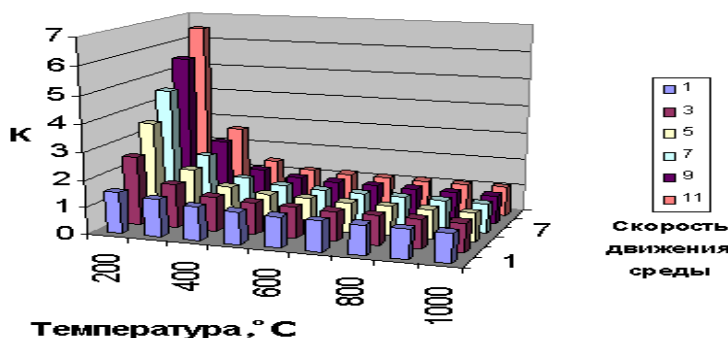


Рис.1.2. Изменение коэффициента K в зависимости от температуры и скорости движения среды при нагреве и охлаждении на воздухе

При использовании в качестве внешней среды масла, например при закалке, температурный интервал теплообменных процессов можно условно разбить на 3 этапа, в первом из которых начальное охлаждение изделий в закалочном баке от температуры закалки до 800 °С идет практически через газовую прослойку продуктов испарения и горения масла. В этом интервале температур соотношение коэффициента суммарного теплообмена к коэффициенту теплообмена лучеиспусканием близко к значению $K = 1,2$.

При температуре 800 °С значение коэффициента K достигает величины 4,0, а при дальнейшем охлаждении до 600 °С, в связи с непрерывным уменьшением влияния газо-паровой пленки на интенсивность теплообмена, значение коэффициента K увеличивается от 4,0 до 30,0:

$$K=4+0,13\cdot(800 - t_{n(c)}).$$

После достижения температуры 600 °С дальнейшее охлаждение до самых низких температур характеризуется коэффициентом $K=30$. Результаты расчетов закалочного охлаждения в масле иллюстрируются табл.1.4.

Таблица 1.4. - Изменение коэффициента K в зависимости от температуры изделия при охлаждении в масле

$t_n, ^\circ\text{C}$	1000	900	800	750	700	650	600	400	200
K	1,2	1,2	4,0	10,5	17,0	30	30	30	30

Наиболее сложные условия теплообмена наблюдаются при закалке изделий в легкокипящих жидких средах, по причине их способности к изменению агрегатного состояния (образованию паро-газовых пленок) в момент контакта с погружаемой горячей поверхностью закаливаемого изделия. Типичным представителем такой закалочной среды является вода. В связи с различными условиями теплообмена на поверхности изделия в различных температурных диапазонах, общий температурный интервал охлаждения разбивается чаще всего на три этапа (рис.1.3).

В момент погружения нагретого до высокой температуры закаливаемого изделия в воду на охлаждаемой поверхности возникает очень высокий температурный перепад и пропорциональный ему тепловой поток. Превышение некоторой критической величины теплового потока вызывает внезапное интенсивное испарение воды, приводящее к тому, что образующийся пар плотным и тонким слоем покрывает всю поверхность охлаждаемого изделия, отделяя ее физически тонкой паровой пленкой (“паровой рубашкой”) от объема охлаждающей воды (рис.1.3, фаза I). Эту стадию охлаждения часто называют *стадией пленочного кипения*.

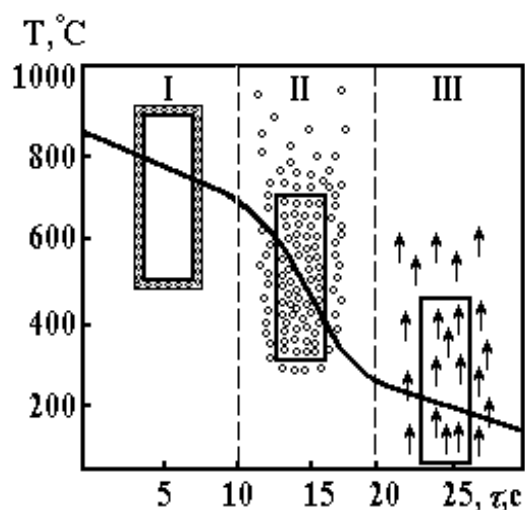


Рис.1.3. Фазы теплообмена в жидких охлаждающих средах с температурой кипения значительно ниже температуры заковки (в воде): I, II, III - фазы теплообмена (I - пленочное кипение - “паровая рубашка”; II - пузырьчатое кипение; III - конвекция)

Теплоотвод от горячей детали к холодной охлаждающей среде происходит на этой стадии через достаточно стабильную паровую прослойку, в связи с чем скорость охлаждения в начальный период времени после погружения изделия в воду оказывается невысокой.

Толщина паровой рубашки уменьшается по мере охлаждения изделия и снижения величины теплового потока через границу раздела, поэтому уже на стадии пленочного кипения скорость охлаждения постепенно возрастает с понижением температуры тела.

Толщину паровой пленки можно регулировать внешним воздействием, например, путем изменения скорости движения жидкости вдоль охлаждаемой поверхности. Поэтому интенсивное перемешивание жидкости или возбуждение в ней колебаний резко увеличивает скорость охлаждения.

По мере уменьшения толщины паровая пленка становится менее стабильной, способной к разрыву в локальных участках под действием гидростатического давления жидкости. Температура, при которой начинают прорывы пленки, называется *точкой Лайденфроста*. Она отделяет стадию пленочного кипения от следующей *стадии – пузырьчатого кипения*.

Стадия пузырьчатого кипения характеризуется тем, что после прорыва паровой пленки дальнейший интенсивный теплоотвод обеспечивается за счет высокой степени турбулентности самоорганизующихся потоков охлаждающей жидкости. Пузыри, образующиеся у горячей поверхности металла, не могут удерживаться на поверхности, а постоянно уносятся с нее за счет разности в плотности паровой среды и жидкости, что обеспечивает постоянный приток к охлаждаемой поверхности новых порций холодного жидкого охладителя.

Большие скорости движения пузырей, постоянно уносящих с собой значительное количество отводимого тепла, приводят очень высоким скоростям охлаждения (рис.1.3, участок II).

Стадия пузырьчатого кипения характеризуется высокой плотностью теплового потока, оканчивается она при температурах несколько выше физической температуры кипения воды (выше 100°C), после чего продолжение теплоотвода определяется лишь конвективным режимом теплообмена при ламинарном перемещении охлаждающих потоков среды относительно охлаждаемой поверхности (рис.1.3, стадия III). Эта стадия носит название *ламинарного конвективного теплообмена*. Скорость охлаждения на третьей стадии самая низкая, даже по сравнению со стадией пленочного кипения. Проведенный количественный анализ изменения условий теплоотвода на поверхности охлаждаемого в воде изделия показал, что наиболее удовлетворительно изменение значений коэффициента K описывается эмпирическим выражением

$$K = \frac{t_n}{\left[\left(\frac{t_n}{300} \right)^4 - 1 \right]}.$$

При этом следует учитывать, что при температуре 300 °С, значение коэффициента K может оказаться равным бесконечности. Поэтому при пользовании указанным эмпирическим выражением следует ввести предельное ограничение, соответствующее максимально возможному его значению, описывающему реальные уровни суммарного коэффициента теплоотдачи. По нашей оценке это значение должно быть равным $K=500$.

Результаты расчетов по приведенному выражению сведены в табл.1.5 и представлены на рис.1.4. Здесь же показано ограничение расчетного значения коэффициента K , которое рекомендуется использовать в тепло-технических расчетах.

При охлаждении в водо-воздушных смесях реализуются механизмы охлаждения за счет отбора тепла, как воздухом, так и водой, в связи с чем интенсивность теплоотдачи должна зависеть как от скорости движения струи, так и, главным образом, от количества подаваемой в струю воды ("влажности" струи - W , в долях единицы или процентах).

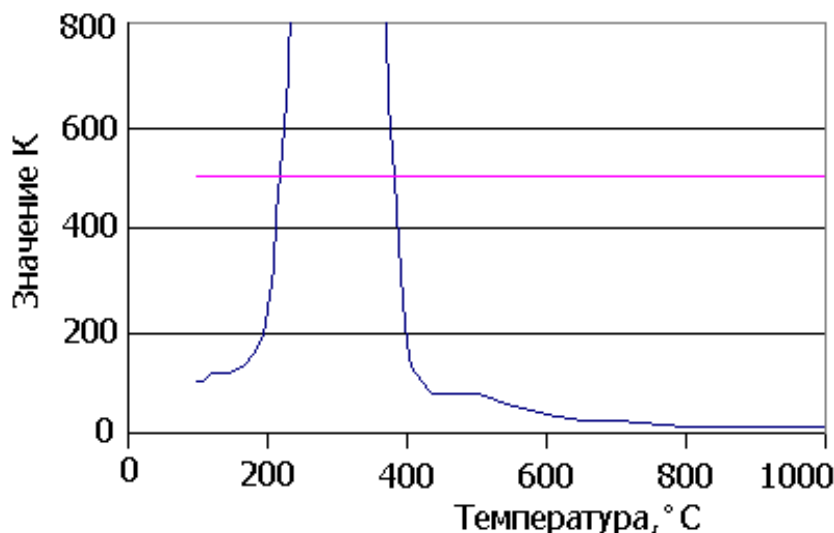


Рис.1.4. Расчетные значения коэффициента K при охлаждении в воде

Таблица 1.5. - Рассчитанные значения коэффициента K при охлаждении в воде

$t_n, ^\circ\text{C}$	100	200	310	400	500	600	700	800	900	1000
K	101	249	2212	185	74	40	24	16	11	8

В первом приближении суммарное значение коэффициента K

$$K = 1 + \frac{50 \cdot \omega}{(t_n - 100)} + W \cdot \left(\frac{t_n}{\left(\left(\frac{t_n}{300} \right)^4 - 1 \right)} \right).$$

Расчеты, выполненные по этой формуле, показывают (табл.1.6), что при влажности струи 10% ($W = 0,1$) увеличение скорости потока воздуха от 1 до 30 м/с вызывает рост значения K в большинстве температурных интервалов в 1,5 - 2,0 раза. Введение воды в воздушный поток более существенно изменяет его охлаждающую способность по сравнению с ролью повышения скорости его движения. Даже относительно слабое увлажнение потока (10%) увеличивает коэффициент K в несколько раз и даже в несколько десятков раз. Особенно сильно охлаждающая способность водо-воздушного потока возрастает в области пузырьчатого кипения воды (температура охлаждаемой поверхности около 300 °С), где коэффициент K возрастает на два порядка.

Таблица 1.6. - Расчетные значения коэффициента K при охлаждении водо-воздушной смесью с влажностью струи 10 %

Температура °C	K при скорости движения воздуха, м/с						
	1	5	10	15	20	25	30
200	26,4	28,4	30,9	33,4	35,9	38,4	40,9
310	222,4	223,4	224,6	225,7	226,9	228,1	229
400	19,7	20,3	21,2	22,0	22,8	23,7	24,5
500	8,6	9,1	9,7	10,3	10,9	11,6	12,2
600	5,1	5,5	6,0	6,5	7,0	7,5	8,0
700	3,5	3,9	4,3	4,7	5,1	5,5	5,9
800	2,7	3,0	3,3	3,7	4,0	4,4	4,8
900	2,2	2,4	2,8	3,1	3,4	3,7	4,0
1000	1,9	2,1	2,4	2,6	2,9	3,2	3,5

Увеличение влажности водо-воздушного потока до 50% (табл.1.7, рис.1.5) вызывает повышение коэффициента K до предельных значений, соответствующих охлаждению водой в интервале температур пузырчатого кипения. Поэтому в расчетах вновь приходится использовать ограничение $K \leq 500$.

С ростом степени влажности потока водо-воздушной смеси до 50% роль скорости движения воздуха в струе в общем объеме теплообменных процессов снижается в еще большей степени.

Увеличение степени влажности водо-воздушной струи до 100% обеспечивает достижение значений коэффициента K даже более высоких, чем при охлаждении изделий в воде. Это соответствует охлаждению изделий в быстродвижущемся потоке воды.

Таблица 1.7. - Расчетные значения коэффициента K при охлаждении водо-воздушной смесью с влажностью струи 50 %

Температура °C	K при скорости движения воздуха, м/с						
	1	5	10	15	20	25	30
200	126,1	128,1	130,6	133,1	135,6	138,1	140
310	1107,2	1108,1	1109,3	1110,5	1111,7	1112,9	1114
400	93,7	94,4	95,2	96,1	96,9	97,7	98,6
500	38,3	38,8	39,5	40,1	40,7	41,3	42,0
600	21,1	21,5	22,0	22,5	23,0	23,5	24,0
700	13,3	13,6	14,0	14,5	14,9	15,3	15,7
800	9,1	9,4	9,8	10,1	10,5	10,8	11,2
900	6,7	6,9	7,2	7,6	7,9	8,2	8,5
1000	5,1	5,4	5,6	5,9	6,2	6,5	6,7

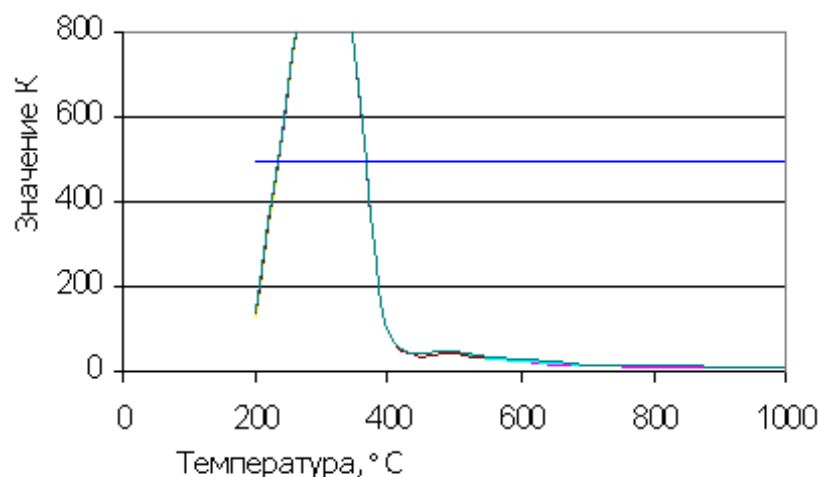


Рис.1.5. Изменение значений коэффициента K в зависимости от температуры охлаждаемой поверхности при использовании потока водо-воздушной смеси в качестве охладителя

Такие условия охлаждения обеспечиваются как за счет испарительного и контактного теплообмена, свойственного термодинамическому взаимодействию поверхности охлаждаемого изделия с водой, так и за счет возникновения конвективного теплопереноса движущейся средой.

Глава 2

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Процессы теплообмена при нагреве и охлаждении твердых тел во внешней среде во многом определяются теплофизическими и иными физическими свойствами этих тел, главными из которых являются *теплопроводность, теплоемкость, массовая плотность, температуропроводность*.

Возникающие температурные градиенты по сечению изделий вызывают образование в них внутренних напряжений, уровень которых зависит от таких физико-механических характеристик, как коэффициенты объемного и линейного термического расширения, модули упругости фаз и материала в целом, значения удельного объема фаз и их изменения при фазовых превращениях, предел упругости материала при комнатной температуре.

При проведении некоторых расчетов приходится учитывать и значения основных прочностных свойств, таких как пределы упругости и текучести, временного сопротивления разрыву и др.

Теплофизические, физико-механические и, конечно, механические свойства металлических материалов определяются их химическим составом, фазо-

вым и структурным состоянием соответствующих сплавов и видом термической обработки.

Все рассмотренные теплофизические и физико-механические свойства металлов и сплавов изменяются при нагреве и охлаждении. Поэтому важно знать не только абсолютные значения каждого из свойств, характеризующие изучаемые материалы при комнатной температуре, но закономерности их изменения при нагреве и охлаждении.

2.1. Теплоемкость

Понятие теплоемкости связано с затратами тепловой энергии на повышение температуры тела в процессах нагрева.

Удельной теплоемкостью называют количество тепла, необходимое для изменения температуры единицы количества вещества на один Кельвин.

В зависимости от применяемой меры количества вещества различают: удельную массовую теплоемкость, измеряемую в $\text{Дж}/(\text{кг}\cdot\text{K})$; объемную - в $\text{Дж}/(\text{м}^3\cdot\text{K})$; молярную - в $\text{Дж}/(\text{моль}\cdot\text{K})$; атомную - в $\text{Дж}/(\text{г}\cdot\text{атом}\cdot\text{K})$.

Ранее энергию выражали в калориях:

$$1 \text{ кал} = 4,1868 \text{ Дж};$$

$$1 \text{ Дж} = \frac{1}{4,1868} \text{ кал} = 0,239 \text{ кал}.$$

Аналитическое выражение теплоемкости имеет вид

$$C = \frac{dQ}{dT \cdot m},$$

Средняя теплоемкость в интервале температур

$$C = \frac{Q_{2-1}}{m(T_2 - T_1)}$$

где Q - подведенное количество тепла, Дж; T - температура, m - масса тела.

Теплоемкость выражает способность вещества к тепловой аккумуляции, его тепловую инерцию.

Теплоемкость является одной из основных характеристик, необходимых для выполнения теплотехнических расчетов распределения температур в изделиях при нагреве и охлаждении, а также для определения длительности теплообменных процессов (нагрева, прогрева по сечению, длительности и скорости изменения температуры в результате развития фазовых превращений).

Теплоемкость металлов и сплавов зависит от температуры, в связи с чем в теплофизических расчетах следует учитывать степень этого температурного влияния на тепловую емкость нагреваемого или охлаждаемого вещества.

Изменение теплоемкости обусловлено с приращением энергии тепловых колебаний атомов в кристаллической решетке с учетом вклада дефектов кристаллического строения (вакансии, дислокации и др.) и электронов проводимости.

Теория, однако, не позволяет точно рассчитать численные значения теплоемкости, поэтому на практике используются экспериментальные методы определения теплоемкости, результаты которых приводятся в

справочной литературе. Такими справочниками являются специальные издания по физическим величинам, например [15]. Для сталей эти данные можно взять в "Марочнике сталей и сплавов" [14] и другой литературе. Данные по массовой теплоемкости для наиболее широко применяемых металлических материалов сгруппированы нами в прил.1.

Значения средней массовой теплоемкости при различных температурах для среднеуглеродистых сталей приведены в табл.2.1.

Таблица 2.1. - Средняя массовая теплоемкость среднеуглеродистых сталей

$t, ^\circ\text{C}$	0	100	200	300	400	500	600	700	900	1100
$C, \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{K})$	464	477	490	507	523	544	569	603	716	712

По этим данным построен график (рис.2.1), который подтверждает зависимость средней массовой теплоемкости от температуры, близкую к линейной, в широком интервале значений.

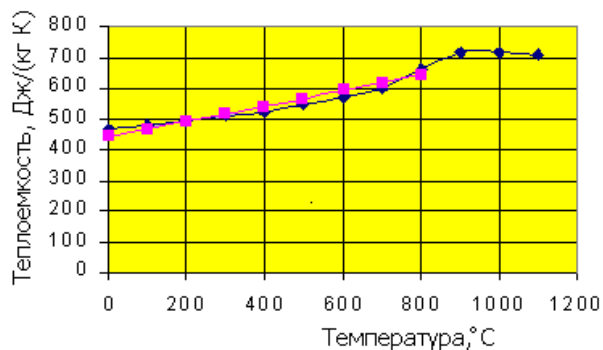


Рис.2.1. Влияние температуры на среднюю теплоемкость среднеуглеродистой стали

Анализ приведенных данных подтверждает линейную зависимость теплоемкости от температуры нагрева в докритическом интервале температур.

Изменение характера зависимости при температурах, выше $800\text{ }^\circ\text{C}$ обусловлено переходом стали в иную фазовую область (аустенитную).

Для линейной зависимости теплоемкости от температуры появляется возможность расчетного определения значения теплоемкости при любой текущей температуре по двум известным точкам табличных значений.

Этот подход к оценке и расчету теплоемкости заложен в основу программного обеспечения "ТЕПЛО", "ТПЛ-2", "ТПЛ-3", "SADKA" и др. (гл.4,5).

2.2. Плотность материала

Плотность вещества, в принципе, не относится к теплофизическим свойствам. Однако, определяя количество вещества в единице объема, плотность позволяет рассчитать количество теплоты, которое необходимо затратить для повышения температуры тел заданного объема вещества на один градус. Произведение теплоем-

кости на плотность вещества определяет объемную характеристику тепловой емкости, т.е. теплоемкости единицы объема вещества:

$$C_V = C \cdot \gamma$$

Плотность чистых элементов может быть рассчитана на основе данных о строении атома, атомном весе:

$$\gamma = \frac{nA}{NV},$$

где A - атомный вес; V - объем элементарной ячейки; n - число атомов в элементарной ячейке; N - число Авогадро.

Значения плотности практически всех чистых веществ давно рассчитаны, а также изучены экспериментально и сведены в таблицы физических величин. Некоторые данные о плотности чистых веществ приведены в приложении 2.

Теоретическая плотность чистых веществ всегда выше реальной в связи с наличием в металлах всевозможных дефектов кристаллического строения.

Поэтому правильнее использовать для реальных расчетов значения плотности, полученные экспериментально или вычисленные по эмпирическим формулам, записанным на основании тех же экспериментов.

Плотность сплавов, в среднем, зависит аддитивно от соотношения компонентов сплавов и их плотностей.

Для сталей плотность в зависимости от содержания легирующих элементов можно рассчитать через коэффициенты влияния на каждый массовый процент их содержания:

$$\gamma_{cm} = 7860 + \sum_{n=1}^n m_i \cdot k_i,$$

где m_i - количество легирующего вещества; k_i - соответствующий коэффициент влияния. В табл. 2.2 приведены некоторые коэффициенты влияния для основных легирующих элементов в сталях различных классов.

Существуют элементы, уменьшающие плотность стали (они указаны в таблице со знаком минус). Элементы, имеющие положительные значения коэффициента влияния (в таблице - со знаком плюс), увеличивают плотность стали. При этом следует иметь в виду, что использование указанного метода расчета ограничивается величиной предельного содержания, превышение которого при расчетах может привести к грубым ошибкам. Это связано с тем, что при более высоком содержании легирующих элементов, они могут образовывать сложные фазы, существенно отличающиеся по плотности, оказывая тем самым неоднозначное влияние на общую плотность стали.

Таблица 2.2. - Коэффициенты влияния легирующих элементов на плотность стали

Легирующий элемент	Предельное содержание	k_i
Углерод	1,2	- 112
Марганец	2,0	- 16
Кремний	5,5	- 68
Хром	3,0	- 8,3
Алюминий	4,5	- 155
Медь	1,5	+ 31
Никель	7,0	+ 2
Кобальт	7,0	+ 6

Вольфрам	15	+ 48
----------	----	------

Температурная зависимость плотности может быть выражена уравнением

$$\gamma_T = \frac{\gamma_{20}}{(1 + 3\alpha \cdot \Delta T)},$$

где γ_{20} – плотность вещества при комнатной температуре; α – температурный коэффициент линейного расширения; ΔT – изменение температуры относительно 20 °С. Эта зависимость усложняется тем, что температурный коэффициент линейного расширения также изменяется при повышении температуры.

Поэтому рационально пользоваться табличными данными о фактических значениях плотности при комнатной температуре и, по крайней мере, при одной из повышенных температур (прил. 3). С учетом линейной интерполяции в расчетном режиме удастся определить плотность при любой температуре.

2.3. Теплопроводность

Важнейшей теплофизической характеристикой вещества является его *теплопроводность*.

Под теплопроводностью твердого тела понимается способность вещества передавать теплоту между соседними объемами тела за счет наличия в нем градиента температур.

Количество теплоты, передаваемой сквозь твердое тело в режиме теплопроводности, определяется градиентом температур и коэффициентом пропорциональности, который называется *коэффициентом теплопроводности материала*. Согласно закону Фурье, плотность теплового потока при передаче теплоты теплопроводностью

$$\vec{q} = -\lambda \frac{dT}{dx}.$$

Размерность коэффициента теплопроводности $Вт/(м \cdot К)$.

Величина коэффициента теплопроводности складывается из двух составляющих: электронной и решеточной проводимости.

За электронную составляющую теплопроводности отвечают *электроны проводимости*, которые являются не только источниками электрического заряда, но и носителями тепловой энергии. Они вносят свой вклад в тепловой поток.

Но и даже в абсолютных твердых изоляторах, где нет свободных электронов, тепло все же передается через тело. Это свидетельствует о том, что кроме электронов проводимости существует и другой путь переноса тепла.

Вторым механизмом передачи тепла является взаимодействие колеблющихся атомов (ионов) от одного к другому в кристаллической решетке. Эта составляющая называется *решеточной проводимостью*.

Электронная теплопроводность падает с увеличением содержания растворенных примесных атомов и числа дефектов решетки.

Решеточный поток тепла может рассматриваться как поток фононов, длина свободного пробега которых определяется процессами взаимодействия их с препятствиями. Поэтому решеточная теплопроводность также зависит от реальной структуры проводника. Она уменьшается, как и электронная, с ростом числа дефектов кристаллического строения.

Препятствиями для фононов являются и электроны проводимости, поэтому в чистых металлах теплопроводность уменьшается из-за наличия электронов проводимости.

В связи с этим в металлах решеточная проводимость значительно меньше, чем электронная. Только с увеличением дефектов кристаллического строения обе составляющие теплопроводности будут вносить сравнимый вклад, т.к. при увеличении числа дефектов кристаллического строения электронная теплопроводность уменьшается сильнее, чем решеточная.

2.4. Теплопроводность сталей и сплавов

Теплопроводность сталей определяется влиянием на нее реальной структуры и температуры. Теплопроводность стали и сплавов зависит от состава стали, вида растворенных атомов, количества и распределения легирующих элементов и примесных атомов, структурного состояния (деформационных структурных изменений, размеров зерна, наличия выделений, их видов, количества и распределения), наличия физических дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций), температуры.

Зависимость теплопроводности от состава стали и вида термической обработки.

Растворенные примесные атомы уменьшают теплопроводность железа. При низком содержании легирующих элементов, теплопроводность резко снижается за счет введения самых малых количеств этих элементов, а с увеличением содержания растворенных примесных атомов, уменьшается зависимость теплопроводности от состава стали. Поэтому для всех высоколегированных сталей характерна низкая теплопроводность и небольшое изменение ее при изменении содержания легирующих элементов. Введение новых легирующих элементов в бинарную систему снижает теплопроводность меньше, чем при добавлении того же количества примесных атомов к чистому железу.

Уменьшение теплопроводности железа (рис.2.2) из-за наличия растворенных примесных атомов тем больше, чем больше отличие диаметра примесного атома и его валентности от диаметра атома и валентности железа. Прежде всего это относится к таким элементам, как алюминий и кремний.

Для углерода необходимо, кроме того, учитывать его сильное влияние на процессы структурообразования на что показывает разница в изменении значений теплопроводности сплавов в нормализованном и закаленном состоянии (рис. 2.2, пометки, соответственно: "нормализация" и "закалка").



Рис.2.2. Влияние легирующих элементов на теплопроводность бинарных сплавов железа

Теплопроводность углеродистых сталей изменяется в зависимости от содержания в них перлитной составляющей (рис.2.3). Причем, чем больше содержание углерода в стали и, соответственно, больше содержание перлитной структурной составляющей, тем меньше теплопроводность. Особенно сильно снижается теплопроводность с увеличением содержания углерода в сталях, закаленных на мартенсит (рис.2.4).

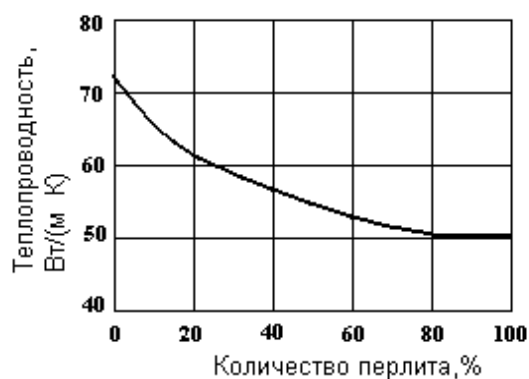


Рис.2.3. Зависимость теплопроводности углеродистых сталей от количества перлитной составляющей

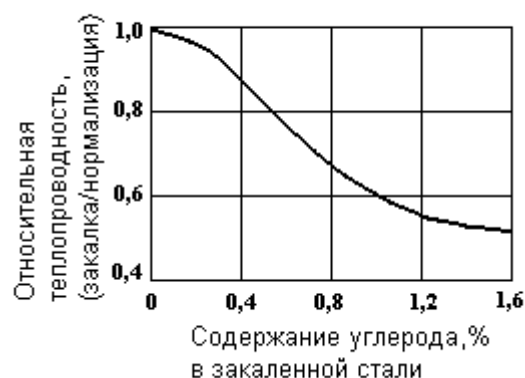


Рис.2.4. Зависимость теплопроводности от содержания углерода в закаленной стали

Влияние величины зерна на теплопроводность стали мало и, поэтому, может не учитываться.

В результате образования мартенсита теплопроводность Fe-C сплавов значительно уменьшается (рис.2.4). Причиной этого является внедрение в решетку железа атомов углерода в результате мартенситного превращения, а также увеличивающееся при образовании мартенсита число дефектов решетки. В легированных сталях с увеличением содержания легирующих элементов, кроме углерода, теплопроводность закаленной стали становится еще ниже.

Зависимость теплопроводности от температуры

Поскольку изменение температуры различным образом влияет на электронную и решеточную составляющие теплопроводности, результирующее влияние температуры на теплопроводность сталей зависит от соотношения этих составляющих.

Последнее, в свою очередь, изменяется в зависимости от состава стали и ее обработки. Поэтому изменение теплопроводности при повышении и понижении температуры зависит от многих факторов, которые могут обуславливать как отрицательные, так и положительные температурные коэффициенты теплопроводности в сталях. При дальнейшем рассмотрении не принимается во внимание то обстоятельство, что при изменении температуры структура стали также может изменяться, что приводит к дополнительным изменениям теплопроводности.

Снижение теплопроводности железа из-за присутствия углерода и легирующих элементов тем меньше, чем выше температура (рис.2.5, линия 1).

По влиянию температуры на теплопроводность, согласно данным рис.2.5, стали могут быть разделены на три группы. К первой группе относятся стали, в которых с увеличением температуры существенно ухудшается теплопроводность (на рис.2.5, область 2 - нелегированные стали), ко второй - стали, у которых незначительно ухудшается теплопроводность или отсутствует влияние температуры на теплопроводность (область 3 - среднелегированные стали), а к третьей группе - стали, для которых характерно некоторое увеличение теплопроводности (область 4 - высоколегированные стали).

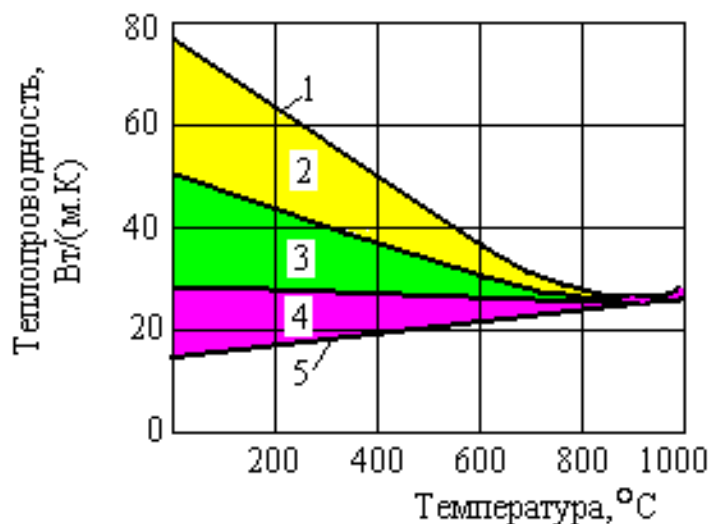


Рис.2.5. Температурная зависимость теплопроводности железа и сталей: 1 - чистое железо; 2 - углеродистые стали; 3 - легированные стали; 4 - высоколегированные стали; 5 - аустенитные стали

Можно видеть, что теплопроводность различных сталей различается тем меньше, чем выше температура, и что при температуре около 900 °C теплопроводность всех сталей равна примерно 27 Вт/(м · К). Изменение теплопроводности при нагреве выше 900 °C следует отнести за счет α - γ -превращения. Аустенитные стали имеют самую низкую теплопроводность и, в отличие от других классов сталей, положительный коэффициент теплопроводности во всей области составов (линия 5 на рис 2.5).

Расчет теплопроводности по химическому составу

Основываясь на положении, что при определенной температуре за счет увеличения содержания растворенных примесных атомов теплопроводность металла уменьшается, можно вычислить теплопроводность углеродистых сталей при комнатной температуре с помощью углеродного эквивалента легирующих элементов, имеющего размерность $m \cdot K/Bm$.

Для этого следует определить величину, обратную теплопроводности:

$$W = 1/\lambda;$$

$$W = 0,0105 + 0,0208 \sum C;$$

$$\sum C = \sum \frac{12}{A_{x_i}} \% X_i ,$$

где A_{x_i} - относительная атомная масса примесного элемента X_i ; $\% X_i$ - содержание примесных атомов, % (по массе).

Величина W с увеличением содержания легирующих элементов в стали вначале возрастает наиболее значительно, а при высоком содержании этих элементов – в меньшей степени. В связи с этим Кольхаус и Кирспе предложили для легированных сталей, в которых основной структурой при комнатной температуре является феррит, следующую оправдавшую себя логарифмическую зависимость, $м \cdot К / Вм$:

$$W = 0,0138 + 0,0071 \cdot \ln \sum C,$$

где $\sum C$ - углеродный эквивалент.

При определении температурной зависимости теплопроводности следует учитывать установленную Повелом зависимость, согласно которой для легированной стали ниже температуры превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ справедливо уравнение, $Вм / (м \cdot К)$:

$$\lambda = 418,7/S,$$

где

$$S = 5,5 + 0,1\theta^2 + 0,35 \theta + 2,2\% C (1 - 0,1125 \theta) + 4,5\% Si (1 - 0,125 \theta) + 1,9\% Mn (1 - 0,1125 \theta) + 0,64\% Cr (1 - 0,1 \theta) + 0,9\% Ni (1 - 0,125 \theta)$$

при $\theta = 0,01 T, ^\circ C$ и при том, что количество легирующих элементов дано в процентах по массе.

При температурах выше температуры превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ для сталей справедливо уравнение, $Вм / (м \cdot К)$:

$$\lambda = \lambda_{\alpha/\gamma} + \frac{29,1 - \lambda_{\alpha/\gamma}}{1200 - T_{\alpha/\gamma}} (T - T_{\alpha/\gamma}),$$

где $\lambda_{\alpha/\gamma}$ - теплопроводность стали при температуре $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения, $T_{\alpha/\gamma}$ - температура $\alpha \rightarrow \gamma$ - превращения, $^\circ C$.

Коэффициенты теплопроводности и их температурные зависимости для сталей различного состава приведены в справочной литературе. Для многих случаев эти данные достаточны. При выполнении тепловых расчетов целесообразно, по возможности, пользоваться этими данными, непосредственно относящимися к конкретным материалам (прил.4).

С учетом линейного изменения теплопроводности от температуры в широкой области температур, достаточно для расчетов использовать две экспериментальные точки: первую - при температуре $20 ^\circ C$, вторую - при одной из повышенных температур. Для всех остальных (текущих) температур коэффициент теплопроводности определяется элементарным расчетом.

РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

Решение дифференциального уравнения теплопроводности в условиях нестационарного теплообмена требует определения коэффициента температуропроводности, являющегося коэффициентом пропорциональности в основном уравнении теплопроводности.

Температуропроводность – это комплексная характеристика теплофизических свойств различных материалов, определяющая скорость изменения температуры в процессе переноса тепла через тело в режиме теплопроводности.

Коэффициент температуропроводности металлических материалов - важная их характеристика, лежащая в основе многих тепловых расчетов, выполняемых на основе дифференциального уравнения теплопроводности.

3.1. Уравнение теплопроводности и коэффициент температуропроводности

Коэффициент температуропроводности $a = \frac{\lambda}{\rho c}$ характеризует величину временного изменения температуры тела в результате нестационарной теплопроводности. Он прямо пропорционален количеству тепла, передаваемого теплопроводностью и обратно пропорционален способности проводника тепла накапливать его (теплоемкость тела). Размерность коэффициента температуропроводности m^2/c .

Коэффициент температуропроводности является важным элементом тепловых расчетов температурных полей, поскольку он является коэффициентом пропорциональности в основном уравнении теплопроводности, которое для "бесконечных" осесимметричных тел для одномерного потока тепла в цилиндрических координатах записывается в виде:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{n}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right),$$

где: T - текущая температура; τ - текущее время; r - текущее значение радиуса; n - коэффициент формы: $n = 0$ - пластина, $n = 1$ - цилиндр, $n = 2$ - шар, куб.

Использование такого уравнения существенно упрощает расчеты по сравнению с аналогичными вычислениями для трехмерного потока в декартовых координатах и позволяет решать задачи для основных форм нагреваемых и охлаждаемых изделий при термической обработке. Цилиндрические координаты фактически обеспечивают учет двухмерных потоков тепла между поверхностью и осью цилиндрических изделий. В необходимых случаях при создании программного обеспечения расчетов распределения температур в изделиях сложной формы принципиально возможно использование уравнений, соответствующих трехмерным потокам тепла и в декартовых координатах.

3.2. Сеточный метод решения уравнения теплопроводности

Для решения дифференциальных уравнений существует множество методов. Одним из них, достаточно наглядным и сравнительно простым является сеточный метод с использованием разностных отношений.

Этот метод заключается в том, что бесконечно малые приращения в уравнении заменяются малыми, но конечными разностями соответствующих параметров.

Для решения уравнения теплопроводности используется расчетная прямоугольная сетка, состоящая из двух систем слоев (рис.3.1).

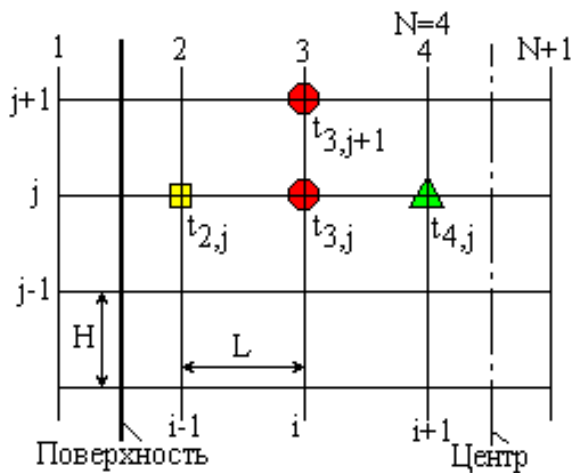


Рис.3.1. Расчетная сетка решения уравнения теплопроводности разностным методом: 1,2,3,4, $i-1$, i , $i+1$, $N+1$ - слои по глубине изделия; $j-1$, j , $j+1$ - расчетные слои по времени; H , L - расчетные параметры сетки, соответственно по времени и расстоянию между слоями изделия

Точки в горизонтальных слоях соответствуют точкам по сечению изделия. Точки в вертикальных слоях отвечают последовательным моментам во времени.

Точки по расстояниям проставлены через каждые полные отрезки L таким образом, что первая точка находится во внешней среде на расстоянии $\frac{1}{2}L$ от поверхности, остальные на расстояниях L . Последняя точка находится на расстоянии $\frac{1}{2}L$ от оси (центра). Обозначение текущей точки по расстоянию i , каждой предыдущей точки $i-1$, каждой последующей $i+1$.

Точки по времени обозначены j (текущая точка); каждая предыдущая точка (в предшествующий микромент времени) $j-1$, каждая последующая во времени точка $j+1$.

За период расчета принимается, что расстояние между всеми слоями L является величиной постоянной.

Неизменной величиной за период расчета принимается и приращение во времени H , а следовательно и их соотношение L/H также величина постоянная. Размерность этого соотношения - м/с. С учетом размерности коэффициента температуропроводности ($\text{м}^2/\text{с}$), соотношение L/H должно быть пропорциональным отношению a/L , размерность которого $\text{м}^2/(\text{с} \cdot \text{м}) = \text{м}/\text{с}$.

Поскольку величина теплопроводности изменяется с изменением температуры, а соотношение $L/H = \text{const}$, то изменение температуропроводности должно компенсироваться изменяемым по ходу расчета коэффициентом пропорциональности P , т.е.

$$\frac{L}{H} = P \frac{a}{L},$$

отсюда

$$H = \frac{L^2}{a \cdot P}; L^2 = H \cdot a \cdot P$$

коэффициент P в циклах рассчитывается как

$$P = \frac{L^2}{H \cdot a}.$$

Уравнение теплопроводности для одномерного теплового потока в пластине имеет вид

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2}.$$

При этом r - соответствует расстоянию по толщине пластины.

Заменяя бесконечно малые соответствующими конечными разностями, получим

$$\frac{T_{i,j+1} - T_{i,j}}{H} = a \frac{(T_{i+1,j} - T_{i,j}) - (T_{i,j} - T_{i-1,j})}{L^2},$$

заменив $L^2 = H \cdot a \cdot p$ и проведя сокращения, получим

$$T_{i,j+1} = T_{i,j} + \frac{1}{p}(T_{i+1,j} - 2T_{i,j} + T_{i-1,j})$$

и

$$T_{i,j+1} = T_{i,j} \left(1 - \frac{2}{p}\right) + \frac{1}{p}(T_{i+1,j} + T_{i-1,j}).$$

Из этого выражения следует, что появилась возможность определить значение температуры в расчетной точке i по сечению в следующий момент времени $(j+1)$ только по трем значениям температуры в текущий момент времени, в точках отстающих на один шаг от расчетной в обе стороны от расчетной и в самой расчетной точке.

На приведенной схеме температура $T_{3,j+1}(0)$ определяется расчетом по указанной выше формуле по значениям температур в расчетный момент j в слоях 2, 3 и 4 (■ ● ▲), $(T_{2,j}; T_{3,j}; T_{4,j})$.

Из указанного выражения следует также, что при значениях $p < 2$ появляется слагаемое со знаком минус, при этом математическая модель теряет устойчивость и приводит в результате расчетов к грубым ошибкам.

Осуществляя расчеты от слоя к слою по времени в принятой сеточной модели, можно получить значения температур в каждой точке по сечению в каждый новый момент времени. Контролируя достижение заданной температуры, удастся определить длительность процесса нагрева (охлаждения) изделия, как на поверхности, так и в центре его.

Аналогичные расчеты можно выполнять для цилиндра и шара, используя в уравнении теплопроводности дополнительное слагаемое, соответствующее появлению криволинейности поверхности теплообмена с одной степенью кривизны (для цилиндра) и двух (для шара). Это соответствует увеличению числа направлений тепловых потоков в изделии:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{n}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right),$$

где $n = 1$ - для цилиндра (одна степень кривизны - двумерный поток тепла); $n = 2$ - для шара (две степени кривизны - симметричный трехмерный поток).

Использование разностных отношений позволяет получить следующее выражение в следующий момент времени $(j + 1)$:

$$T_{i,j+1} = \left(1 - \frac{2}{p}\right) \cdot T_{i,j} + \frac{1}{p} (T_{i+1,j} + T_{i-1,j}) + \frac{n \cdot L}{r_i p} (T_{i-1,j} - T_{i,j}),$$

при замене $r_i = (N + 1 - i) \cdot L$

$$T_{i,j+1} = \left(1 - \frac{2}{p}\right) \cdot T_{i,j} + \frac{1}{p} (T_{i+1,j} + T_{i-1,j}) + \frac{n}{(N + 1 - i) \cdot p} (T_{i-1,j} - T_{i,j}),$$

где для цилиндра n превращается в 1, для шара - в 2.

Следовательно, в "бегущем" по времени расчете требуются только значения распределения температуры по сечению в каждый текущий момент времени и значение коэффициента p , который изменяется от цикла к циклу расчетов в связи с зависимостью его от температурного изменения коэффициента температуропроводности.

При этом возникают проблемы с определением температур в крайних точках $T_{1,j}$ и $T_{N+1,j}$, поэтому в каждом цикле их рассчитывают отдельно. При этом считают, что $T_{N+1,j} = T_{N,j}$, что соответствует усло-

вию в конце каждой стадии расчетов $\frac{\partial T}{\partial r} = 0$.

Температуры в точках $i = 1$, которые лежат на расстоянии $0,5L$ от поверхности, по своей физической сущности являются некоторыми фиктивными (лишь расчетными) температурами, необходимыми для продолжения расчетов в каждый новый отрезок времени.

Они могут быть определены по формуле

$$T_{1,j} = \frac{\left(1 - \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}\right) \cdot T_{2,j} + \frac{L \cdot \alpha}{\lambda} \cdot T_c}{1 + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}},$$

а температура поверхности при этом

$$T_{R,j} = \frac{T_{2,j} + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda} \cdot T_c}{1 + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}}.$$

Рассмотренное решение уравнения теплопроводности заложено в основу программного обеспечения программ "ТЕРЛО" и "TPL-2", которые разработаны соответственно для языков программирования BASIC и PASCAL.

Кроме того, это основное решение стало ядром решения многих других тепловых задач, в частности, программы SADKA, предназначенной для расчетов прогрева слоистых садов.

Использование рассмотренного решения уравнения теплопроводности позволяет определять распределение температур по сечению изделия в каждый текущий момент времени, а, следовательно, и фиксировать в эти же моменты градиенты температур по сечению. Такой подход использован при разработке программного обеспечения для построения эпюр остаточных напряжений в стальных изделиях при различных видах термической обработки.

В ряде случаев возникает потребность анализа тепловых процессов, происходящих в зоне контакта горячей и холодной сред, при котором происходит изменение температур обеих контактирующих сред. При этом тепло переходит от горячего к холодному телу, а в каждом из тел возникает температурный градиент, соответствующий нагреву одного из них и охлаждению другого. В таких условиях теплообмена возможно проведение двух параллельных расчетов, при которых в каждый расчетный момент времени температура поверхности одного из контактирующих тел играет роль температуры внешней среды для второго тела, и, наоборот, температура поверхности второго тела становится температурой внешней среды для первого.

Такой подход к решению уравнения теплопроводности использован при создании специализированной программы для анализа тепловых процессов, происходящих в кристаллизирующемся металле при кристаллизации отливок и одновременно в материале формы. Он также может использоваться для изучения процессов теплообмена при закалке тонких пластин в холодных штампах при их непосредственном контакте.

Глава 4

ПРОГРАММА "ТЕРЛО"

4.1. Назначение программы

Программа "ТЕРЛО" предназначена для выполнения теплотехнических расчетов распределения температуры по сечению металлических изделий при нагреве и охлаждении в различных условиях внешнего теплообмена и широком диапазоне теплотехнических характеристик нагреваемого и охлаждаемого материала и размеров изделия. Программа позволяет определять длительность нагрева поверхности изделия до заданной температуры и прогрева изделий конечных размеров от поверхности к центру и термокинетические режимы охлаждения.

Программа "ТЕРЛО" разработана в двух вариантах:

для работы в диалоговом режиме на языке BASIC: gwbasic\teplo;

для работы в режиме диалоговых меню с использованием системы программирования PASCAL: TPL-2.

Программное обеспечение предназначено для работы на современных персональных компьютерах типа IBM различного класса от PC 286 и выше, PENTIUM и машинах других типов.

Программное обеспечение позволяет решать множественные задачи анализа тепловых процессов при различных операциях термической обработки, включая относительно простые одинарные процессы нагрева или охлаждения, а также очень сложные сочетания режимов, в том числе в их непрерывном продолжении.

Программой предусматриваются расчеты нагрева изделий в воздушной или иной газовой среде, в жидких теплоносителях, включая масляные ванны, расплавы солей и жидких металлов. Возможен анализ распределения температур по сечению крупных изделий также при использовании нагрева садки вместе с печью, например, при повышении температуры печи с заданной скоростью.

Программа предусматривает выполнение расчетов охлаждения изделий вместе с печью, на открытом спокойном воздухе, в условиях вентиляционного охлаждения или в струе сжатого воздуха. Рассчитывается охлаждение изделий в воде, масле, расплавах солей и щелочей, а также в расплавах жидких металлов. Эффективно считаются процессы охлаждения в потоках водо-воздушных смесей в широком диапазоне скоростей воздушных потоков и количества вводимой в факел воды.

Программа построена таким образом, что с ее помощью удастся анализировать непрерывные режимы ступенчатого нагрева или охлаждения, включая изменение вида нагревающих или охлаждающих сред на каждом этапе нагрева и охлаждения. Возможен анализ тепловых инерционных явлений изменения температуры в больших сечениях детали на разном расстоянии от поверхности при термоциклическом воздействии, что представляет большой интерес для "теплотехнически массивных" изделий.

Программа может быть применена для моделирования различных процессов тепловой обработки металлических изделий на разной основе, включая стали, чугуны, алюминиевые, медные и другие сплавы. Кроме того, она может быть широко использована для выполнения технологических расчетов оптимального времени нагрева и выдержки для прогрева изделий по сечению, что опять же важно для массивных изделий.

Программа не имеет принципиальных ограничений по размерному ряду обесчитываемых изделий. Могут проводиться расчеты процессов нагрева и охлаждения деталей от миллиметровых до метровых сечений. При этом не страдает точность получаемых результатов.

4.2. Математическая модель

В качестве математического аппарата программы использованы дифференциальные уравнения, описывающие теплообмен между внешней средой и поверхностью металла, а также дифференциальные уравнения теплопроводности для описания перераспределения тепла от поверхности изделия к сердцевине или в иных случаях, характеризующихся наличием в однородном металлическом материале градиентного распределения температур.

В основу расчетов заложены условия третьего рода, предусматривающие нагрев, либо охлаждение тела в среде, имеющей постоянную температуру. Наряду с этим, методы программирования, использующие многократные расчеты в автоматических циклах на ЭВМ, позволяют вносить соответствующие коррективы для расчета нагрева в условиях непрерывного повышения температуры внешней среды по заданному закону. Простейшим законом изменения температуры внешней среды при нагреве и охлаждении, использованном, в частности, в программе "ТЕРЛО", является линейный.

Программа позволяет осуществлять расчеты нагрева и охлаждения изделий различной формы, в том числе пластины, бесконечного цилиндра и шара (куба). Для выполнения расчетов нагрева или охлаждения реальных тел следует предварительно привести наиболее характерное сечение той или иной детали к указанным выше простейшим формам. При этом следует учитывать варианты укладки деталей в печи и характер экранирования нагреваемого изделия теми или иными конструктивными элементами его сечения, а также направление основных тепловых потоков по отношению к тепловоспринимающей или теплоотдающей поверхности изделия, соответственно, при нагреве и охлаждении.

Основным расчетным уравнением теплопроводности (температуропроводности), использованном в программе "ТЕРЛО", является:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{n}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right),$$

где T - текущая температура; τ - текущее время; r - текущее значение радиуса; a - коэффициент температуропроводности; n - коэффициент формы: $n = 0$ - пластина; $n = 1$ - цилиндр; $n = 2$ - шар, куб.

Уравнение теплообмена между внешней средой и поверхностью детали при граничных условиях третьего рода имеет вид

$$\frac{\partial T}{\partial r} = -\frac{\alpha}{\lambda} [T(R, \tau) - T_c],$$

где α - коэффициент теплоотдачи между средой и поверхностью детали; λ - коэффициент теплопроводности; R - характеристический размер изделия (радиус шара, цилиндра, половина толщины пластины); T_c - температура внешней среды.

В качестве начальных условий принято постоянство температур по сечению в начале каждой стадии процесса нагрева или охлаждения, т.е.

$$T(r, 0) = T_0.$$

Методы программирования, использующие многократные расчеты в автоматических циклах, позволяют проводить *расчеты из неоднородного исходного температурного поля*, если такая неоднородность распределения температур была получена специально предшествующими стадиями расчетов. Это означает, что расчеты из неоднородного температурного поля следует применять в тех случаях, когда представляет интерес анализ многоступенчатых режимов нагрева или охлаждения. При этом на каждой стадии такого сложного процесса можно изменять или оставлять неизменными вид или температуру внешней среды, ограничивать стадии по времени, т.е. изменять те параметры процесса, которые реально можно регулировать при проведении непрерывного процесса в режиме текущего времени.

В случае использования расчетов из неоднородного температурного поля началу вычислений по каждой анализируемой стадии термической обработки соответствует описание начального для этой стадии неоднородного температурного поля из завершающего цикла расчетов предыдущей стадии, т.е.

$$T_{\text{посл}}(i, 0) = T_{\text{пред}}(i, N_1),$$

где $T_{\text{посл}}(i, 0)$ - значения температуры в каждом расчетном слое в начальный период новой (последующей) стадии вычислений, а $T_{\text{пред}}(i, N_1)$ - ранее рассчитанные на предшествующей стадии расчетов значения температур в тех же слоях по сечению на последнем (N_1) цикле уже проведенных вычислений.

При проведении вычислений в каждом цикле по времени исходят из того условия, что температура симметричного тела вблизи его геометрической оси - есть величина постоянная, т.е.

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0.$$

Решение системы дифференциальных уравнений было проведено сеточным методом (см. гл.3) с использованием разностных отношений, который позволил определить значения температур в узлах расчетной сетки по радиусу (толщине) нагреваемого либо охлаждаемого изделия в каждый последующий момент времени

по значениям температур, соответствующих только распределению температур по сечению в текущий момент времени. Такой подход к вычислению сеточным методом дает хорошие результаты только при правильном соотношении шагов изменения положения расчетных точек вдоль осей расстояния и времени. При этом должно быть обеспечено, чтобы

$$H = \frac{L^2}{a \cdot P},$$

$$P > 2,$$

где H - шаг расчетной сетки по времени; L - шаг расчетной сетки по расстоянию; P - коэффициент пропорциональности (коэффициент шага сетки); a - коэффициент температуропроводности.

Здесь рассмотренное ограничение значения коэффициента шага сетки ($P > 2$) составляет некоторое неудобство в расчетах. Однако его соблюдать нужно обязательно для получения надежных результатов. Программой предусмотрено предупреждение пользователя о недопустимом уменьшении коэффициента P в процессе выполнения расчетов.

В программе в качестве основного расчетного уравнения использовано частное решение рассмотренных дифференциальных уравнений в виде суммы отдельных слагаемых:

$$T_{i,j+1} = D_1 + D_2 + D_3;$$

$$D_1 = \left(1 - \frac{2}{p}\right) \cdot T_{i,j};$$

$$D_2 = \frac{T_{i-1,j} + T_{i+1,j}}{p};$$

$$D_3 = \frac{T_{i-1,j} - T_{i,j}}{(N - i + 1) \cdot p}.$$

Такое представление основного расчетного уравнения облегчает процесс программирования, особенно, для разветвления программы, обусловленного различными формами анализируемого изделия (пластина, цилиндр, шар). Для пластины слагаемое D_3 превращается в нуль, для шара этот коэффициент удваивается по сравнению с расчетами цилиндрических изделий.

Как уже отмечалось, расчеты разностным методом требуют введения дополнительных (фиктивных) узловых точек, лежащих вне изучаемой области на расстоянии от поверхности тела, равном половине шага сетки по радиусу ($0,5 \cdot L$). Температура в этой точке в каждый момент времени определяется по выражению

$$T_{1,j} = \frac{\left(1 - \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}\right) \cdot T_{2,j} + \frac{L \cdot \alpha}{\lambda} \cdot T_c}{1 + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}},$$

а температура поверхности

$$T_{R,j} = \frac{T_{2,j} + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda} \cdot T_c}{1 + \frac{L \cdot \alpha}{2\lambda}}.$$

Многочисленные расчеты в автоматических циклах на ЭВМ позволяют осуществлять учет изменения теплофизических характеристик материалов изделия на перераспределение тепловых потоков внутри изделия и процессы теплообмена на его поверхности. Программа предусматривает корректировку в каждом цикле вычислений по слоям в каждый момент времени таких характеристик как: плотность материала, его теплоемкость, теплопроводность, температуропроводность, коэффициент теплоотдачи, который, в свою очередь, зависит как от температур среды и изделия, так и от физических характеристик среды и материала изделия.

Расчеты в программе "ТЕПЛО" основаны на основном положении о том, что основным видом теплообмена между внешней средой и поверхностью тела является излучение, в связи с чем программой предусматривается вычисление коэффициента теплоотдачи излучением по выражению

$$\alpha_{\text{л}} = C_s \frac{\left[\left(\frac{T_c}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_n}{100} \right)^4 \right]}{T_c - T_n}.$$

Учет процессов теплопередачи иными механизмами (конвекцией, испарения, кипения жидкости и др.) осуществлен в программе на основе введения дополнительных корректирующих коэффициентов (множителей K), усиливающих теплообмен, значение которых будет зависеть от конкретных физических особенностей развивающихся процессов на поверхности изделий. При этом $\alpha_{\text{полн}} = K \cdot \alpha_{\text{л}}$.

Основные выражения для расчета корректирующих коэффициентов теплообмена K рассмотрены в первой главе книги. Там же приведены основные примеры расчетов, которые были выполнены по программе "ТЕПЛО".

4.3. Структура программы "ТЕПЛО"

Структура программы "ТЕПЛО" представляет собой широко разветвленную систему операторов, решающих задачи ввода исходных данных, выполнения вычислительных и управляющих действий, а также операторов вывода полученных результатов в удобной для пользователя форме. На рис.4.1 представлена укрупненная блок-схема всей программы, где в качестве отдельных блоков представляются разделы программы, сами состоящие из множества операторов и связанных в различные структуры.

Первым разделом программы является блок ввода исходных данных, который по-разному решается в различных вариантах ее реализации. В диалоговом режиме работы программы в системе BASIC ввод исходных данных решается двумя путями. Во-первых, часть исходных данных введена в программном режиме в виде операторов присвоения.

Это, преимущественно, касается эмпирических зависимостей и основных констант, отвечающих за изменение корректирующих коэффициентов теплоотдачи различных нагревающих и охлаждающих сред. И все же основной объем исходной информации вводится пользователем в линейном режиме по запросам программы. Это позволяет "живо" общаться с программой, однако этому методу работы свойственен серьезный недостаток, обусловленный требованием необходимости безошибочного ввода всех данных, что не всегда удается выполнить в реальных условиях человеческого фактора.

В другом варианте программы (PASCAL) реализован ввод данных в диалоговых оконных меню, которые позволяют достаточно свободно и в произвольной последовательности вводить и корректировать исходные данные, необходимые для выполнения расчетов.

При этом в базу исходных данных в программном режиме заложен так называемый базовый вариант, который создан с целью проверки работы программы, обучения пользователей и использования части из данных без перезагрузки, в случае совпадения с вводимыми пользователем значениями.

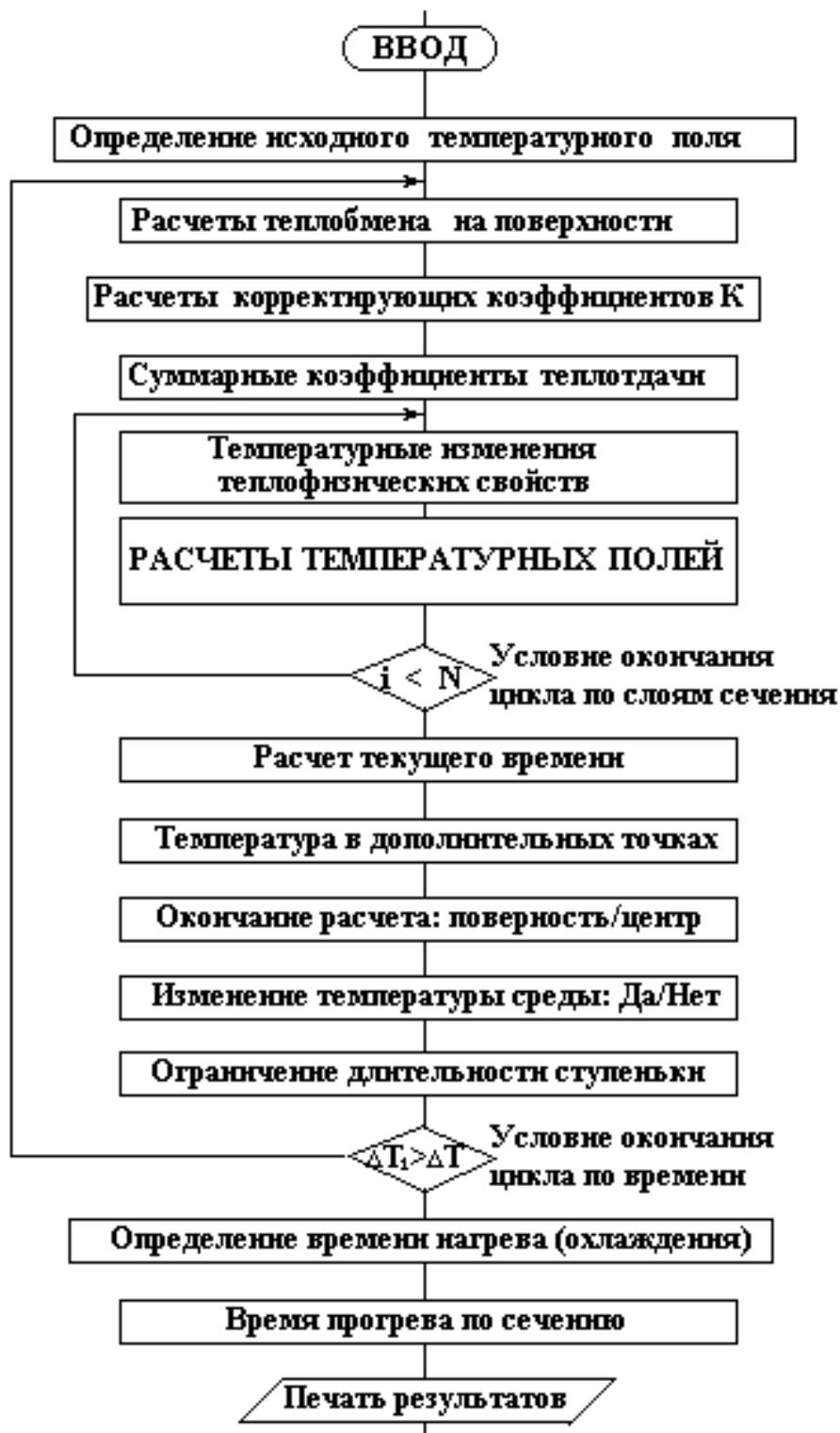


Рис.4.1. Блок-схема программы "ТЕПЛО"

Наряду с этим, программой предусматривается возможность записи в файл любых вариантов сочетаний исходных данных, которые в дальнейшем могут многократно использоваться для расчетов без перезагрузки.

Подготовка и ввод исходных данных

Для ввода расчетных данных при работе с программой "ТЕПЛО", а также "TPL -2", их следует заранее подготовить. Это означает, что они должны быть записаны для решения каждой задачи в требуемом порядке, соответствующем очередности ввода по программе, работающей в диалоговом режиме. Кроме того, размерности всех физических величин должны быть приведены к системе СИ (*м, кг, Джоуль, Ватт, секунда*). Значения температуры выражаются в градусах Цельсия. В расчетах они переводятся в Кельвины автоматически.

При работе с программой в диалоговом режиме исходные данные вводятся в определенном порядке.

Исходная температура детали. Для процессов нагрева - это обычно комнатная температура (20 - 25 °С). При использовании предварительного подогрева перед расчетной стадией исходной температурой должна вводиться температура этого подогрева (70 °С, 200 °С и т.д.). При расчете одиночного режима охлаждения в качестве исходной указывается температура детали, с которой начинается охлаждение (например, 800 °С).

Конечная температура детали - нижний предел технологической температуры. Например, если в соответствии с техпроцессом, температура режима равна 830 ± 10 °С, то в качестве расчетной конечной температуры следует указать 820 °С.

При расчете процессов охлаждения в качестве конечной температуры детали целесообразно указывать температуру, несколько более высокую, чем температуру охлаждающей среды. Если в качестве охлаждающей среды используются жидкие теплоносители, то целесообразно указывать конечную температуру детали на 20 - 30 °С выше температуры этой среды. При охлаждении на воздухе температуру детали в конце процесса целесообразно ограничивать 100 - 200 °С. При анализе ступенчатого охлаждения в качестве конечной температуры детали следует указывать температуру очередной последующей ступени.

Сведения о характере процесса: нагрев или охлаждение. Следует выбрать вариант процесса, причем, определиться, будете ли Вы использовать режим нагрева или охлаждения с печью. Если нет, то во всех остальных случаях следует использовать нагрев или охлаждения в условиях постоянной температуры среды. В том случае, если проводится расчет нагрева или охлаждения с печью, необходимо вводить используемую скорость нагрева или охлаждения в °С/с.

Сведения об охлаждающей или нагревающей среде. Из предложенного программой перечня необходимо выбрать соответствующую среду: воздух, воду, масло, свинец, расплавленные соли или водовоздушные смеси.

Дополнительные данные об особенностях теплообмена. Здесь следует определить состояние сред, которые могут оказывать влияние на значения корректирующих коэффициентов теплоотдачи K . Такими данными являются: скорость движения воздуха, скорость движения потоков водо-воздушной смеси, влажность этих потоков - долей единицы, зависящая от количества вводимой в факел воды. Например, при влажности 10% - 0,1; 30% - 0,3 и т.д.). При использовании нагрева, охлаждения в соляных ваннах следует учитывать степень перегрева солей выше их температуры плавления, учитывая, что чем выше степень перегрева, тем интенсивнее теплообмен и тем более высокими являются значения корректирующего коэффициента теплоотдачи K в интервале от 7 до 10.

Теплофизические характеристики материала и процесса. Вводятся следующие свойства материала изделия: коэффициент теплопроводности при исходной и конечной температуре; средняя теплоемкость при исходной и конечной температуре; коэффициент излучения. При определении коэффициента излучения следует иметь в виду, что для абсолютно черного тела его величина 5,67. Для реальных тел его значение обычно колеблется в пределах от 2,5 до 4,5. Поэтому наибольшие значения следует вводить при использовании процессов окислительного нагрева и последующего охлаждения стальных и чугунных изделий, меди, медных сплавов. Для безокислительного нагрева (в контролируемых средах, в том числе при цементации, нитроцементации) используются значения 2,5 - 3,0. Для нагрева алюминиевых сплавов с серебристой поверхностью - 2,5.

Сведения о форме изделия (цилиндр, пластина, шар). Если форма изделия прямо не соответствует указанным простым формам, то ее следует привести к ним с соответствующим приближением, выбрав соответствующий расчетный размер.

Сведения о размерах изделия. В программе требуется ввести расчетный размер нагреваемого или охлаждаемого изделия. Для цилиндра или шара - это половина диаметра (радиус), для пластины - половина толщины. Трубу целесообразно представлять в виде пластины, но с расчетным размером, равным полной толщине стенки. При этом следует учитывать способ укладки деталей в печи и их возможное экранирование друг другом или отдельными элементами сечения самой детали. Например, если проводится расчет нагрева стопки кольцевых деталей в воздушной среде, то их целесообразно представить в виде трубы, расчетный размер при этом следует определять как для трубы. При охлаждении в масле такой стопки или трубы, в связи с омыванием жидкой средой снаружи и изнутри, расчетный размер необходимо определять как для пластины, т.е. в два раза меньший, чем при нагреве в воздушной среде.

Число узлов расчетной сетки по сечению N. Число от 2 до 5. Оно определяет количество столбцов данных по результатам расчетов, показывающее изменение температуры на поверхности (первый столбец) и в нескольких точках по сечению (остальные столбцы). Следует учитывать, что минимальное значение можно указывать только для самых мелких сечений (например, менее 10 мм в диаметре). При расчетной толщине изделия до 50 мм число расчетных слоев целесообразно выбирать равным 3. При радиусах 100 мм и более в расчетах хорошо реализуются значения 4 - 5. Использование минимального значения 2 для крупных изделий приводит к грубым ошибкам в расчетах.

Коэффициент шага расчетной сетки P. Этот коэффициент не может быть меньше 2. В противном случае результаты расчетов могут оказаться принципиально неверными. Программа следит за этим условием и предупреждает пользователя об уменьшении значения P меньше 2, но не приостанавливает расчеты. Поэтому следует учитывать указания программы о повторении расчетов с корректировкой исходно вводимого значения P . При расчетах процессов нагрева значение величины P , обычно, увеличивается, поэтому в качестве исходного значения для нагрева можно вводить 2. Однако в некоторых случаях, например, при нагреве аустенитных сталей и некоторых других высоколегированных сталей и цветных сплавов в связи с необычным изменением температуропроводности, величина может уменьшаться по ходу расчетов в циклах. Поэтому, даже при нагреве, P следует выбрать несколько больше двух (2,5 - 3,0). При расчетах процессов охлаждения значение коэффициента шага сетки непрерывно уменьшается по ходу счета, поэтому его исходное значение следует вводить заведомо больше двух. При относительно небольшой разнице температур в начале и конце охлаждения (100-200 °C) P может быть принят равным 3 - 4. При разнице 500 - 600 °C коэффициент следует принимать равным 6 - 8. Наибольшее значение P следует принимать при расчетах охлаждения при закалке (в масле 8 - 10, в воде до 15). При проведении серии расчетов следует отработать рациональное значение вводимого исходного параметра P , которое бы в конце расчетов максимально приближалось бы к значению 2. При этом обеспечивается наибольшая точность расчетов.

Температура окружающей среды. При нагреве в печах с заранее заданной постоянной температурой она принимается равной верхнему пределу температуры, заданной по технологии. Т.е., если по режиму термической обработки температура выдержки должна быть 830 ± 10 °C, то температуру внешней среды следует указывать 840 °C. В том случае, если проводится расчет нагрева вместе с печью с заданной скоростью, то в качестве температуры внешней среды следует указывать начальную температуру печи. В случае охлаждения в качестве температуры внешней среды указывается температура воздуха (20 °C), закалочного масла (например 60 °C или 120 °C - если масло горячее при ступенчатой закалке) и т.д.

Если расчет проводится для охлаждения вместе с печью, то в качестве начальной температуры внешней среды указывают температуру предшествующей выдержки.

Разница между температурой среды и детали в конце процесса. В случае нагрева до заданной температуры значение разницы между температурой среды и детали в конце процесса получается простым расчетом с учетом введенных ранее данных. Ее следует устанавливать равной сумме предельных отклонений от заданной по технологии. Если пределы отклонения ± 10 °C, то величина $E = 20$ °C. В специальных видах расчетов величина E может быть и другой. Например, при обсчете режимов "ложного перегрева" эта разница может достигать 100 - 150 °C, что, конечно, должно отражаться на ранее указанных параметрах: температуре внешней среды и конечной температуре нагрева металла. Расчеты процессов охлаждения целесообразно выполнять при

Температура фазового превращения. В качестве температуры фазового превращения следует при нагреве указывать значение точки A_{c1} или A_{c3} , при охлаждении, соответственно, A_{r1} или A_{r3} в зависимости от марки стали, если рассчитываемая операция не является закалочным охлаждением. При расчете закалочного охлаждения критической точкой является точка M_n .

Программа "TPL-2" создана* в системе PASCAL, как аналог программы "ТЕПЛО". Не отличаясь принципиально по структуре от своего аналога, она имеет особенности ввода исходных данных, обусловленные выбранным оконным способом их представления и применением систем меню с подвижным курсором ввода.

```

graph LR
    subgraph MM [ОСНОВНОЕ МЕНЮ]
        direction TB
        MM1[РОЛИК]
        MM2[ВВОД]
        MM3[РАСЧЕТ]
        MM4[ВЫВОД]
        MM5[ПРОДОЛЖ]
        MM6[ПОКАЗ]
        MM7[ВЫХОД]
    end

    subgraph IM [МЕНЮ ВВОДА]
        direction TB
        IM1[БАЗ.МОДЕЛЬ]
        IM2[ЧИТАТЬ Ф-Л]
        IM3[РЕДАКТОР]
        IM4[ЗАПИСЬ Ф-Л]
        IM5[ПОКАЗ МОД]
        IM6[Директорий]
    end

    subgraph PM [РЕЖИМ ОБРАБОТКИ]
        direction TB
        PM1[НАГРЕВ]
        PM2[ОХЛАЖДЕН]
        PM3[НА ПОЛНОЕ ПОЛЕ РЕДАКТОРА]
    end

    MM1 --> IM1
    IM1 --> PM1
    IM1 --> PM2
    IM1 --> PM3
    IM2 --> IM3
    IM3 --> IM4
    IM4 --> IM5
    IM5 --> IM6
    IM6 --> MM4
    MM4 --> MM5
    MM5 --> MM6
    MM6 --> MM7
    MM7 --> MM1
  
```

The diagram illustrates the program's menu structure, organized into three main sections: **ОСНОВНОЕ МЕНЮ** (Main Menu), **МЕНЮ ВВОДА** (Input Menu), and **РЕЖИМ ОБРАБОТКИ** (Processing Mode). The flow is as follows:

- ОСНОВНОЕ МЕНЮ** includes: РОЛИК, ВВОД, РАСЧЕТ, ВЫВОД, ПРОДОЛЖ, ПОКАЗ, and ВЫХОД.
- МЕНЮ ВВОДА** includes: БАЗ.МОДЕЛЬ, ЧИТАТЬ Ф-Л, РЕДАКТОР, ЗАПИСЬ Ф-Л, ПОКАЗ МОД, and Директорий.
- РЕЖИМ ОБРАБОТКИ** includes: НАГРЕВ, ОХЛАЖДЕН, and НА ПОЛНОЕ ПОЛЕ РЕДАКТОРА.

Navigation arrows indicate the following sequence:

- From **ОСНОВНОЕ МЕНЮ** to **МЕНЮ ВВОДА** (via РОЛИК).
- From **МЕНЮ ВВОДА** to **РЕЖИМ ОБРАБОТКИ** (via БАЗ.МОДЕЛЬ).
- Within **МЕНЮ ВВОДА**, arrows connect: БАЗ.МОДЕЛЬ to ЧИТАТЬ Ф-Л, ЧИТАТЬ Ф-Л to РЕДАКТОР, РЕДАКТОР to ЗАПИСЬ Ф-Л, ЗАПИСЬ Ф-Л to ПОКАЗ МОД, and ПОКАЗ МОД to Директорий.
- From **РЕЖИМ ОБРАБОТКИ** back to **МЕНЮ ВВОДА** (via НА ПОЛНОЕ ПОЛЕ РЕДАКТОРА).
- From **МЕНЮ ВВОДА** back to **ОСНОВНОЕ МЕНЮ** (via Директорий to ВЫВОД, then to ПРОДОЛЖ, ПОКАЗ, and finally back to РОЛИК).

Below the **МЕНЮ ВВОДА** section, a list of data types is provided with arrows pointing to the corresponding menu items:

- Таблица → points to РОЛИК
- График → points to РАСЧЕТ
- Модель → points to ВВОД
- Таблица распределения температур → points to ВЫВОД
- График изменения температуры → points to ПРОДОЛЖ
- Введенные данные для расчета → points to ПОКАЗ

После загрузки программы и включения в работу основного файла "_".exe на титульном экране программы высвечивается основное меню, в котором содержатся несколько операторов; активизация их с помощью мыши или стрелок клавиатуры и клавиши "Enter" позволяет реализовать работу программы в соответствующем режиме.

* Авторы: С.В.Нагарев, В.С. Биронт, студенты В.Г.Давыдов, С.Г.Громов

Однако основной путь работы с этим меню в начале работы требует активизации оператора "ВВОД ДАННЫХ", что приводит к высвечиванию нового меню: "МЕНЮ ВВОДА". Оператор "РАСЧЕТ" активизируется после работы с редактором, с помощью которого вводятся все исходные данные. Однако его можно активизировать и сразу без входа в редактор, но это будет означать работу программы с использованием исходных данных базовой модели, что полезно проводить для ознакомления с работой программы. Оператор "ВЫВОД" используется после окончания расчетной части программы для отражения на экране "МЕНЮ ВЫВОДА", которое непосредственно предлагает режимы вывода на "ЭКРАН", "ПРИНТЕР" и для записи на "ДИСК". При этом можно вывести таблицу распределения температур, график изменения температуры и введенные ранее и использованные при проведении расчета исходные данные. При работе в "МЕНЮ ВВОДА" можно активизировать операторы "БАЗОВАЯ МОДЕЛЬ" или "ЧИТАТЬ ФАЙЛ", если он был ранее записан в память машины. Активизация оператора "БАЗОВАЯ МОДЕЛЬ" открывает окно с уточняющим меню, от которого зависит первичная настройка базовой модели расчета в зависимости от режима работы программы: "НАГРЕВ" или "ОХЛАЖДЕНИЕ".

Основным оператором меню ввода данных является "РЕДАКТОР", активизация которого открывает на экране полное поле редактора (рис.4.3). После корректировки или полной замены данных во всех или некоторых меню редактора имеется возможность записать в файл новый комплект исходных данных, что выполняется с помощью оператора "ЗАПИСЬ ФАЙЛА" в меню ввода данных. Здесь же новые данные можно просмотреть, используя оператор "ПРОСМОТР МОДЕЛИ", и найти новый записанный файл через оператор "Директорий".

Окно поля "РЕДАКТОР" содержит 8 отдельных меню. Основным управляющим является меню "ВВОД", активизация операторов которого с помощью управляющих стрелок клавиатуры и клавиши "Enter" включаются для работы перечисленные в схеме (рис.4.3) рабочие меню.

После обращения к каждому из рабочих меню производится корректировка данных, необходимых для решения поставленной задачи, затем с помощью клавиши "Esc" переходят вновь к меню "ВВОД" для выбора нового рабочего меню. По окончании корректировки данных по всем рабочим меню редактора с помощью клавиши "Esc" выходят в основное меню программы, где активизируют оператор "РАСЧЕТ". Дальнейшую работу с программой проводят так, как описано выше.

После просмотра, распечатки или записи в файл результатов расчета с помощью оператора "ВЫВОД" можно продолжить работу с программой в режиме "ПРОДОЛЖЕНИЕ" (основное меню программы), если первоначально закладывались данные для расчета в таком режиме, или если при расчете оказалось недостаточно отведенного времени (меню: "ПАРАМЕТРЫ МОДЕЛИ").

При работе в режиме продолжения можно изменять только данные по операторам, не выделяемые специальным цветом (голубым) в рабочих меню поля "РЕДАКТОР".

ВВОД		ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА	
Парам. процесса СРЕДА ФОРМА РЕЖИМ ТЕМПЕРАТУРА Парам. модели ТЕХНОЛОГ	Температура окружающей среды Исходная температура Табл. значение максимальной темпер Табл. значение минимальной темпер Козф. теплопроводности при макс. Т Козф. теплопроводности при мин. Т Средн. теплоемкость при макс. Т Средн. теплоемкость при мин. Т Плотность материала при макс. Т Плотность материала при мин. Т Расчетный радиус, см Константа излучения Скорость нагрева, охлаждения, °C/c Скорость воздушного потока, м/с Температура структурного превращ.		
ФОРМА			
ШАР ЦИЛИНДР ПЛАСТИНА			
РЕЖИМ			
НАГРЕВ ОХЛАЖДЕНИЕ			
ТЕМПЕРАТУРА			
ПОСТОЯННАЯ ПЕРЕМЕННАЯ	СРЕДА ПЕЧЬ ВОДА МАСЛО ВОЗДУХ СВИНЦОВАЯ СОЛЯНАЯ	ПАРАМЕТРЫ МОДЕЛИ СЛОИ ПО X КОЭФФИЦИЕНТ Р ТЕМПЕРАТ. ЭТАПА ВРЕМЯ ЭТАПА КОНТРОЛЬ ТЕМПЕРАТУРЫ: Центр/Поверхность	
		ТЕХНОЛОГ	
Информационное поле работы программы		Испытано Ф.И.О Отдел	Сталь. Закалка _____ Группа _____

Рис.4.3. Схема поля меню "РЕДАКТОР" программы "TPL-2"

Поле "РЕДАКТОР" содержит внизу узкую полоску, на которой в оперативном режиме высвечиваются извещения о ходе правильного выполнения программы или сообщения о сбоях в работе программы, а также запросы о возможности продолжения работы программы в текущем порядке.

4.4. Расчетные блоки программы

Общая компоновка расчетной части программы представляет собой систему блоков, выполняющих собственные задачи в линейном порядке или в виде циклических повторяющихся комплексов вычислительных операций. Программа для решения главной задачи (определение распределения температур по сечениям изделия и во времени) содержит два основных цикла: внутренний - по сетке расстояния и наружный - по координате времени. Кроме того, программа содержит другие циклические операции, а также логические и условные операции обращения, разветвления вычислительных сетей и операции вывода. Большинство операторов программы достаточно точно реализуют линейные вычисления согласно математической модели, описанной выше (п. 4.2). Однако ряд блоков программы представляют самостоятельный интерес, в связи с чем они будут более подробно рассмотрены ниже.

Большое значение для выполнения программы имеет определение исходного температурного поля в обрабатываемом изделии.

Определение исходного температурного поля

При первичном обращении к блоку определения исходного температурного поля в начале расчетов (в первый момент времени - $j = 1$) программа реализует присвоение всем точкам по сечению с помощью оператора цикла по i одинаковое значение начальной температуры t_0 , что соответствует формированию однородного температурного поля (рис.4.4).

В том случае, если реализуется работа программы в режиме "*продолжение*" (что распознается программой с помощью условного оператора "*если*", имеющего значение $y_2 = 1$), то реализуется ветвь программы, согласно которой для начального момента новой стадии расчета присваиваются значения температур в каждой точке по сечению, соответствующие последнему моменту времени (N_1) из предыдущей стадии расчета ($t_{i,1} = t_{i,N_1}$). Это соответствует описанию неоднородного температурного поля, поскольку температуры t_{i,N_1} по сечению изделия отличаются друг от друга.

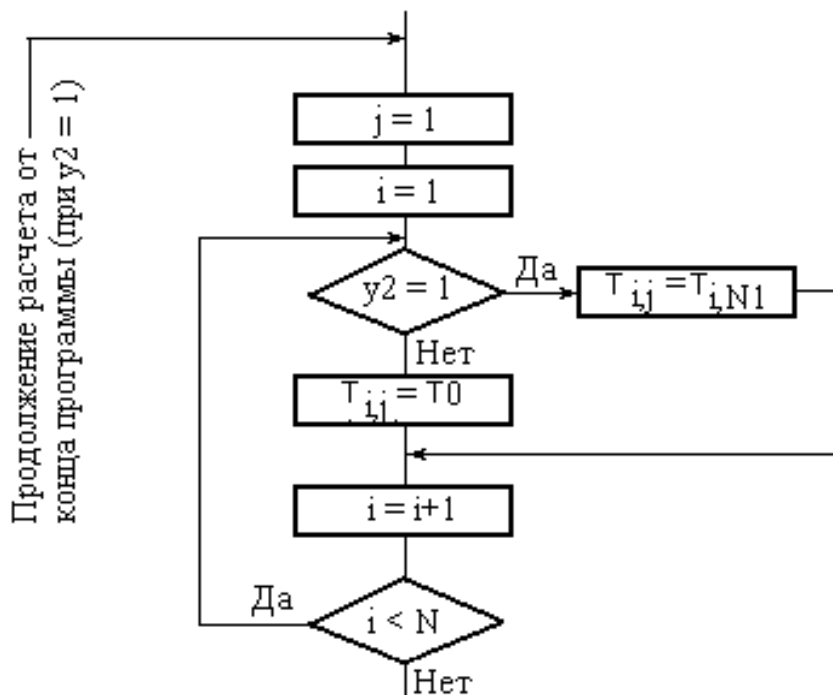


Рис.4.4. Блок-схема элемента программы "ТЕРЛО", соответствующая описанию исходного температурного поля

Расчеты теплообмена на поверхности

В данном подразделе целесообразно рассмотреть три последовательных блока программы, каждый из которых имеет большое значение при определении тепловых потоков на поверхности. Первый блок в большом цикле (рис.4.1) обеспечивает расчет коэффициента теплоотдачи излучением. Кроме того, здесь определяются некоторые вспомогательные разности температур, необходимые для осуществления первого цикла расчетов. Третий блок в этом разделе программы выполняет расчет суммарного коэффициента теплообмена на поверхности, с учетом корректирующих коэффициентов теплообмена K . Центральное место занимает второй широко разветвленный блок операторов, позволяющий рассчитывать значения корректирующих коэффициентов теплообмена K в зависимости от вида охлаждающей среды и условий охлаждения (рис.4.5).

Рассматриваемый блок представляет собой систему условных операторов, определяющих пути и формулы для расчета корректирующих коэффициентов теплообмена при нагреве либо охлаждении в воздушных (газовых) средах, масляных ваннах, в расплавах солей и жидких металлов (свинец), а также, при охлаждении в водяных, масляных закалочных баках, потоках водо-воздушных смесей.

При нагреве и охлаждении в газовых средах учитывается зависимость K от скорости перемещения воздушных (газовых) потоков, что соответствует учету теплообмена конвекцией между изделием и нагревающими или охлаждающими средами (ветвь $y_3 = 0$). Расчетные уравнения, положенные в основу программного обеспечения, описаны в п. 1.5.

Расчеты охлаждения в масляном закалочном баке предусматривают использование различных эмпирических зависимостей коэффициентов теплоотдачи в различных температурных интервалах (выше 800 °С, от 800 до 600 °С, а также ниже 600 °С). При анализе охлаждения в воде использованы аналогичные подходы к формированию расчетной схемы. Однако, в связи с особенностями использованной математической модели, согласно которой в окрестности температур 300 °С имеется опасность получения абсурдных значений, не отражающих действительные условия теплообмена, в программе применено ограничение максимального значения корректирующего коэффициента $K = 500$.

Рассчитанный таким образом корректирующий коэффициент теплоотдачи используется для определения суммарного коэффициента теплообмена на поверхности изделия с внешней средой с учетом влияния комплекса механизмов, действующих в реальных условиях его нагрева либо охлаждения.

Расчеты температурного поля

Вычисления распределения температур по сечению изделия в каждый текущий момент времени в программе реализованы в качестве содержания центральных циклических расчетов по i от $i=2$ до N (от поверхности к центру). Использование сеточного метода решения дифференциальных уравнений позволяет определить значения температур в узлах расчетной сетки по радиусу (толщине) нагреваемого либо охлаждаемого изделия в каждый последующий момент времени по значениям температур, соответствующих только распределению температур по сечению в текущий момент времени.

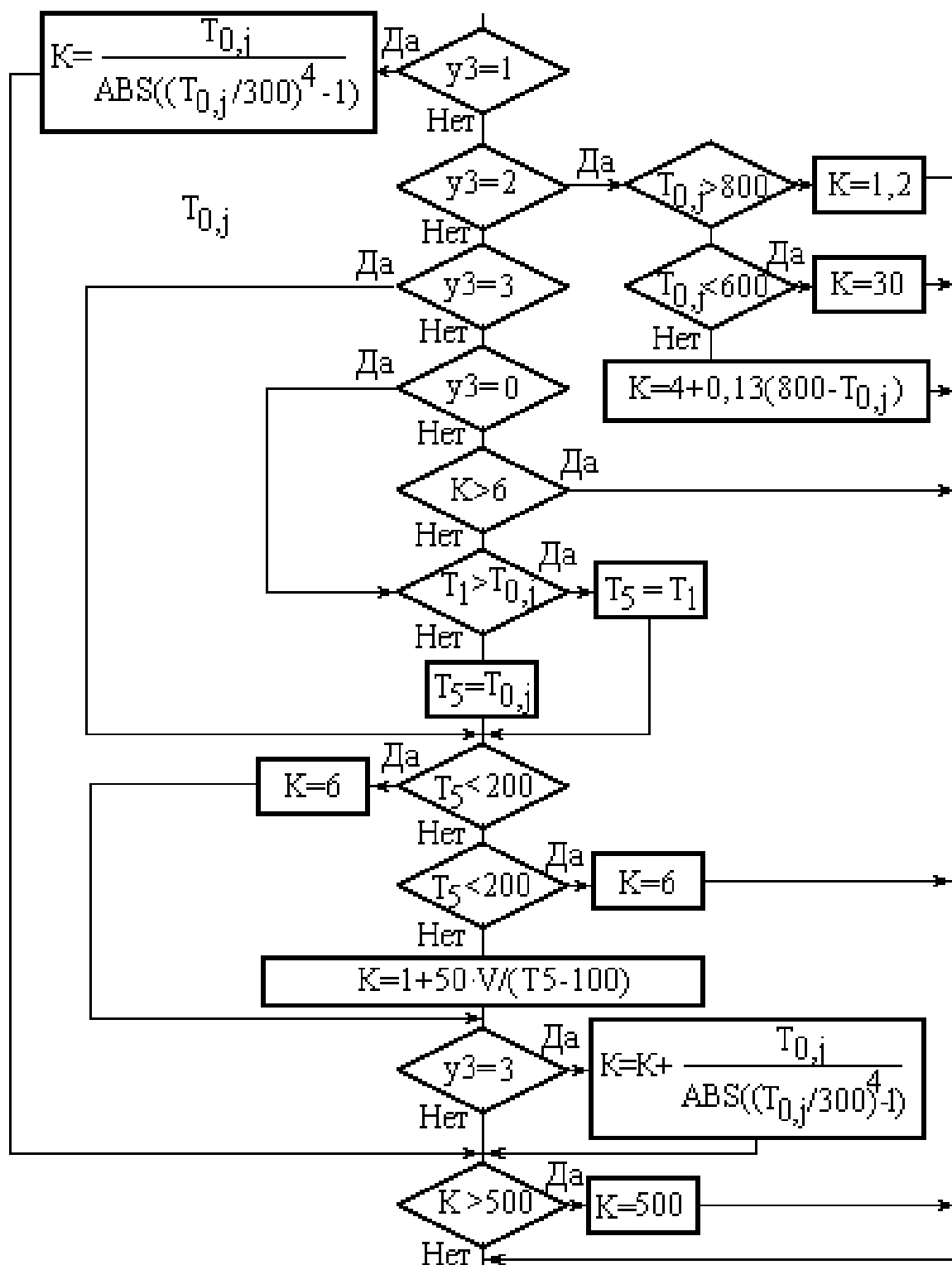


Рис.4.5. Блок-схема расчета корректирующих коэффициентов теплоотдачи K

Вычисления в каждом цикле производятся в линейном порядке (см. п.4.2).

Кроме того, в этой части расчетов корректируются значения теплофизических свойств материала изделия, которые зависят от текущей температуры в каждой точке изделия в каждый момент времени. В программе заложены линейные модели изменения теплоемкости, теплопроводности, плотности в зависимости от температуры в заданном температурном интервале.

После окончания циклических расчетов по сечению изделия реализован оператор счета текущего времени, зависящего от шага сетки по времени и количества больших циклов (по времени).

Для достижения полной картины распределения температур в тепловом поле следующая система операторов реализует расчеты температуры на поверхности изделия и в фиктивной точке $i=1$.

Здесь же рассчитывается изменение температуры внешней среды, если реализуются процессы нагрева либо охлаждения вместе с печью.

Кроме того, программа предусматривает возможность ограничения решения задачи по заданному времени нагрева либо охлаждения, что выводит ход решения на возможность продолжения расчетов из неоднородного температурного поля.

В некоторых случаях интересно остановить решение задачи в момент достижения заданной температуры лишь на поверхности, чтобы сформировать вид неоднородного температурного поля от поверхности к сердцевине изделия. Для этого существует разветвляющийся оператор контроля температуры по поверхности или центру. При проведении полных расчетов целесообразно ключ этого оператора устанавливать на указатель "Центр".

Окончание большого цикла, соответствующее завершению вычислений температурного поля во времени, реализуется с помощью оператора сравнения заданной и фактической разностей температур среды и температуры изделия в конце расчетного этапа. Умножение шага расчетной сетки по времени на число циклов, которые потребовались для достижения температуры поверхностного слоя и центральной части изделия, позволяет определить длительность нагрева поверхности до заданной температуры по технологии и общую длительность нагрева изделия с учетом прогрева по сечению. Эти данные отдельно выводятся на экран или на принтер на этапе вывода.

Вывод результатов расчетов

Вывод результатов расчетов может быть организован различными способами, в зависимости от возможностей используемого языка программирования. В программе "ТЕПЛО", построенной на языке BASIC, вывод минимизирован по своим возможностям. Он организован путем строчного представления введенных исходных данных расчета, значений длительности нагрева поверхности до заданной температуры и общей длительности нагрева с учетом прогрева сердцевины изделия, а также таблицы, описывающей распределение температур по сечению изделия в последовательные моменты времени (табл. 4.1).

Таблица 4.1 - Результаты расчета распределения температуры по сечению изделия

Время, с	Температура, °С			
	Расстояние от поверхности, мм			
	0	16,66	50	63,33
30,8	20,0	20,0	20,0	20,0
369,6	182,6	160,7	133,3	118,4
708,4	310,7	287,2	257,0	242,3
1047,2	422,7	398,5	367,2	352,1
1386,0	516,8	493,2	462,3	447,3
1724,8	592,6	570,6	541,6	527,4
2063,6	651,2	631,9	605,8	592,9
2482,4	695,4	679,0	656,5	645,3
2741,2	728,0	714,6	695,9	686,4
3080,0	752,0	741,3	726,0	718,3
3418,8	769,6	761,1	749,0	742,8
3757,6	782,5	775,9	766,4	761,5
4096,4	792,0	787,0	779,5	775,7

4435,2	799,1	795,2	789,5	786,5
4774,0	804,3	801,4	797,0	794,7

Графический вывод результатов в данной системе не предусмотрен. В программе "TPL-2", реализованной в поле программирования PASCAL, вывод результатов более разнообразен. Меню вывода в этой программе представлено на рис.4.2.

Как уже указывалось (п.4.3), результаты расчетов могут быть выведены на экран компьютера, на принтер - для распечатки или на диск - для записи на магнитный носитель. При этом результаты представляются в виде таблицы, аналогичной показанной выше (табл.4.1), а также в графической форме - в виде серии кривых изменения температуры во времени, каждая из которых соответствует нескольким точкам по сечению изделия, одна из них - изменение температуры поверхностного слоя.

Отдельно могут быть распечатаны исходные данные, введенные предварительно для выполнения расчета, включая сведения о пользователе программы, форме, размерах и материале изделия. Исходные данные выводятся на печать в соответствии с полной номенклатурой показателей, вводимых при загрузке данных, которые показаны во всех полях системы меню "РЕДАКТОР" (рис.4.3), включая "ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА", "ПАРАМЕТРЫ МОДЕЛИ" и др.

Окончание расчетов

Просмотр или распечатка полученных результатов расчетов еще не означает окончания работы программы. При необходимости можно вернуться в режим редактора, откорректировать исходные данные, если полученные результаты предыдущего расчета не удовлетворяют пользователя. Кроме того, расчеты могут быть продолжены в режиме "ПРОДОЛЖЕНИЕ", если это было заранее заложено первоначально введенными исходными данными. При этом сведения о номере этапа оперативно высвечиваются в информационном поле работы программы (рис.4.3).

Если пользователь считает, что на каком-либо этапе работы необходимо закончить работу с программой, он должен с помощью клавиши "Esc", нажимая ее последовательно необходимое число раз, вернуться в основное меню программы и активизировать оператор "ВЫХОД".

4.5. Пути совершенствования программы "ТЕПЛО"

Разработанная программа "ТЕПЛО" предусматривает решение большого числа разнообразных задач, но далеко не всех возможных применительно к технологии термической обработки металлов. Особенности теплообмена могут возникать при нагреве или охлаждении изделий в вакууме, в среде многоатомных тяжелых газов, в псевдоожигенных газо-твердых порошковых смесях ("кипящий слой"). Представляют интерес расчеты теплообмена при нагреве или охлаждении тонких листовых изделий между массивными металлическими плитами, а также процессы охлаждения холодной сердцевиной массивного изделия разогретого высококонцентрированными источниками энергии тонкого поверхностного слоя. Кроме того, представляют интерес процессы охлаждения изделий в новых закалочных средах, представляющих собой водные растворы водорастворимых полимеров. Все эти процессы не могут быть напрямую решены разработанной программой "ТЕПЛО".

Особенности теплообмена в вакууме

Нагрев (охлаждение) в вакууме характеризуется тем, что теплообмен между внешней средой и деталью реализуется исключительно по механизму излучения. Поэтому программное обеспечение для расчетов легко может быть получено путем модернизации программы "ТЕРЛО" на основе присвоения корректирующему коэффициенту теплообмена K значения, равного единице. Это будет соответствовать исключению из расчета всех иных механизмов теплообмена, кроме лучеиспускания. При этом следует во водной части программы ввести операторы описания задачи, например, ввести оператор " $y_3=4$ ", а в месте программы, описывающем расчет корректирующих коэффициентов теплоотдачи K , ввести условный оператор с этим же обозначением и оператор присвоения значения $K=1$ с соответствующим обходом всех иных операторов расчетов значения K .

Нагрев и охлаждение в атмосфере высокомолекулярных газов

В действующей программе нагрев (охлаждение) в газовых средах рассчитывается в предположении, что газовые среды характеризуются свойствами воздуха.

Однако реальные газовые среды, например, углеводородные, отличаются от воздуха по ряду свойств, главным из которых является степень черноты многоатомных (высокомолекулярных) газов.

Учет этого фактора может быть реализован путем точного либо приближенного регулирования коэффициента излучения C_2 , на основе сведений о влиянии состава и степени черноты газов на степень черноты системы по отношению к аналогичной системе с воздушной средой. При этом в блоке расчета теплообмена на поверхности перед оператором, соответствующим вычислению коэффициента теплообмена излучением, необходимо предусмотреть оператор $C_2 = C_2 \cdot K_1$, где K_1 - отношение коэффициента излучения при нагреве в среде высокомолекулярных газов к аналогичному значению для системы с воздушной средой.

Совершенно очевидно, что коэффициент K_1 больше единицы, что соответствует более интенсивному теплообмену в газовых, например, защитных или цементационных средах, по сравнению с воздушной атмосферой. Если необходимо знать точные значения времени нагрева или охлаждения в таких средах, в программе целесообразно вводить эти преобразования. В большинстве случаев при термической обработке точность расчетов в аналогичных системах оказывается достаточной при использовании приближения значений интенсивностей теплообмена, соответствующих воздушной среде.

Нагрев и охлаждение в кипящем слое

В качестве нагревательных и охлаждающих сред в последнее время при термической обработке начали применяться газо-твердая порошковая среда, сквозь которую пропускается горячий или холодный газ или воздух, и которую часто называют "кипящим слоем". Такая внешняя среда имеет общие физические характеристики с быстродвижущимися воздушными (газовыми) потоками, определяющие интенсивность теплообмена, например, скорость воздушного потока. Кроме того, в процессе теплообмена принимают участие твердые мелкозернистые частицы, которые вместе с воздушными частицами участвуют в конвективном теплообмене между поверхностью изделия и внешней средой. Каждая отдельная твердая частица, приходящая в соприкосновение с охлаждаемой или нагреваемой поверхностью изделия, соответственно, поглощает от него или отдает ему определенное количество тепла, которое в следующий момент времени уносит вместе с собой в толщу других таких же частиц. На основе теплообмена с общей массой твердых частиц и движущегося газа она приобретает температуру внешней среды, а к поверхности изделия поступают все новые и новые твердые частицы, взаимодействующие с поверхностью изделия также, как и первая рассмотренная частица.

В результате таких процессов на поверхности изделия устанавливаются стабилизированные теплообменные процессы, мало отличающиеся по характеру их протекания от охлаждения в воздушных потоках, но существенно более интенсивные в связи с дополнительным отбором или отдачей тепла массой теплоемких твердых частиц. Для реализации расчетов теплообмена в такой среде программа "ТЕРЛО" может быть адаптирована путем введения дополнительных операторов в блоке расчетов коэффициента K . При этом в основу расчетов должен быть положен расчет нагрева (охлаждения) в быстродвижущемся воздушном потоке, к которому должна быть прибавлена составляющая, пропорциональная массе твердых частиц, поглощающих тепло контактным методом, их теплоемкости и температуры в каждый текущий момент нагрева (охлаждения). Данные для преобразования программы должны быть получены из экспериментов по нагреву в "псевдооживленном слое"

Закалочное охлаждение в водных растворах полимеров

В последние годы в технологии термообработки начали широко использоваться закалочные среды типа водных растворов полимеров. Они позволяют получать при закалке скорости охлаждения, средние между водой и маслом. Это достигается за счет влияния растворенного в воде полимера на интенсивность испарения такого раствора на поверхности охлаждаемого изделия.

Рассматривая физику процессов, происходящих на поверхности изделия в процессе теплообмена, можно видеть, что образование полимерной пленки в активной зоне теплопередачи оказывает влияние на температурные границы начала и конца испарительного охлаждения и его интенсивность.

Поэтому программа "ТЕРЛО" может быть использована для проведения и таких расчетов. При этом потребуются введение дополнительных операторов, параллельных варианту охлаждения в воде, где должны использоваться те же расчетные формулы, но откорректированные по количественным параметрам, отвечающим тем или иным условиям развития охлаждения в соответствующих растворах полимеров. Новых принципиальных решений эта корректировка программы не потребует.

Охлаждение тонких изделий при закалке в штампах

Закалка тонких плоских изделий (типа плоских ленточных пружин, дисковых пил и фрез и других нежестких тонких изделий) часто производится путем их охлаждения между плоскими поверхностями холодных закалочных штампов. При этом теплопередача между горячей деталью и холодными штампами приводит к параллельному развитию охлаждения детали и нагреву поверхностных слоев штампов, контактирующих с ее поверхностью.

Очевидно, что в таких условиях теплообмена целесообразно в единой временной шкале выполнять параллельные расчеты, которые бы смогли показать изменение температурных полей как по сечению охлаждаемой детали, так и в поверхностных зонах охлаждающих штампов.

Преобразование программы "ТЕРЛО" для решения такой задачи может быть произведено путем введения на каждом шаге расчетов параллельных операторов, соответствующих тепловым процессам, развивающимся в сопряженных контактирующих элементах.

Параллельные расчеты изменения температуры охлаждаемой детали и нагрева поверхности массивных штампов основаны на том, что при контактном теплообмене тепло передается от горячего тела холодному через тонкую прослойку промежуточного вещества (воздушный зазор, окислы, следы загрязнений и др.), а далее - за счет теплопроводности в прилежащих слоях охлаждаемого металла и материала штампов. При этом изменение температур в прилежащих объемах происходит в рамках значений, контролируемых условиями соблюдения теплового баланса между охлаждаемыми и охлаждающими элементами системы. Интенсивность же теплообмена будет зависеть от природы и мощности промежуточных пленок между деталью и штампами.

Аналогичная схема расчетов реализована нами для анализа тепловых процессов, происходящих между кристаллизирующимся расплавом и металлом формы при получении отливок, что использовано при создании деловой игры "Гомогенизационный отжиг". Близкие подходы могут быть использованы для разработки программы закалочного охлаждения тонких поверхностных слоев после их нагрева концентрированными источниками энергии (лазерный, плазменный и др.). Отличие такого расчета от закалки тонких изделий в штампах будет лишь в том, что между охлаждаемым поверхностным слоем изделия и массой его сердцевины отсутствуют какие-либо промежуточные прослойки, и весь объем теплообмена реализуется исключительно за счет теплопроводности.

Глава 5

ПРОГРАММА "SADKA"

5.1. Назначение программы

Программа предназначена для выполнения теплотехнических расчетов распределения температуры по сечению слоистых садок или приводимых к модели слоистых с определенной степенью приближения. Она предусматривает расчеты нагрева и охлаждения изделий в садках при постоянной или изменяемой температуре внешней среды. Программой предусматривается возможность учета формы нагреваемых изделий и плотности укладки изделий в слоях. По заложенной в основу программы легенде слоистой садки, *слоистость* - понятие условное. При приведении насыпной или беспорядочно уложенной садки к *слоистой* следует ее рассматривать в виде последовательности "*слоев*", если они даже не создавались в явном виде. В качестве *толщины слоя* в данном случае следует принимать габариты поперечного сечения деталей с учетом схемы их возможного расположения в садке.

Программа позволяет определять время нагрева или охлаждения до заданной температуры каждого слоя в отдельности и садки в целом.

5.2. Физические представления и математические модели нагрева изделий в садках

В практике термической обработки часто приходится решать задачу прогрева по сечению не каждой отдельно взятой детали, а всей садки множества деталей в печи. При этом детали, располагающиеся в различных точках рабочего пространства в виде рядов (слоев), экранируют друг друга от источника тепла (рис.5.1).

При расположении в садке, например, восьми слоев внутри рабочего пространства печи, симметрично излучающего тепловую энергию, рационально рассматривать садку деталей, состоящую из четырех слоев, с расположением их от первого, находящегося непосредственно на поверхности садки перед излучающей поверхностью печи, до четвертого в центре садки. Симметрично расположенные слои нагреваются от теплового источника с другой стороны.



Рис.5.1. Схема симметричной слоистой садки, состоящей из 8 слоев: 1-4 - номера слоев от поверхности садки к ее центру

Таким образом, первый и последующие слои садки оказываются расположенными в различных тепловых зонах. При этом первый и все последующие слои подвергаются одностороннему нагреву. Температура среды для первого слоя отвечает температуре печи (излучающей поверхности). Температура среды

для последующих слоев, находящихся в начальные моменты нагрева садки среди холодных, не прогретых еще деталей, равна температуре этих деталей и, следовательно, исходной температуре.

После нагрева 1-го слоя, он становится источником тепла для второго слоя, поэтому в циклах расчетов для каждого слоя, температура детали, определенная для предыдущего слоя становится температурой среды - при расчете нагрева следующего слоя.

В качестве основы расчетов использованы дифференциальные уравнения, определяющие теплообмен между внешней средой и поверхностью металла, а также уравнения теплопроводности для описания перераспределения тепла от поверхности изделия к сердцевине и от наружной стороны слоя к внутренней. Причем, для расчетов нагрева очередного слоя садки в каждом расчетном цикле автоматически присваиваются новые значения температуры внешней среды, соответствующие текущему изменению температурного поля предыдущего слоя садки.

Для первого (внешнего) слоя садки в расчетах использованы условия теплообмена третьего рода, предусматривающие нагрев либо охлаждение тела в среде, имеющей постоянную температуру. Методы программирования, основанные на выполнении многократных расчетов в автоматических циклах на ЭВМ, позволяют вносить коррективы для расчета нагрева либо охлаждения в условиях непрерывного изменения температуры внешней среды по заранее установленной зависимости. Эти же методы позволяют автоматически корректировать и температуру "внешней" среды для каждого очередного слоя в слоистой садке.

По своему внешнему виду основное расчетное уравнение теплопроводности является таким же, как и при расчете нагрева одиночных изделий по программе "ТЕПЛО" (см.п.4.2):

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{n}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right).$$

Однако, в отличие от предыдущего случая, при расчете одностороннего нагрева слоя в садке, каждый слой целесообразно рассматривать теплотехнически тонким телом, а в качестве текущего значения радиуса r принимать полную толщину одного слоя, что отвечает габаритному размеру изделия в слое.

Это же уравнение позволяет учитывать характер расположения деталей в слое, их форму и плотность укладки.

Жесткое разграничение садки по слоям реально, если слоями являются сплошные листы, которые действительно служат экранами для последующих слоев. В этом случае в уравнении теплопроводности значение коэффициента

формы n становится равным нулю, что соответствует исчезновению второго слагаемого в рассматриваемом уравнении.

Если слои составлены из цилиндров и шаров, теплообмен между слоями облегчается, что может быть учтено коэффициентом формы в основном уравнении температуропроводности ($n = 1$ для цилиндра и $n = 2$ для слоев, составленных из шаровых деталей). Однако, как и в предыдущем случае, толщиной слоя должен указываться полный габарит деталей, т.е. соответствующий диаметр цилиндров или шаров, составляющих слой.

Для деталей произвольной формы коэффициент n в уравнении температуропроводности можно определить исходя из плотности упаковки деталей в слое:

$$n = 4,2 \cdot \left(1 - \frac{W_2}{\gamma} \right)$$

где W_2 - габаритно-объемный вес садки и, соответственно, слоя, $\text{кг}/\text{м}^3$; γ - плотность материала изделия, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Плотность укладки или габаритно-объемный вес определяется массой деталей в единице объема слоя, с толщиной слоя, соответствующей габаритным размерам детали. Плотность укладки можно рассчитать усреднением в целом по всей садке по формуле

$$W_2 = \frac{M_c}{V_c},$$

где M_c - масса садки, кг ; V_c - объем садки по ее габаритам, м^3 .

Габаритно-объемный вес одного слоя W_2 можно также определить по соотношению площадей поперечного сечения деталей $S_{\text{дет}}$, располагающихся в площади поперечного сечения слоя $S_{\text{габ}}$:

$$W_2 = \gamma \cdot \frac{S_{\text{дет}}}{S_{\text{габ}}} = \gamma \cdot \frac{S_{\text{дет}}}{B \cdot D},$$

где B, D - габаритные размеры слоя, который учитывается в данном расчете, м .

При расположении деталей произвольной формы в слое по схеме (рис. 5.2), можно определить отношение объемно-габаритного веса к плотности материала изделия $\frac{W_2}{\gamma}$ по формуле

$$\frac{W_2}{\gamma} = \frac{S_{дет}}{S_{габ}} = \frac{S_{дет}}{B \cdot D}.$$

При плотной укладке труб в слое отношение $\frac{W_2}{\gamma}$ определяется по схеме (рис 5.3), в соответствие с которой наружный диаметр трубы становится одновременно и толщиной слоя и его шириной в расчете на одно изделие.

При этом

$$\frac{W_2}{\gamma} = \frac{S_{дет}}{D^2} = \frac{\pi(D^2 - d^2)}{4D^2}.$$

В любом случае плотность укладки определяется долей плотности материала изделия:

$$0 < \frac{W_2}{\gamma} < 1.$$

Чем меньше габаритно-объемный вес, т.е. чем тоньше детали в слое и чем реже они расположены в слое, тем быстрее идет нагрев каждого слоя, тем быстрее прогревается садка.

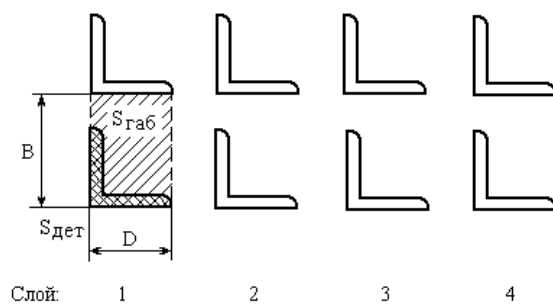


Рис.5.2. Схема расположения деталей произвольной формы в слое и соотношение площадей деталей $S_{дет}$ и габаритного сечения слоя $S_{габ}$: D - толщина слоя; B - ширина слоя

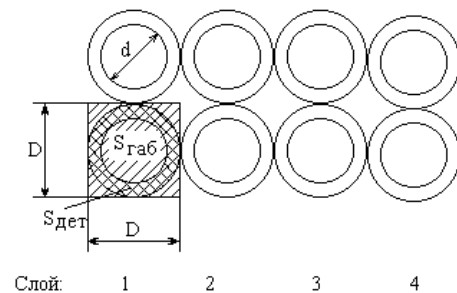


Рис.5.3. Схема расположения труб в слое и соотношение в нем площадей деталей $S_{дет}$ и габаритного сечения слоя $S_{габ}$: D - одновременно диаметр трубы, толщина и ширина слоя

При разработке методики расчетов исходили из того, что теплообмен между внешней средой и поверхностью детали при граничных условиях третьего рода описывается уравнением

$$\frac{\partial t}{\partial r} = -\frac{\alpha}{\lambda} [T(R, \tau) - T_c],$$

где α - коэффициент теплоотдачи между средой и поверхностью детали; λ - коэффициент теплопроводности; R - один из габаритных размеров изделия, использованный в качестве толщины слоя; T_c - температура внешней среды.

В качестве начальных условий принято постоянство температур по сечению изделий в садке в начале каждой стадии процесса нагрева или охлаждения, т.е.

$$T(r, 0) = T_0.$$

Как и при расчетах нагрева либо охлаждения единичных изделий по программе "ТЕПЛО", методы программирования, использующие многократные расчеты в циклах, позволяют проводить расчеты ступенчатого нагрева либо охлаждения садки из неоднородного температурного поля, возникшего на предшествующей ступени нагрева либо охлаждения.

В этом случае в программе реализовано присвоение начальной температуры в каждом слое, соответствующей достигнутой к данному моменту времени температуры изделий в предшествовавшей серии расчетов, т.е.

$$T(r, 0) = T(m_2, z),$$

где z - порядковый номер слоя; m_2 - последний цикл в предыдущей серии расчетов.

В конце каждой стадии расчетов на оси изделия принимается, что

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0,$$

в связи с чем температура в близкорасположенных расчетных точках на противоположной от теплопринимающей поверхности

$$T(n, \tau) = T(n + 1, \tau).$$

Значение этой температуры при расчете каждого последующего слоя садки присваивается температуре среды, т.е.

$$T_c(z) = T(n, \tau, z - 1).$$

Решение задачи достигнуто методами, разработанными при создании программы "ТЕПЛО". Использован сеточный метод решения дифференциальных уравнений с применением разностных отношений. Математические модели, лежащие в основе расчетов, описаны в п.4.2.

5.3. Особенности ввода исходных данных и вывода результатов

Ввод исходных данных в основном соответствует методике ввода в программе "ТЕПЛО" (см. п.4.3). Так же, как в упомянутой методике, при работе с программой "САДКА" в качестве исходных данных используются исходная и конечная температура деталей в садке, сведения о характере процесса (нагрев или охлаждение), сведения об охлаждающей среде. Однако данная программа не предусматривает такого широкого класса нагревающих и охлаждающих сред, как программа "ТЕПЛО". Использование в расчетах жидких сред противоречило бы основной физической модели, заложенной в основу программы

"SADKA", согласно которой при реализации теплообмена в садке не происходит прямого теплового взаимодействия внутренних слоев садки с внешней средой с самого начала процесса, что произошло бы при загрузке деталей садки в жидкую среду. Поэтому в качестве внешней среды используется воздушная (газовая). Программой расчета предусматривается возможность варьирования скоростью движения воздушной среды.

Ввод теплофизических характеристик материала изделия, а также всех температурных характеристик режимов нагрева или охлаждения производится так же, как и в программе "ТЕПЛО".

Число узлов расчетной сетки принимается равным 2, как для теплотехнически тонкого тела. При расчете слоев из крупногабаритных изделий возможно применение значения $p=3$. Дальнейшее увеличение числа слоев по толщине тела детали резко увеличивает длительность расчетов.

Сведения о форме и размерах деталей в слое и оценку толщины слоя следует проводить с учетом замечаний, отмеченных в п. 5.2. Особое внимание необходимо уделять определению характеристик слоя, составленных из тел нерегулярной формы. Важнейшей характеристикой такого слоя является его габаритно-объемный вес.

Программа "SADKA" работает в диалоговом режиме. Она составлена в среде программирования BASIC и требует очень внимательного, безошибочного ввода данных. В связи с ограничениями по объему памяти машины расчеты могут быть не завершены за один цикл работы программы. Это становится ясным при анализе результатов расчетов. В ряде случаев заданная температура может быть достигнута лишь в первом (поверхностном) слое садки, тогда как внутренние слои могут оказаться недогретыми. Тогда после распечатки первых результатов следует продолжить расчеты "из неоднородного температурного поля" в соответствии с диалоговым запросом машины.

Результаты расчетов выдаются в виде таблиц распределения температур по слоям в каждый момент времени, вплоть до полного прогрева садки (табл.5.1, программа "SADKA").

Таблица 5.1.- Расчетная таблица распределения температур по слоям садки

Время, с	Температура, °С							
	Распределение по слоям:							
	1	2	3	4	5	6	7	8
37	20	20	20	20	20	20	20	20

411	415	102	33	22	21	20	20	20
785	685	270	67	27	23	21	21	20
1159	786	538	151	46	25	22	21	20
1532	813	722	364	90	34	23	21	20
1906	820	794	609	213	68	28	22	21
2279	820	815	751	451	123	43	25	21
2653	820	820	802	668	287	80	32	23
3027	820	829	816	773	534	164	55	26
3401	820	823	823	811	715	369	101	38
3775	820	821	822	821	792	608	223	71
4148	820	821	821	829	838	764	461	129
4522	820	820	821	826	833	820	688	303
4896	820	820	821	822	826	827	791	561
5270	820	820	821	821	823	825	819	736
5648	820	820	820	821	822	824	823	802

Ниже приведены исходные данные для расчетов, результаты которых приведены в таблице. Характер процесса - нагрев в окислительной воздушной среде; исходная температура деталей в садке 20 °С; конечная температура детали 810 ± 10 °С; температура внешней нагревающей среды (температура печи) 820 °С; скорость движения окружающего горячего воздуха в печи 1м/с, что отвечает естественному перемешиванию воздуха без принудительной вентиляции; исходное значение коэффициента шага расчетной сетки $p=2$; при расчете его значение изменилось до 4,05. Нагреву подвергалась среднеуглеродистая сталь. Ее коэффициент теплопроводности при комнатной температуре 46,5 Вт/(м·К), при температуре 800 °С - 28,8 Вт/(м·К); теплоемкость при комнатной температуре (20 °С) - 494,0 Дж/(кг·К), при 800 °С - 624 Дж/(кг·К), плотность, соответственно, 7815 и 7603 кг/м³ при комнатной и высокой температурах.

Коэффициент теплоизлучения $C_i=4,0$. Садка составлена из 8 симметричных пластинчатых слоев, толщина каждого слоя принята равной 0,03 м (30 мм).

Согласно приведенным результатам расчета, наружный (первый) слоя садки нагрелся до заданной температуры за 1532 с, второй - за 2280 с. Последний (осевой) слой садки потребовал времени в 3,5 раза больше, чем для нагрева поверхностного слоя. Температурные отклонения, превышающие значение температуры внешней среды, можно отнести к погрешностям расчета, обусловленным округлениями в расчетных циклах.

Глава 6

ПРОГРАММА ДЛЯ РАСЧЕТА УРОВНЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ

6.1. Температурный градиент

Любая операция нагрева или охлаждения изделия вызывает возникновение в нем градиента температур. *Под температурным градиентом следует понимать разницу температур на поверхности и в центре изделия.*

Градиент температур по сечению изделия зависит от соотношения мощности тепловых потоков на границе раздела охлаждаемого или нагреваемого изделия с внешней теплообменной средой и внутреннего потока тепла, осуществляемого по механизму теплопроводности.

Температурный градиент является энтропийным фактором, в связи с чем он всегда имеет максимальное значение в начальные этапы теплообмена изделия с внешней средой, самопроизвольно уменьшаясь в дальнейшем при выравнивании температуры за счет теплопроводности материала изделия.

Если теплопроводность материала является некоторой стабильной характеристикой, зависящей только от его химического состава, то интенсивность внешнего теплообмена всецело определяется процессами, развивающимися на поверхности тела и приводящими к изменению температуры внешних слоев. Таким образом, значение температурного градиента по сечению изделия зависит от мощности подводимого к телу или отбираемого от него теплового потока и сопротивления теплообмену со стороны границы раздела. Поэтому, при прочих равных условиях, градиент температур по сечению тем больше, чем выше значение коэффициента теплоотдачи внешней среды и мощность внешнего теплового источника.

Градиент температур по сечению изделия может быть определен экспериментально, например, путем прямого измерения температур с помощью термопар, зачеканенных в изделие на разных расстояниях от поверхности, как при

нагревах с разными скоростями, так и при охлаждении в различных охлаждающих средах.

Однако наиболее рациональным является определение градиентов расчетными методами, объективно описывающими распределение температур по сечению изделий в последовательные моменты времени.

Выше были рассмотрены методы таких расчетов (программа "ТЕРЛО", "ТРЛ-2" и некоторые другие), которые позволяли определять изменение температуры на поверхности и в сердцевине изделий.

Разница между температурами в этих крайних зонах изделия составляет полный градиент температур по сечению. Кроме того, поскольку для проведения расчетов в упомянутых программах изделие разбивалось на несколько расчетных зон по радиусу (толщине) от поверхности до центра, то появляется возможность рассчитывать локальные градиенты температур между соседними слоями изделия.

Температурный градиент имеет большое значение для практики термической обработки металлов и сплавов, поскольку этот параметр является одной из важнейших причин возникновения в изделиях внутренних термических напряжений, которые в совокупности со структурными напряжениями могут приводить к короблению изделий и образованию трещин.

6.2. Тепловое расширение металлов и термические напряжения

В связи с явлением теплового расширения в условиях температурного градиента (как при нагреве, так и при охлаждении) между поверхностью и сердцевиной изделия возникают внутренние напряжения, которые обусловлены неодинаковым изменением объема и линейных размеров приповерхностной зоны изделия и его центральной части.

Если на поверхности температура T_1 , а в центре T_2 , причем при нагреве $T_1 > T_2$, а при охлаждении $T_1 < T_2$, то линейные размеры приповерхностных слоев определяются выражением

$$l_1 = l_0 \cdot (1 + \alpha T_1),$$

а центральных – выражением

$$l_2 = l_0 \cdot (1 + \alpha T_2).$$

При этом возникает несоответствие между линейными размерами и объемом поверхности изделия и его центра:

$$\Delta l = l_0 \cdot \alpha \cdot \Delta T,$$

где $\Delta l = l_1 - l_2$ - разница в изменении линейных размеров приповерхностных и центральных объемов изделий, которая при условии сохранения сплошности материала должна компенсироваться за счет упругой и пластической деформации в объеме между рассматриваемыми зонами. Степень деформации может быть определена по отношению

$$\frac{\Delta l}{l} = \varepsilon,$$

либо логарифмическим выражением деформации:

$$e = \ln \frac{l_1}{l_2} = \ln \frac{1 + \alpha T_1}{1 + \alpha T_2}.$$

Если уровень возникающих напряжений не превышает предела упругости, то их абсолютное значение

$$\sigma = \varepsilon \cdot E,$$

где E - модуль упругости.

Поэтому при небольших значениях градиента температур возникающие напряжения являются только упругими, а при выравнивании температуры по сечению и устранении градиента напряжения устраняются. Такие внутренние напряжения называются **временными**. Они возникают только в момент образования градиента и полностью устраняются после его исчезновения.

В том случае, когда при появлении градиента возникающие напряжения превышают предел упругости либо предел текучести материала, энергия некомпенсированного изменения линейных размеров и объемов соседних зон изделия преобразуется в пластическую деформацию, сохраняя уровень оста-

точных напряжений, соответствующий указанным пределам упругости или текучести даже после полного устранения температурного градиента.

Если это напряженное состояние было получено в результате нагрева, то при последующем охлаждении до комнатной температуры вновь возникают температурные градиенты обратного знака. Новые термические напряжения суммируются с напряжениями, образовавшимися ранее при нагреве.

При этом понижение абсолютной температуры увеличивает сопротивление перемещению дислокаций, вызывая сохранение высокого уровня упругих напряжений при комнатной температуре.

*Упругие напряжения, сохранившиеся в изделии при комнатной температуре, после осуществления полного цикла нагрева и охлаждения и окончательного выравнивания температуры по сечению называются **остаточными напряжениями**.*

Уровень напряженного состояния характеризуется значениями максимальных напряжений:

$$\sigma_{max} = \alpha \cdot E \cdot \Delta t_{max} / (1 - \mu),$$

где α - коэффициент линейного расширения; E - модуль нормальной упругости; Δt_{max} - максимальный перепад температур; $\mu = 0,3$ - коэффициент Пуассона.

Максимальный перепад температур в изделии зависит от формы изделия.

Для пластин $\Delta t_{max} = 0,67 \cdot (t_n - t_u);$

для цилиндра $\Delta t_{max} = 0,5 \cdot (t_n - t_u),$

где t_n и t_u - температура поверхности и центра.

Подставляя эти значения в уравнение для максимальных напряжений, получим, соответственно:

для пластины $\sigma_{max} = 0,95 \alpha \cdot E \cdot (t_n - t_u);$

для цилиндра $\sigma_{max} = 0,7 \alpha \cdot E \cdot (t_n - t_u).$

Необходимо учитывать, что все перечисленное определяет только напряжения, обусловленные градиентом температур, т.е. термические напряжения. Однако как при нагреве, так и при охлаждении происходят фазовые превращения, в результате которых по-разному и не одновременно изменяется объем в поверхностных слоях и сердцевине. Это приводит к возникновению структурных внутренних напряжений.

6.3. Структурные напряжения

Как уже было упомянуто выше, при нагреве и при охлаждении с переходом через критические точки в сталях (A_{c1} , A_{c3} , M_n и др.) происходят фазовые и структурные превращения, в результате которых изменяется объем в поверхностных слоях и сердцевине, причем не одновременно в соседних зонах и, возможно, с различиями как по механизму превращений, так и по степени их прохождения. Так, в связи с разными скоростями охлаждения в поверхностных слоях и сердцевине, в быстроохлаждаемых внешних слоях может происходить мартенситное превращение, а в сердцевине - перлитное. Таким образом, на распределение напряжений в изделии будет оказывать влияние прокаливаемость.

Все эти превращения вызывают изменение объема и линейных размеров стали. Каждое из них характеризуется резко различными объемными эффектами, зависящими от содержания углерода в стали.

В По данным В. Люты (табл. 6.1) [5] приведены расчетные выражения для определения изменения объема и линейных размеров изделий при развитии структурных превращений: перлит \rightarrow аустенит ($P \rightarrow A$); аустенит \rightarrow мартенсит ($A \rightarrow M$); перлит \rightarrow мартенсит ($P \rightarrow M$); аустенит \rightarrow нижний бейнит ($A \rightarrow HБ$); перлит \rightarrow нижний бейнит ($P \rightarrow HБ$); аустенит \rightarrow верхний бейнит ($A \rightarrow ВБ$) и перлит \rightarrow верхний бейнит ($P \rightarrow ВБ$).

Таблица 6.1 - Расчетные выражения для определения изменения объема ΔV и линейных размеров изделий ΔL при структурных изменениях

Превращение	ΔV , %	ΔL , мм/мм.
$P \rightarrow A$	$- 4,64 - 2,21 \cdot \% C$	$- 0,0155 - 0,0074 \cdot \% C$
$A \rightarrow M$	$4,64 - 0,53 \cdot \% C$	$0,0155 - 0,0018 \cdot \% C$
$P \rightarrow M$	$1,68 \cdot \% C$	$0,0056 \cdot \% C$
$A \rightarrow HБ$	$4,64 - 1,43 \cdot \% C$	$0,0155 - 0,048 \cdot \% C$
$P \rightarrow HБ$	$0,78 \cdot \% C$	$0,0026 \cdot \% C$
$A \rightarrow ВБ$	$4,64 - 2,21 \cdot \% C$	$0,0155 - 0,0074 \cdot \% C$
$P \rightarrow ВБ$	0	0

При этом следует учитывать, что зависимость между изменениями линейных размеров и объема имеет вид

$$\frac{\Delta L}{L} = \frac{\Delta D}{D} = \frac{1}{3} \cdot \frac{\Delta V}{V}.$$

Отношение

$$\frac{\Delta L}{L} = \varepsilon$$

становится мерой деформаций, вызванных изменением линейных размеров и удельных объемов структурных составляющих, и ложится в основу расчетов внутренних напряжений, обусловленных заменой структурного состояния в соседних зонах детали (аналогично рассмотренному выше расчету термических напряжений).

Оценка цифровых значений показывает, что в результате замены перлита в исходном отожженном состоянии на мартенситную структуру после закалки изделие увеличивает линейные размеры до 1,0 %. Возникающие при этом структурные напряжения превышают значения термических внутренних напряжений. Термические и структурные напряжения суммируются, создавая сложную эпюру остаточных внутренних напряжений.

Таким образом, имеющиеся сведения об изменении объемов структурных составляющих при развитии фазовых и структурных превращений дают принципиальную возможность определять уровень возникающих внутренних напряжений. Для этого потребуется лишь получить сведения о том, какие превращения реализуются в той или иной зоне изделия в зависимости от марки стали, размеров изделия, применяемых условий нагрева и охлаждения, и доли развития превращений к каждому текущему моменту времени. Так как комплекс таких разнообразных сведений весьма сложно получить к каждому текущему моменту времени, то до настоящего времени задача достоверного определения уровня возникающих структурных напряжений остается нерешенной.

6.4. Общие сведения о построении программ "OST1" и "TPL -3"

На кафедре МиТОМ ИЦМиЗ СФУ разработаны две программы расчета внутренних напряжений ("OST1" и "TPL-3"), которые ориентировочно, в первом приближении позволяют оценить возникающие внутренние напряжения при термической обработке стали. Обе программы имеют одну и ту же принципиальную структуру. Они разработаны в различных программных средах: первая - в системе BASIC, вторая в среде PASCAL. Программы предусматривают расчеты временных и остаточных термических внутренних напряжений, а также суммирующихся с ними структурных напряжений с учетом характера развивающихся превращений. Программа имеет блоки распознавания протекаю-

щих превращений в зависимости от условий охлаждения в зонах деталей и известных сведений о кинетике аустенитного, перлитного и мартенситного превращений в анализируемой стали.

Программы не содержат блоков, рассматривающих развитие промежуточного (бейнитного) превращения, что несколько сужает области применения разработанных программ. Однако принципиальная возможность доработки программ с целью учета и этих превращений существует.

Расчеты внутренних напряжений начинаются с тепловых расчетов, при которых определяются температурные градиенты. Следовательно, программа расчетов внутренних напряжений в своей первой части должна содержать ядро программы "ТЕРЛО" или "TPL-2". Вторая часть программы содержит расчеты термических и структурных напряжений, уравнивающихся в объемах тела.

Расчетные программы построены таким образом, что данные о температурном поле выбираются из массива, записанного в памяти машины по результатам тепловых расчетов. Термические напряжения рассчитываются от слоя к слою в пределах зон, определяемых числом расчетных точек по сечению i - от O до N , с последующим суммированием и уравниванием относительно нулевой точки, т.е. точки, в которой температура равна средней:

$$T_{cp} = \left(\frac{T_n + T_u}{2} \right).$$

Выбор формул для расчета структурных напряжений производится автоматически в зависимости от распознавания тех превращений, которые развиваются в каждой из зон. Это распознавание осуществляется на основе расчетов фактической скорости охлаждения в каждой из зон и сравнения ее с критической скоростью закалки. Критическая скорость закалки также рассчитывается в программе на основе введенных данных о положении точки минимальной устойчивости переохлажденного аустенита. Кроме того, программа выполняет расчеты относительного количества образующихся структурных составляющих (перлита в смеси аустенит-перлит и мартенсита в смеси аустенит-мартенсит), а также значения точки начала перлитного превращения в каждой из зон в зависимости от скорости охлаждения в них (на разных расстояниях от поверхности изделия).

Известно, что возникающие напряжения релаксируют, особенно при повышенных температурах. Поэтому программой предусматривается расчет сни-

жения напряжений от уровня расчетных, обусловленных температурными градиентами и структурными превращениями, до уровня предела текучести для каждой текущей температуры. С этой целью программа содержит блоки, отвечающие за определение предела текучести материала изделия при текущей температуре в каждом цикле расчетов (рис.6.1).

6.5. Структурное построение программы для определения внутренних напряжений

Программа состоит из нескольких блоков (рис.6.1), решающих задачи распознавания типа превращений, развивающихся в стали при нагреве и охлаждении, и определения их количественных характеристик. Она осуществляет расчеты возникающих термических и структурных напряжений, суммирование их от наложения различных причин и накопление по ходу последовательно развивающихся процессов.

Кроме того, программа содержит операторы, учитывающие релаксацию напряжений в связи с влиянием температурных факторов состояния материала изделия, а также обеспечивает построение результирующих эпюр возникающих напряжений. Согласно представленной схеме, пользователь имеет возможность проведения расчета напряжений для материалов, претерпевающих фазовые превращения при нагреве или охлаждении (аустенитное, перлитное, мартенситное), либо не претерпевающих таких превращений. Это производится вводом данных пользователем в диалоговом режиме или с помощью указания сведений в управляющем меню ввода.

В соответствии с результатами такого ввода программа обходит операторы расчета структурных напряжений и считает только уровень температурных напряжений, если фазовые превращения в системе отсутствуют. В другом случае программа обеспечивает прохождение блоков автоматического распознавания типа превращения в каждом очередном слое изделия и расчета соответствующих напряжений. Принятие решений о развитии аустенитного или перлитного превращений осуществляется в соответствии с оценкой вида процесса (нагрев или охлаждение).

Определение типа превращения при охлаждении (перлитного или мартенситного) выполняется на основе расчета реальных скоростей охлаждения каждого очередного слоя и сравнения их с критической скоростью закалки, которая также рассчитывается программой на основе вводимых сведений о поло-

жении точки минимальной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду.

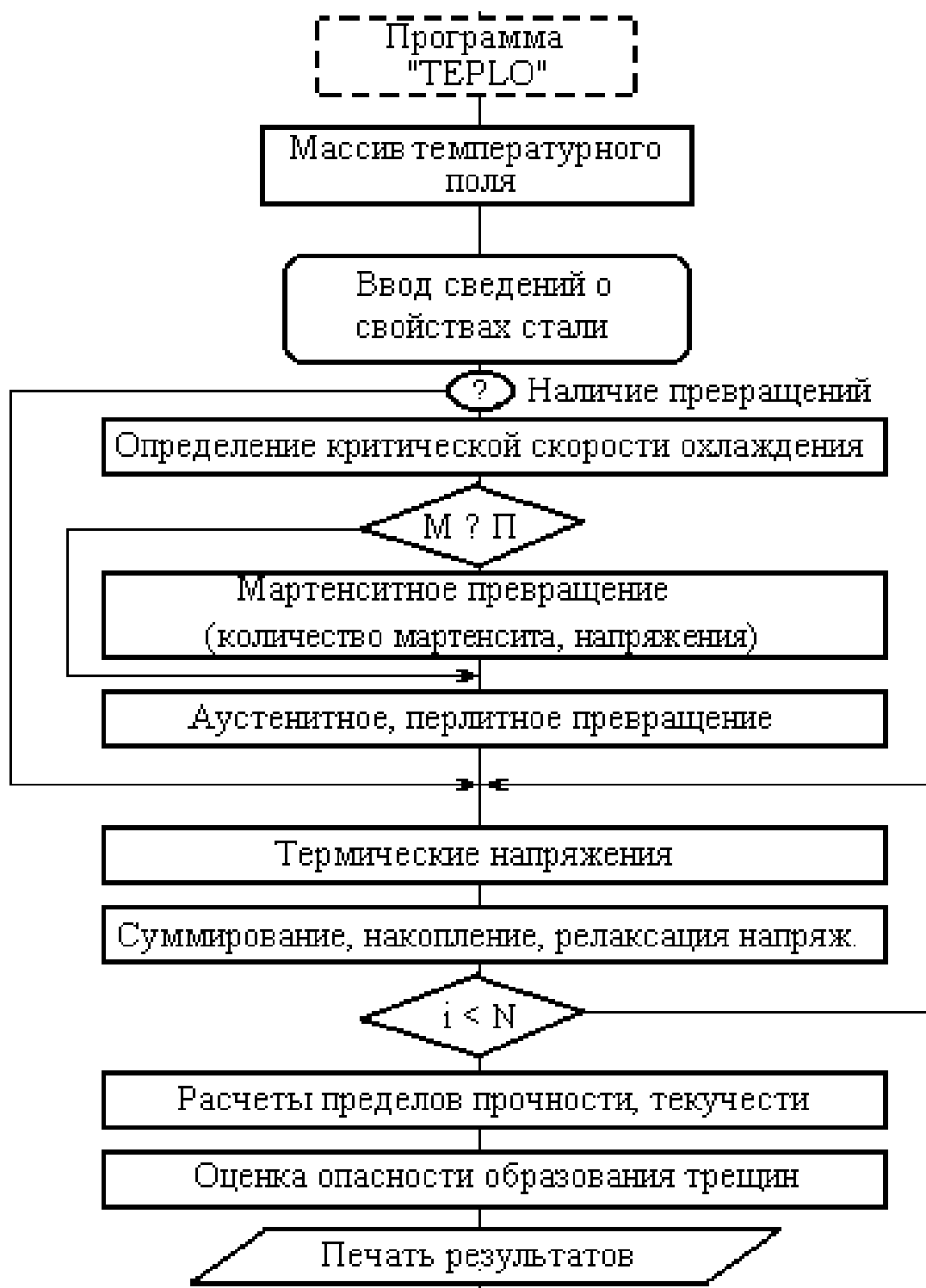


Рис.6.1. Укрупненная блок-схема программы для определения внутренних напряжений

Расчет уровня структурных напряжений по ходу развития перлитного или мартенситного превращений определяется количеством образующейся новой фазы. Поэтому программой расчета предусматриваются специальные вычислительные процедуры, включающие отыскание положения текущей точки на кинетических кривых, описывающих нарастание количества новой фазы по мере понижения температуры от точки начала до точки конца развития перлитного или мартенситного превращений, и решение соответствующих пропорциональных соотношений.

Все эти процедуры в программе реализуются с помощью соответствующих условных структур. Во всех блоках программы предусматриваются операторы, осуществляющие выполнение расчетов температурных зависимостей коэффициента линейного термического расширения, модуля упругости, а также пределов прочности и текучести материалов, для чего в программу введены ориентировочные эмпирические зависимости.

Программа "OST1", разработанная в системе BASIC, требует диалогового общения с компьютером и не допускает ошибочного ввода данных. Выход на решение задачи определения напряжений осуществляется по соответствующему диалоговому запросу машины после окончания первой части работы программы, которая полностью повторяет программу "TEPLO".

Программа "TPL-3" создана на основе "TPL-2" и содержит в основном меню редактора программы дополнительный оператор "Характеристика стали", активизация которого выдает на экран компьютера оконное меню, в котором следует ввести соответствующие значения коэффициента линейного термического расширения, значение модуля упругости при комнатной температуре, выбрать вариант исходных данных о наличии фазового превращения (есть/нет), указать содержание углерода в стали, значение температуры точки минимальной устойчивости аустенита, координату времени этой же точки, температуры начала и конца мартенситного превращения, пределы прочности и текучести при комнатной и одной из повышенных температур, а также саму эту табличную температуру.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ

7.1. Программа "Сталь" и ее применение для анализа превращений

Теоретической основой для проведения анализа структурных превращений, протекающих в сталях и сплавах при охлаждении, являются термокинетические и изотермические диаграммы распада переохлажденной высокотемпературной фазы (например, аустенита в сталях). Конкретизация этих превращений, развивающихся в изделиях реальной формы и размеров в любых охлаждающих средах, достигается на основе использования теплофизических расчетов и сопоставления их результатов с вышеупомянутыми диаграммами.

На кафедре МиТОМ ИЦМиЗ СФУ разработана расчетно-моделирующая программа "Сталь", которая позволяет выводить на едином графическом поле дисплея соответствующую кинетическую диаграмму распада переохлажденного аустенита анализируемой стали, и кривые охлаждения конкретного изделия заданной формы и размеров, полученные на основе реализации теплотехнических расчетов, основу которых составляет расчетный блок программы "ТЕПЛО".

Программное средство "Сталь"* создано в среде программирования "DELPHI 4" (рис.7.1). Оно содержит систему нескольких самостоятельных программ, таких как "База данных теплофизических свойств" - раздел программы "Magochn", база файлов C - образных диаграмм, а также две программы формирования, корректировки и пополнения указанных баз данных.

* Программа "Сталь" разработана коллективными усилиями Ковалевой А.А., Поповой Л.М. и автора. В работе принимали участие студенты.



Рис.7.1. Принципиальная блок-схема программного средства "Сталь"

Центральным блоком программного средства "Сталь" является блок управления, который обеспечивает возможность ввода исходных данных для проведения моделирования и анализа реальной системы, подключение сведений из баз данных, включение расчетного блока и вывод результатов.

Использование программного средства "Сталь" позволяет решать множество металлургических задач. Такими задачами являются:

Анализ влияния типа охлаждающих сред на структурное состояние стальных изделий всевозможной конфигурации и размеров. При этом оказывается возможным анализировать развитие структурных превращений при термической обработке, использующей медленное охлаждение вместе с печью с заданной скоростью, в процессах нормализации, при охлаждении на спокойном воздухе, а также в условиях ускоренного охлаждения в вентиляционных потоках воздуха или в струях сжатого воздуха. Возможен анализ структурных превращений в стали при охлаждении в водо-воздушных смесях, при которых может быть изучена роль скорости водо-воздушного потока и степень его влажности. Кроме того, программа позволяет проводить анализ структурных превращений при закалке сталей в масле, в воде, в расплавленных солях и металлических расплавах.

Анализ распределения структурных составляющих по сечению изделий послойно в пределах толщин расчетных зон изделия, термически обрабатываемого по режимам, описанным выше.

Определение типа охлаждающей среды, необходимой для получения структуры мартенсита при закалке стали, включая режимы охлаждения, позволяющие получать в сердцевине структуру 100% мартенсита или полумартенситную структуру (50% мартенсита и 50% троостита).

Определение критического диаметра, как характеристики прокаливаемости стали при использовании широкого спектра закалочных сред и режимов охлаждения.

На рис.7.2. представлен пример результатов работы программы, выраженных в виде кривых изменения температуры в расчетных точках по радиусу изделия в координатах температура - логарифм времени, которые наложены на диаграмму изотермического распада, что позволяет ориентировочно судить о термокинетических условиях развития структурных превращений в стали по точкам пересечения расчетных кривых с линиями С-образной диаграммы.

Приведенные результаты расчетов позволяют сделать заключение, например, о том, что поверхностные слои толстой плиты (240 мм) из стали 40Х13 закаляются на мартенсит. До глубины 40 мм сталь имеет полумартенситную структуру.

В сердцевине плиты (80 мм от поверхности), в соответствии с полученными результатами анализа по изотермической диаграмме, аустенит должен претерпевать диффузионный распад с образованием структуры троостита. Необходимо иметь в виду, что приведенный пример не вполне объективно отражает реальные результаты исследования, поскольку на расчетное диаграммное поле выведена изотермическая диаграмма распада переохлажденного аустенита, а не термокинетическая.

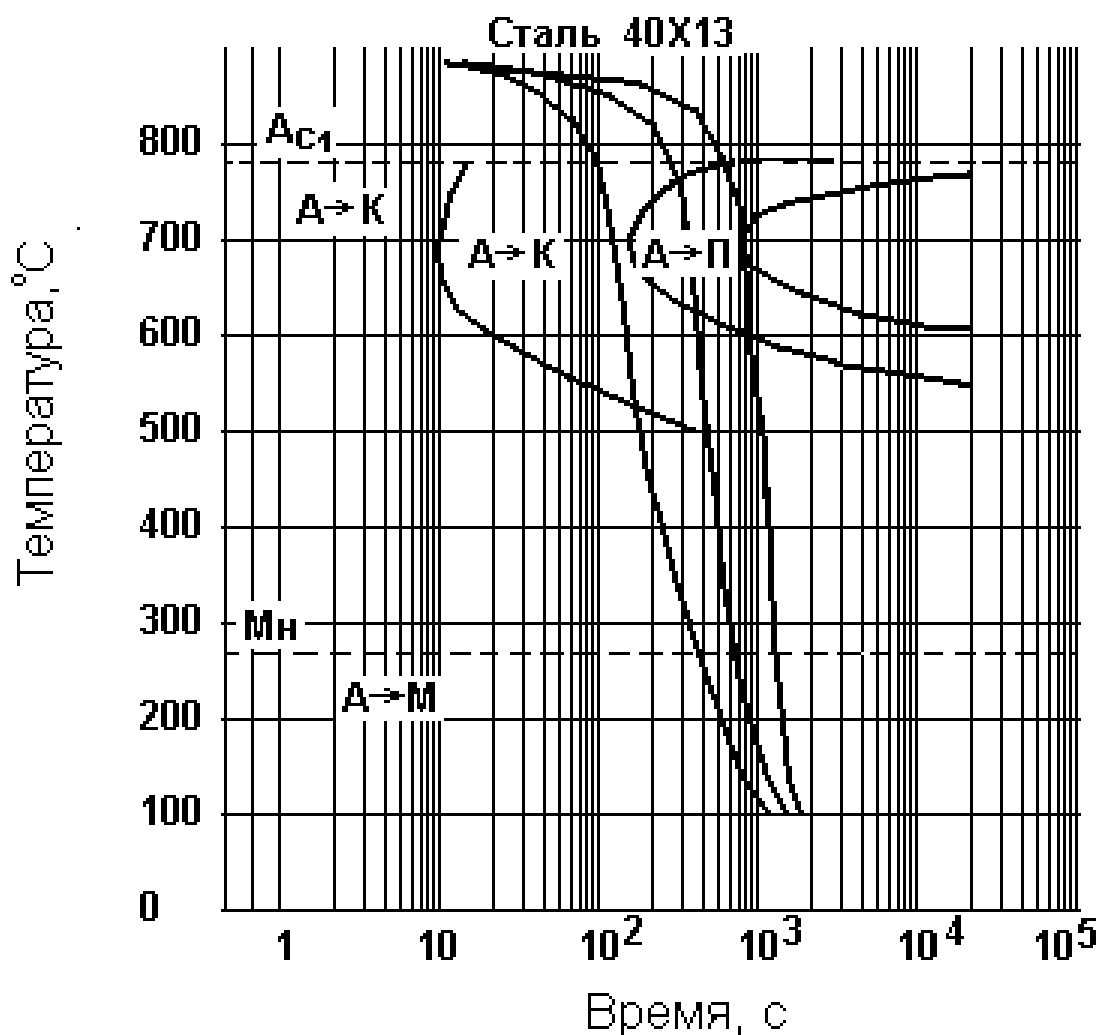


Рис.7.2. Диаграмма изотермического распада переохлажденного аустенита стали 40X13 с совмещенными кривыми охлаждения пластины толщиной 240 мм: левая, средняя и правая кривые охлаждения соответствуют поверхности пластины и слоев на глубине 40 и 80 мм

Это наглядно иллюстрирует второй пример (рис.7.3), на котором можно видеть наложение тех же самых кривых охлаждения на термокинетическую диаграмму превращения в той же стали.

Приведенные на рисунке данные свидетельствуют о том, что фактически закалка на мартенсит возможна на глубине 40 мм от поверхности, а не только приповерхностных слоев. В сердцевине плиты, согласно исследованиям с использованием термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита, достигается полумартенситная структура, а не трооститная, как это следовало из результатов анализа по изотермической диаграмме.

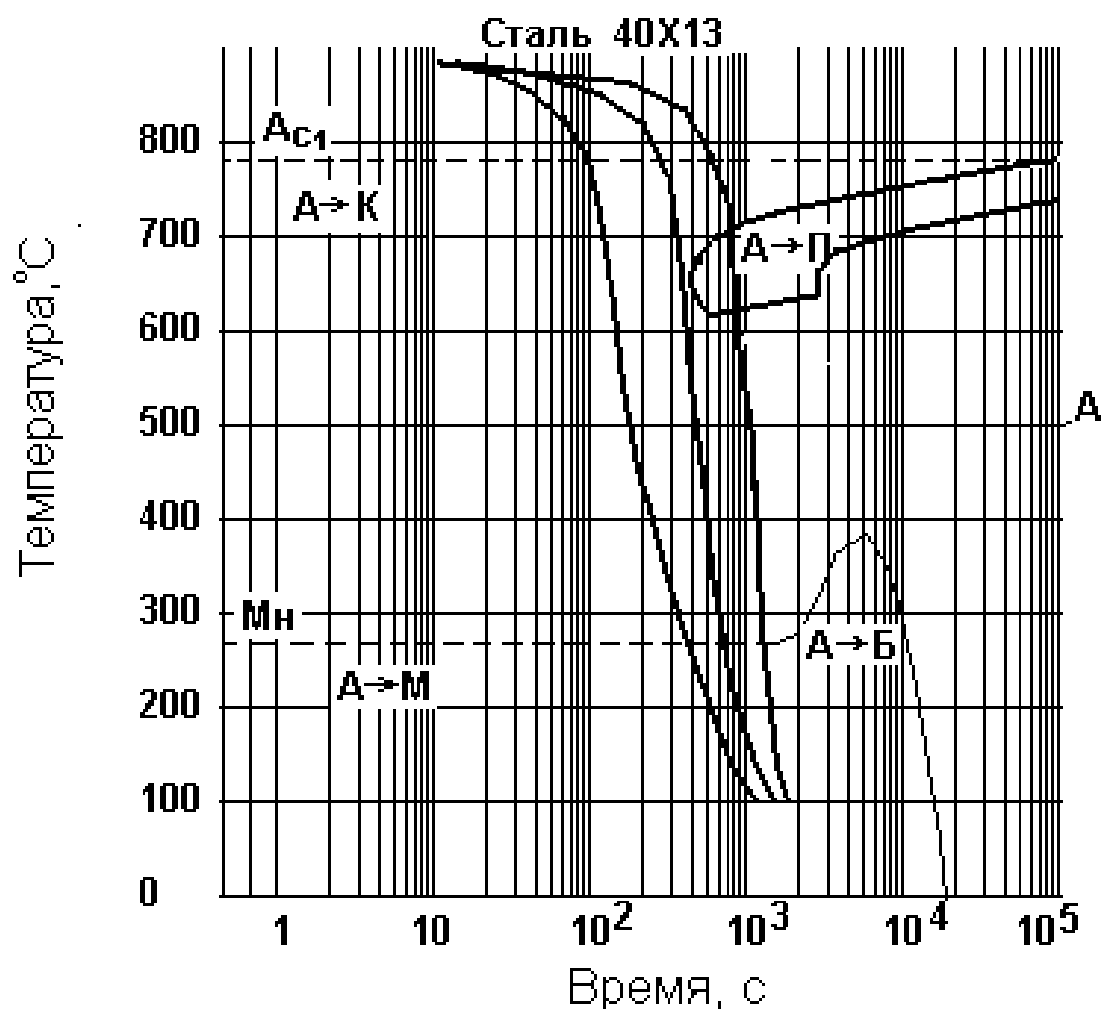


Рис.7.3. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали 40X13 с совмещенными кривыми охлаждения пластины толщиной 240 мм: Обозначения линий те же, что и на рис.7.2

Таким образом, работая с программным средством "Сталь" в режиме моделирования соответствующих термокинетических условий развития фазовых превращений и подставляя в последовательно осуществляемых этапах расчета различные значения размера изделия, можно определить такой размер, при котором изделие прокаливается насквозь с образованием в сердцевине 100% мартенсита или смешанной структуры (50% мар-

тенсита и 50% троостита). Это соответствует определению значения критического диаметра как характеристики прокаливаемости стали.

Как можно было видеть выше, использование изотермических диаграмм распада дает возможность лишь ориентировочно судить о развивающихся процессах. Ошибку можно уменьшить, если временные координаты изотермических С-образных диаграмм увеличивать примерно в 1,5 раза.

Расчеты, выполняемые для процессов нормализации с охлаждением на спокойном воздухе изделий разных поперечных сечений и форм, изготовленных из стали одной и той же марки, позволяют показать разницу в получаемых степенях переохлаждения при развитии структурных превращений при охлаждении, а следовательно, оценить различия в образующихся структурах обрабатываемых изделий и их свойств. Это же дает возможность оценить влияние масштабного фактора на распределение структуры и механических свойств по сечению крупногабаритных изделий после различных видов термической обработки.

Программное средство "Сталь" может использоваться для учебных целей в режиме моделирования возможных ситуаций в технологическом процессе обработки изделий различных форм, размеров, применяемых марок стали и режимов охлаждения, а также для решения практических задач по назначению технологии термической обработки изделий, оценке качества готового продукта и возможных видов брака.

7.2. Программная модель номограммы Блантера для определения прокаливаемости

Общеизвестна номограмма М.Е. Блантера, которая широко используется в практике для определения критического диаметра как характеристики прокаливаемости стали по результатам экспериментального определения расстояния от закаливаемого торца до полумартенситной зоны при осуществлении торцевой пробы на прокаливаемость.

Номограмма (рис.7.4) может использоваться для определения прокаливаемости по результатам анализа термокинетических либо изотермических диаграмм превращения переохлажденного аустенита любых сталей. Для определения критического диаметра при заданной форме детали и известной закалочной среде необходимо предварительно рассчитать критическую скорость закалки по соответствующей диаграмме превращения переохлажденного аустенита, а затем, отложив на оси ординат номограммы Блантера соответствующее значение V_k , провести горизонтальную линию до пересечения с линией номограммы, соответствующей заданной охлаждающей среде (рис.7.4, а). Точка пересечения определяет значение критического диаметра на нижней выбранной шкале для тела соответствующей формы.

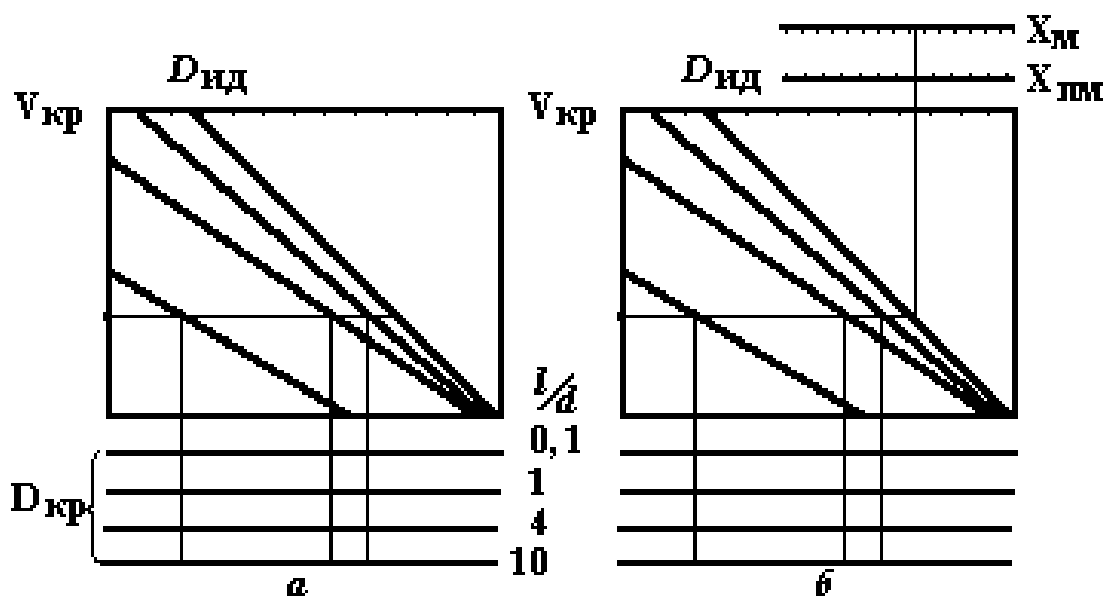


Рис.7.4. Схемы построения и использования номограммы Блантера для определения прокаливаемости: по критической скорости закалки (а); по результатам экспериментов методом торцевой пробы (б)

Экспериментальный способ определения прокаливаемости (рис.7.4, б) основывается на принципе *торцевой пробы*. При этом определяется одна вспомогательная характеристика прокаливаемости, которая носит название "*расстояние до полумартенситной зоны*" ($X_{пм}$). Метод торцевой пробы (*метод Джомини*) является стандартным и наиболее широко используемым в промышленности и научных исследованиях.

Значимость номограммы Блантера трудно переоценить. Она дает богатейший материал для анализа прокаливаемости как физической характеристики стали. Она позволяет учесть соотношения множества различных параметров, определяющих прокаливаемость сталей, в том числе данные об устойчивости перохлажденного аустенита к распаду, экспериментальные характеристики глубины распространения закаленной зоны на стандартном образце, сведения об охлаждающей способности тех или иных закалочных сред и др.

Однако пользование графически выраженной номограммой не всегда позволяет достигнуть надежных и точных результатов анализа, что связано с ошибками в изображении соответствующих многочисленных шкал, а также субъективными ошибками при использовании номограммы и ручной обработке результатов, особенно если номограмма используется при выполнении массовых статистических определений прокаливаемости в условиях небольших отклонений тех или иных исходных параметров.

Решение проблемы повышения точности данных, получаемых при использовании номограммы, может быть найдено при записи ее в математической форме с созданием соответствующего программного обеспечения для решения ее на персональном компьютере.

Нам были не известны первоначальные математические выкладки, положенные в основу номограммы, поэтому математическая модель номограммы была получена на основе анализа ее графического изображения. Оказалось, что в основу построения номограммы положена обратная линейная зависимость между логарифмом идеального критического диаметра и логарифмом отношения предельного значения критической скорости закалки (принятой при построении диаграммы, равной 50000 °C/с) и текущим ее значением, через коэффициент пропорциональности В, равный 0,5:

$$\lg d = B \cdot \lg \frac{V_k^0}{V_k^i}.$$

Линии номограммы, отвечающие реальным охлаждающим средам (от 5% раствора NaOH в воде до масла и далее до спокойного воздуха), построены аналогичным образом. При этом предельное значение критической скорости закалки (V_k^0) уменьшается до 1000°C/с для вязкого масла и до 80°C/с для спокойного воздуха, а коэффициент В принимает значения 0,6-0,8.

Параллельно шкале идеального критического диаметра номограмма содержит еще 4 шкалы, соответствующие различной форме изделий (длинный цилиндр - $l/d=10$, короткий цилиндр $l/d=4$, шар или куб $l/d=1$ и диск - $l/d=0,1$).

Были найдены простые корреляционные зависимости между значениями идеального критического диаметра и остальными шкалами для критических диаметров для форм изделий, указанных выше. Такие корреляционные зависимости дополнительно введены в математическую модель номограммы.

Аналогичным образом установлены математические выражения двух шкал для значений расстояния от закаливаемого торца до полумартенситной зоны при осуществлении торцевой пробы на прокаливаемость (шкала, соответствующая 100% мартенсита в сердцевине изделия, и вторая, соответствующая получению в сердцевине полумартенситной структуры).

7.3. Построение программного обеспечения расчетов прокаливаемости "BLANTER"

Программное обеспечение расчетов прокаливаемости выполнено в среде программирования PASCAL. Программа содержит блоки ввода исходной информации, расчетный блок и блок вывода результатов.

Блок ввода содержит несколько диалоговых меню, в которых следует вводить соответствующие условия определения прокаливаемости.

Первое меню запрашивает информацию о характере желательной структуры в сердцевине изделия после закалки из предлагаемых к выбору: 1. мартенсит - 100%; 2. мартенсит + троостит. Необходимо на клавиатуре указать одну из цифр, соответствующих условиям выбора.

Второе меню требует ввода числом (в мм) значения расстояния до полумартенситной зоны, соответствующей опытам по торцевой пробе.

Следующее меню определяет выбор закалочной среды из предлагаемых в меню: 1. вода; 2. масло; 3. воздух.

Последнее меню определяет выбор формы тела: 1. цилиндр; 2. шар; 3. пластина. Причем при указании формы "Цилиндр" открывается дополнительная часть меню, определяющая пять различных соотношений длины и диаметра цилиндра: 0,1; 0,5; 1,0; 4,0 и 10,0.

После окончания ввода данных автоматически включается расчетный блок программы, результаты которых также в автоматическом режиме выводятся на экран компьютера. При этом на экране можно видеть все исходные данные, введенные перед этим в диалоговом общении с машиной, и результаты в виде дополнительных двух цифр: значения критического диаметра, соответствующего всем введенным условиям, и величины, соответствующей критической скорости закалки.

Если единственной целью использования расчетной программы "BLANTER" является определение критического диаметра по результатам конкретного эксперимента, то на этом завершается работа с программой путем нажатия кнопки "Esc".

Однако наибольший интерес разработанная программа представляет для моделирования прокаливаемости с использованием данных из изотермических либо термокинетических диаграмм распада переохлажден-

ного аустенита. Для этих целей предварительно по указанным кинетическим диаграммам рассчитывают значение критической скорости закалки соответствующей стали по следующим формулам:

при использовании термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита

$$V_k^i = \frac{A_{r1} - t_{\min}}{\tau_{\min}}$$

при использовании изотермической C-образной диаграммы

$$V_k^i = \frac{A_{r1} - t_{\min}}{1,5 \cdot \tau_{\min}},$$

где V_k^i - критическая скорость закалки стали, определяемая тем или иным образом; t_{\min} , τ_{\min} - температура и время, соответствующим образом определяющие координаты точки минимальной устойчивости переохлажденного аустенита к распаду; A_{r1} - температура, соответствующая нижней критической точке стали.

Затем путем последовательного подбора вводят различные значения расстояния до полумартенситной зоны, соответствующие торцевой пробе, и проводят многократно расчеты, сравнивая на приближение рассчитанного по программе значения критической скорости закалки со значениями, определенными по вышеприведенным формулам. Желательно постепенно, малыми шагами по величине полумартенситного расстояния как можно ближе обеспечить равенство (соответствие) сравниваемых значений критической скорости закалки. При достижении этого результата на последнем экране дисплея будут выведены точные значения критического диаметра, характеризующие прокаливаемость исследуемой стали при выбранных условиях закалки и формы изделия.

ЗАДАНИЯ ДЛЯ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ МЕТАЛЛОВ

При работе над курсом рекомендуется выполнить теплофизические расчеты под руководством преподавателя или самостоятельно по моделированию тепловых процессов в металлических изделиях, соответствующих выполнению различных видов термической обработки, от простого нагрева и охлаждения до системы непрерывно выполняемых сложных тепловых циклов (ступенчатые режимы, термоциклическая обработка).

На всех стадиях тепловых расчетов следует не только фиксировать результаты расчетов в виде первичных таблиц распределения температур по сечению обрабатываемого изделия, и соответствующие им графики изменения температур во времени, но и проводить дальнейшую их обработку для расчета градиентов температур, возникающих в процессе обработки, изучения влияния тех или иных параметров, указанных в задании, на характер распределения температур, значения градиентов, зависимостей длительности нагрева, прогрева, охлаждения поверхности изделия и сердцевины.

Эту работу целесообразно выполнять с использованием стандартного программного обеспечения, например, с помощью электронных таблиц системы Excel.

Теплофизические расчеты рекомендуется проводить в следующей последовательности:

Задание № 1. Анализ распределения температуры по сечению массивного изделия при нагреве под закалку и отпуск в различных средах.

В качестве нагревающих сред при нагреве под закалку следует использовать воздух, жидкометаллический расплав (свинец), расплавленные соли. Моделирование нагрева при отпуске следует выполнить с использованием в качестве нагревающих сред масла (масляная ванна с рабочей температурой до 200 °С), расплавов солей и щелочей (в интервале температур от 300 до 700 °С), и воздуха с активной вентиляцией в рабочем пространстве отпускной печи. Первую лабораторную работу целесообразно выполнять с использованием программного средства "TPL-2" или "ТЕРЛО".

Задание № 2. *Анализ распределения температуры по сечению массивного изделия при охлаждении.*

Моделируются тепловые процессы, протекающие при закалке и нормализации. Во-первых, в данной лабораторной работе необходимо просчитать температурное поле, возникающее при охлаждении массивного изделия на воздухе. Варианты этого расчета могут быть выполнены с использованием вентиляционного воздушного охлаждения, для чего при расчете можно указать различные скорости движения воздуха. Роль этого параметра можно в дальнейшем (при дополнительной обработке результатов) оценить количественно, например, построением графиков зависимости длительности охлаждения изделия и величины максимального градиента температур, возникающего при таком охлаждении, от скорости воздушного потока. При моделировании процессов закалки необходимо выполнить расчеты с использованием в качестве закалочных сред воды, масла, свинцовой и соляной ванн. При этом температуру воды целесообразно использовать комнатную температуру (20 – 40 °С), масла – 50 – 60 °С, либо 120 – 140 °С, что отвечает обычной или ступенчатой закалке. Закалка в расплавах солей и жидком свинце также соответствует ступенчатой или изотермической закалке. При этом следует учитывать, что температура свинцовой ванны должна быть выше температуры плавления свинца (327°С), а соляных или щелочных, соответственно, выше температуры плавления применяемых солей (обычно выше 200°С). Вторую лабораторную работу, как и первую, целесообразно выполнять с использованием программного средства "TPL-2" или "ТЕРЛО".

Задание № 3. *Анализ влияния размеров изделия на тепловое поле при нагреве и охлаждении.*

Заданием предусматривается проведение серии расчетов по единому температурному технологическому режиму, предусматривающему нагрев в одной из сред (например, на воздухе) и охлаждение в одной из сред (например, в масле) тел с различными расчетными размерами. При этом необходимо оценить как первичное поле при нагреве и охлаждении, так и влияние размера изделия на уровень возникающих температурных градиентов и длительность процессов нагрева и охлаждения, соответственно, поверхностных слоев и сердцевины изделия.

Задание № 4. *Анализ влияния формы массивного изделия на тепловое поле при нагреве и охлаждении.*

Задание предусматривает проведение серии расчетов также по единому температурному режиму, но в качестве нагреваемых изделий выбираются пластина, цилиндр и шар, имеющие одно и то же значение расчетного сечения (одинаковый радиус шара и цилиндра и половину толщины пластины). В качестве технологических сред нагрева и охлаждения целесообразно выбирать те же среды, которые анализировались в третьей работе, чтобы иметь возможность сравнить влияние формы изделия и его размерных характеристик из предыдущих расчетов.

Задание № 5. *Анализ распределения температуры в массивном изделии при ступенчатых режимах нагрева.*

Согласно данному заданию, полный расчетный температурный интервал следует разбить на два этапа (предварительного подогрева и окончательного нагрева) и выполнить двухстадийные расчеты с использованием режима "с продолжением". Такая схема расчета позволяет увидеть преимущества ступенчатого нагрева массивного изделия по сравнению с непрерывным нагревом с загрузкой в печь, нагретую до температуры окончательного нагрева. Основным достоинством ступенчатого режима является уменьшение уровня температурных

градиентов, возникающих в изделии, что и нужно проанализировать при дополнительной обработке результатов расчетов за рамками непосредственной лабораторной работы. Эффект использования ступенчатого нагрева усиливается в случае применения внешних нагревательных сред, обеспечивающих высокоинтенсивные режимы теплообмена. Поэтому наряду с расчетами ступенчатого нагрева в воздушных средах целесообразно повторить аналогичные расчеты с использованием соляных или жидкометаллических ванн.

Задание № 6. *Анализ распределения температуры в массивном изделии при ступенчатых режимах охлаждения.*

Заданием предусматривается анализ операции ступенчатой закалки, поэтому весь расчетный температурный интервал закалочного охлаждения следует разбить так же, как и в предыдущей задаче, на два этапа: первичного охлаждения в горячих средах (расплавах солей, свинца или в масляной ванне) и окончательного охлаждения, например, в масле. При этом выполняются двухстадийные расчеты охлаждения сначала в ванне горячего охлаждения, а затем в масляном баке с использованием режима расчета "с продолжением".

Задание № 7. *Анализ распределения температуры в изделиях различных размеров той или иной формы при термоциклической обработке в разных средах.*

После освоения расчетов ступенчатых режимов можно приступить к выполнению любых сложных режимов, включающих последовательные стадии расчетов, начиная с первичного нагрева, циклические охлаждения и нагревы и окончательное охлаждение в единой цепи расчетов с продолжениями. Учитывая то, что режимы термоциклической обработки оказываются эффективными в случае использования быстрых нагревов и охлаждений с помощью интенсивных теплообменных сред, проведение нескольких расчетов для тел разных размеров позволит определить предельные размеры изделий, которые действительно подвергаются по всему сечению термоциклическому воздействию. Такой анализ следует выполнить на основе обобщения результатов расчетов, полученных на лабораторной работе.

Задание № 8. *Анализ уровня и распределения внутренних напряжений при различных вариантах термической обработки, включая процессы нагрева и последующего охлаждения.*

Расчеты для определения уровня внутренних напряжений можно выполнять на примере любого режима термической обработки, но рекомендуется промоделировать комплексную операцию, включающую нагрев под закалку и последующее закалочное охлаждение. Однако при выборе такого режима целесообразно опираться на результаты ранее выполненных работ, где уже проводилась оценка уровня возникающих температурных градиентов в изделиях как при нагреве, так и при охлаждении. Поэтому при выборе анализируемой технологии рационально опираться на уже полученные данные и просчитать варианты, в которых предположительно должны возникать максимальные значения напряжений и минимальные, используя для расчетов программы "TPL-3" или "ost1".

Задание № 9. *Анализ охлаждения изделий при прерывистой закалке с применением водо-воздушной смеси.*

Возможность расчетов охлаждения водо-воздушными смесями заложена в программное обеспечение "ТЕРЛО". Кроме того, эти возможности могут быть реализованы при использовании программного средства "Сталь". При проведении расчетов необходимо провести моделирование возникающих температурных полей в зависимости от двух важнейших параметров водо-воздушного охлаждения: скорости потока и влажности водо-воздушной смеси. Поэтому следует выполнить несколько серий расчетов, позволяющих в дальнейшем при домашней обработке построить зависимости возникающих градиентов и длительности охлаждения в зависимости от упомянутых параметров охлаждения.

Задание № 10. *Анализ нагрева и охлаждения слоистой заготовки.*

Данная работа предназначена для приобретения навыков работы с программным средством "SADKA", которое позволяет рассчитывать изменение температурных полей в процессе нагрева не единичного изделия, а целой садки, в зависимости от характера нагреваемых изделий и способов их укладки в печи. Кроме того, она дает возможность анализировать температурные поля при охлаждении на воздухе полной садки после ее выдачи из печи. Поэтому при проведении лабораторной работы необходимо сформировать слоистую садку, состоящую из 2-10 слоев изделий и провести ее расчеты для случаев нагрева и охлаждения в воздушной среде. Здесь можно проанализировать влияние формы и размеров изделий на результаты расчетов, а также зависимость температурных изменений от скорости воздушных потоков в печи при нагреве или в потоках холодного воздуха при охлаждении.

Задание № 11. *Анализ влияния режимов охлаждения стальных изделий на развитие фазовых превращений и окончательную структуру стали.*

Задание предусматривает использование программного средства "Сталь", которое предназначено для наглядного представления результатов расчетов в виде графиков снижения температуры конкретных изделий из заданной марки стали, наложенных на поле изотермических или термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита. Прохождение кривых охлаждения по тем или иным зонам такой диаграммы свидетельствует о развитии соответствующих структурных и фазовых превращений, что позволяет судить о формирующейся структуре и свойствах как в целом изделия, так и в отдельных его зонах (на разном расстоянии от поверхности). Кроме того, проведение серий расчетов с использованием указанного программного средства может дать сведения о величине прокаливаемости стали в результате закалки в той или иной среде.

Задание № 12. *Определение значения критического диаметра как характеристики прокаливаемости.*

Данный цикл работ предусматривает освоение программы "BLANTER". Эта программа является аналогом известной номограммы М.Е. Блантера для определения прокаливаемости по результатам экспериментов методом торцевой закалки. Математическое описание номограммы позволяет ее использовать взамен номограммы при проведении экспериментальных работ, а также для моделирования прокаливаемости. При этом появляется возможность определения прокаливаемости на основе анализа кинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита стали. Целью этой лабораторной работы является приобретение навыков работы с описанной расчетно-моделирующей программой.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Развитие структурных и фазовых превращений, лежащих в основе различных технологий упрочняющей и разупрочняющей термической обработки, во многом определяется характером распределения температур по сечению изделий, что зависит от теплофизических свойств обрабатываемых материалов, формы и размеров изделий. Поэтому одним из направлений деятельности инженера-металловеда является изучение и учет распределения температуры в изделиях при их термической обработке.

Так же, как и другие разделы теоретических основ технологии термической обработки, теплофизика процессов оказывает существенное влияние на изменение структуры и механических свойств готовой продукции, на работоспособность, надежность и долговечность механизмов, машин, всевозможных металлоконструкций и товаров различного назначения. Владение этим инструментом становится одной из важнейших компетенций выпускника высшей школы, готовящего себя к практической деятельности в области металлургии, машиностроения и материаловедения.

Будут весьма полезными разработанные и описанные в книге методики расчетов, основанные на решении систем дифференциальных уравнений внутреннего и внешнего теплообмена, для изучения температурных полей по сечению изделий и определения технологических параметров термообработки, таких как длительность нагрева, прогрева по сечению изделия или садки, для определения длительности и скорости охлаждения, и других факторов.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Средняя массовая теплоемкость металлов и сплавов, Дж/(кг·К)

Материал, марка или наименование	Температура испытания, °С						
	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-700	20-800
Чистые металлы							
Алюминий	932	957	980	1006	1026	-	-
Хром	452	469	486	500	512	534	544
Железо	465	485	511	534	557	608	632
Медь	388	397	401	404	408	416	420
Магний	1034	1061	1088	1109	1130	-	-
Цинк	389	398	402	-	-	-	-
Никель	452	469	494	505	513	530	540
Титан	540	553	563	574	584	605	620
Углеродистые стали							
Стали: 08, 10, 15, 20	466	478	514	532	555	620	695
Стали: 25,30,35	470	483	511	532	555	620	708
Стали: 40,45	480	496	515	534	563	620	720
Стали: 50,55,60,65,70	483	487	517	525	565	624	706
У7, У8	477	511	528	548	565	624	724
У10, У12,У10А, У12А	469	503	519	536	553	611	712
15Л - 55Л	470	483	517	525	559	617	710
Марганцевые, кремнистые стали							

14X17H2	462	496	517	538	550	575	596
12X18H9	504	510	520	535	565	620	700
17X18H9	504	510	520	535	565	620	700
08X18H10	504	510	520	535	565	620	700
12X18H9T	469	486	498	511	519	532	544
12X18H10T	462	496	517	538	550	575	596
12X18H9TЛ	512	533	533	542	554	580	588
20X23H13	538	575	609	634	676	735	
20X23H18	538	575	609	634	676	735	
45X14H14B2M			507	511	523	528	
08X18Г8H2T	462	496	517	538	550	575	596
Быстрорежущие и специальные штамповые стали							
P18	398	423	435	448	469	511	532

Окончание прил.1

Материал, марка или наименование	Температура испытания, °С						
	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-700	20-800
P9	410	430	449	465	510	530	550
P6M5K5	462	498	509	523	562	604	624
P9M4K8	462	498	509	523	562	604	624
3X2B8Ф	410	430	449	465	510	530	550
3X3M3Ф	462	496	517	538	550	575	596
4X5MФ1С	483	504	516	534	560	627	699
4X5MФС	483	504	516	534	560	627	699
5XНМ, 5XНВ	500	510	560	630	700		
ХВГ	380						
Иные комплексно-легированные стали							
18ХГТ - 30ХГТ	495	508	525	537	567	626	705
25ХГСА	496	504	512	533	554	622	693
30ХГС,30ХГСА	495	504	512	533	554	622	693
25Х1МФ	462	498	509	523	562	604	624
25Х2М1Ф	538	575	609	634	676	735	
38Х2МЮА	496	517	533	546	575	638	676
20Х3МВФ	502	560	610	650	710	800	
40ХН2МА	490	506	522	536	565	675	695
38ХН3МА	496	508	525	538	567	672	697
38Х2Н2МА	490	502	523	532	565	615	670
30ХН2МФА	496	508	529	567	588		
36Х2Н2МФА	496	508	525	538	567	672	697
38ХН3МФА	496	508	525	538	567	672	697
45ХН2МФА	480	500	520	540	555		
9Х2МФ	440	460	500	570	680	940	1100
35ХГСЛ	496	504	512	533	554	622	693

08ГДНФЛ	483	500	517	529	554	613	697
12ДН2ФЛ	487	504	517	529	559	617	689
20ХГСНДМЛ	491	500	521	533	554	622	689
110Г13Л	492						

Приложение 2

Выборочные данные по плотности чистых металлов, $\text{кг}/\text{м}^3$

Материал, марка или наименование	Температура испытания, °C						
	20	100	200	300	400	500	600
Алюминий	2700	2681	2662	2643	2629	2606	2589
Хром	7100	7086	7072	7058	7044	7030	7017
Железо	7860	7832	7804	7777	7749	7722	7695
Медь	8920	8876	8833	8790	8748	8706	8664
Магний	1740	1726	1713	1700	1687	1674	1662
Цинк	7140	7056	6975	6895	6817	6740	6666
Никель	8900	8865	8830	8795	8760	8726	8692
Титан	4500	4488	4476	4464	4452	4440	4428

Приложение 3

Плотность сталей и сплавов в зависимости от температуры, $\text{кг}/\text{м}^3$

Марка ма- териала	Температура испытаний, °C							
	20	100	200	300	400	500	700	800
Углеродистые стали								
08	7871	7846	7814	7781	7745	7708	7628	7598
10	7856	7832	7800	7765	7730	7692	7613	7582
15	7850	7827	7794	7759	7724	7687	7611	7599
20	7859	7834	7803	7770	7736	7699	7617	7624
25	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
30	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
35	7826	7804	7771	7737	7700	7662	7583	7600
40	7826	7804	7771	7737	7700	7662	7583	7600
45	7826	7799	7769	7735	7698	7662	7587	7595
50	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
55	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610

60	7800	7790	7765	7731	7693	7658	7583	7590
65	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
70	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
У7, У7А	7830	7804	7771	7742	7708	7668	7587	7590
У8, У8А	7839	7817	7786	7752	7714	7676	7600	7582
У10, У10А	7836	7811	7783	7750	7713	7675	7595	7560
У12, У12А	7830	7809	7781	7749	7713	7675	7592	7565
15Л	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
20Л	7850	7827	7794	7759	7724	7687	7611	7599
25Л	7830	7804	7771	7742	7708	7668	7587	7590
30Л	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
35Л	7830	7804	7771	7742	7708	7668	7587	7590
40Л	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592

Продолжение прил. 3

Марка ма- териала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
45Л	7800	7790	7765	7731	7693	7658	7583	7590
50Л	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
55Л	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
70Л	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
Марганцевые, кремнистые стали								
15Г	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
20Г	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
30Г	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
40Г	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
50Г	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
60Г	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
65Г	7850	7830	7800	7759	7730	7687	7611	7599
45Г2	7810	7792	7767	7733	7695	7660	7585	7592
60С2, 70С3	7680	7660	7630	7590	7570	7520	7445	7452
65С2ВА	7850	7830	7800	7759	7730	7687	7611	7599
16ГС	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
Хромистые стали и дополнительно легированные одним компонентом								
15Х, 20Х	7830	7810	7780	7750	7710	7680	7600	7570
30Х	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
40Х	7850	7830	7800	7759	7730	7687	7611	7599
40ХЛ	7830	7810	7780	7750	7710	7680	7600	7570
32Х06Л	7850	7830	7800	7759	7730	7687	7611	7599
ШХ15	7750	7730	7700	7680	7650	7630	7590	7540
08Х13	7760	7740	7710	7690	7660	7640	7600	7550
12Х13	7720	7700	7670	7640	7620	7580	7520	7490
20Х13, 30Х13	7670	7660	7630	7600	7570	7540	7480	7450
40Х13	7650	7630	7600	7570	7540	7510	7450	7420
20Х13Л	7740	7710	7680	7650	7630	7590	7530	7490
95Х18	7750	7730	7700	7680	7650	7630	7590	7540

12X17	7720	7700	7670	7640	7620	7580	7520	7490
08X17T	7700	7680	7650	7620	7600	7560	7500	7470
15X25T	7600	7580	7560	7520	7490	7460	7410	7400
33XC, 38XC	7640	7620	7600	7560	7530	7500	7445	7442
12MX	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7599
15XM	7850	7830	7800	7759	7730	7700	7600	7590
30XM,35XM,38XMA	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
35XMЛ	7840	7820	7790	7759	7730	7687	7610	7600
15X5M	7750	7730	7700	7670	7640	7610	7550	7500
75XM	7900	7870	7840	7790	7760	7720	7620	7660
40XФА	7810	7790	7760	7730	7700	7670	7580	7600

Продолжение прил. 3

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
50XФА	7800	7780	7750	7720	7680	7650	7570	7590
90XФ	7790	7770	7740	7710	7670	7640	7560	7580
40XH	7820	7800	7770	7740	7700	7670	7590	7610
50XH	7860	7830	7800	7759	7730	7700	7600	7590
12XH2,12XH2A	7880	7850	7830	7790	7750	7720	7630	7620
12XH3A	7850	7830	7800	7760	7720	7680	7600	7620
20XH3A	7850	7830	7800	7760	7720	7680	7600	7620
30XH3A	7850	7830	7800	7770	7730	7700	7690	7650
Стали с большим содержанием хрома и никеля								
14X17H2	7750							
12X18H9	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
17X18H9	7850	7820	7790	7760	7730	7690	7600	7560
08X18H10	7850	7820	7790	7760	7730	7690	7600	7560
12X18H9T	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
12X18H10T	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
12X18H9TЛ	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
20X23H13	7820	7790	7760	7720	7680	7630	7540	7480
20X23H18	7900	7870	7840	7790	7760	7720	7620	7660
45X14H14B2M	8000	7970	7930	7880	7840	7780	7720	7660
Быстрорежущие и специальные штамповые стали								
P18	8800	8780	8750	8710	8670	8630	8540	8490
P9	8300	8280	8250	8210	8170	8130	8040	7990
P6M5K5	8200	8180	8140	8110	8070	8040	7960	7920
P9M4K8	8300	8280	8250	8210	8170	8130	8040	7990
3X2B8Ф	8300	8280	8250	8210	8170	8130	8040	7990
3X3M3Ф	7828	7808	7783	7754	7721	7684	7597	7565
4X5MФ1C	7716	7692	7660	7627	7593	7559	7490	7459
4X5MФC	7750	7724	7697	7670	7641	7600	7546	7520
5XHM, 5XHB	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7600
XBG	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7599

Иные комплексно-легированные стали								
18ХГТ, 30ХГТ	7800	7790	7765	7731	7693	7658	7583	7590
25ХГСА	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7599
30ХГСА	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7599
25Х1МФ	7840	7820	7790	7750	7720	7680	7600	7590
25Х2М1Ф	7800	7780	7750	7720	7680	7650	7580	7590
38Х2МЮА	7710	7692	7660	7627	7593	7559	7490	7459
20Х3МВФ	7800	7790	7760	7730	7690	7660	7580	7590
40ХН2МА	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7600

Окончание прил. 3

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
38ХН3МА	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
38Х2Н2МА	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
30ХН2МФА	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
36Х2Н2МФА	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
38ХН3МФА	7900	7860	7820	7780	7740	7690	7600	7560
45ХН2МФА	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7600
9Х2МФ	7840	7820	7790	7750	7720	7680	7600	7590
35ХГСЛ	7800	7790	7765	7731	7693	7658	7583	7590
08ГДНФЛ	7850	7830	7800	7759	7730	7690	7610	7600
12ДН2ФЛ	7860	7830	7800	7759	7730	7700	7600	7590
20ХГСНДМЛ	7830	7810	7780	7750	7710	7680	7600	7570
110Г13Л	7870	7840	7810	7769	7740	7710	7610	7600

Приложение 4

Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
Углеродистые стали								
08	63	60	56	51	47	41	34	30
10	60	58	54	49	45	40	32	29
15	53	53	53	46	43	39	36	32
20	52	51	49	44	43	39	32	26
25	52	51	49	46	43	40	32	26
30	52	51	49	46	43	39	32	26
35	51	49	49	47	44	41	35	29
40	52	51	48	46	42	38	30	25
45	50	48	47	44	41	39	31	27
50	48	48	47	44	41	38	31	27
55		68	55	46	36	32	29	27
60, 65		68	53	46	36	32	29	27
70		68	52	37	29	30	29	27
У7, У7А	46	46	44	41	39	36	31	29

У8, У8А	49	49	46	42	38	35	30	24
У10, У10А	46	44	42	41	39	38	36	34
У12, У12А	46	45	43	40	37	35	28	24
15Л	78	78	67	55	48	41	34	29
20Л	54	53	51	48	43	39	32	27
25Л	52	51	49	46	43	40	32	26
30Л	52	51	49	46	43	39	32	26
35Л	51	49	49	47	44	41	35	29

Продолжение прил. 4

Марка ма- териала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
40Л	52	51	48	46	42	38	30	25
45Л	50	48	47	44	41	39	31	27
50Л	48	48	47	44	41	38	31	27
55Л	49	49	46	42	38	35	30	24
70Л	46	44	42	41	39	38	36	34
Марганцевые, кремнистые стали								
15Г	52	51	49	46	43	39	32	26
20Г	50	48	47	44	41	39	31	27
30Г	49	49	46	42	38	35	30	24
40Г	46	44	42	41	37	34	29	28
50Г, 60Г	43	42	41	38	36	34	29	28
45Г2	51	50	45	43	41	35	30	28
65Г	37	36	35	34	32	31	29	28
60С2	28	28	29	30	30	30	29	28
70С3	25	26	27	28	29	29	28	27
65С2ВА	27	27	28	29	29	29	28	28
Хромистые стали и дополнительно легированные одним компонентом								
15Х, 20Х	44	44	43	41	39	36	32	32
30Х	48	47	44	42	39	36	29	26
40Х	41	40	38	36	34	33	30	27
40ХЛ	41	40	38	36	34	33	30	27
32Х06Л	48	47	44	42	39	36	29	26
ШХ15		40				37		27
08Х13, 12Х13	28	28	28	28	28	27	26	25
20Х13	26	26	26	26	26	27	26	27
30Х13	26	27	28	28	27	27	27	25
40Х13	25	26	27	28	29	29	28	28
20Х13Л	26	26	26	26	26	27	26	27
95Х18	24	24	24	24	24	24	26	27
12Х17	24	24	24	25	26	26	26	27
08Х17Т	25	25	25	25	26	26	26	27
15Х25Т	17	18	20	21	22	24	28	27
33ХС, 38ХС	40	38	37	37	35	33	29	27
12МХ	50	50	50	50	49	47	44	40

15XM	44	44	41	41	39	36	32	29
30XM	46	46	44	42	42	39	36	32
35XM	42	41	40	39	37	35	31	30
38XMA	33	35	38	39	36	34	31	27
35XMЛ	42	41	40	39	37	35	31	30
15X5M	38	37	36	35	34	33	31	29

Продолжение прил. 4

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
75XM	47	45	41	40	39	38	35	24
40XФА	37	37	37	36	33	31	30	28
50XФА	40	39	38	37	36	33	29	28
90XФ	46	44	42	38	36	33	29	27
40XH	46	44	43	41	39	37	31	28
50XH	45	43	40	39	38	37	32	23
12XH2,12XH2A	38	38	37	35	33	31	29	29
12XH3A	32	31	34	32	26	26	27	28
20XH3A	36	35	34	33	33	31	30	28
30XH3A	34	35	36	36	36	35	28	27
Стали с большим содержанием хрома и никеля								
14X17H2	21	22	23	24	24	25	27	28
12X18H9	15	16	18	19	20	22	25	26
17X18H9	18	19	20	21	22	24	26	27
08X18H10	17	18	19	20	21	24	26	27
12X18H9T	15	16	18	20	21	23	26	28
12X18H10T	15	16	18	19	21	23	27	26
12X18H9TЛ	15	16	18	19	21	23	27	26
20X23H13	15	16	17	19	21	23	27	29
20X23H18	14	16	18	19	20	22	24	26
45X14H14B2M	14	16	17	19	20	21	24	26
Быстрорежущие и специальные штамповые стали								
P18	26	26	27	28	29	28	27	27
P9	23	23	25	26	28	30	28	27
P6M5K5	27	27	28	29	30	32	34	30
P9M4K8	25	25	27	28	29	30	32	32
3X2B8Ф	25	25	27	29	40	46	40	34
3X3M3Ф	32	34	36	36	36	36	34	33
4X5MФ1C	22	25	27	29	30	31	31	31
4X5MФC	29	30	30	31	33	31	28	26
5XHM, 5XHB	38	38	40	42	42	44	40	34
XBG	44	40		34		32		27
Иные комплексно-легированные стали								
18XГТ	37	38	38	37	35	34	30	29
30XГТ	36	37	36	34	33	31	28	28

25ХГСА	35	36	37	37	39	34	31	29
30ХГСА	38	38	37	37	36	34	31	30
25Х1МФ	40	40	39	38	37	36	32	29
25Х2М1Ф	35	33	32	30	29	28	28	27

Окончание прил. 4

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20	100	200	300	400	500	700	800
38Х2МЮА	33	33	32	31	29	29	27	27
20Х3МВФ	36	36	33	32	31	30	29	28
40ХН2МА	39	38	37	37	35	33	29	27
38ХН3МА	36	36	36	35	34	33	30	29
38Х2Н2МА	38	37	35	35	33	32	28	28
30ХН2МФА	36	35	35	34	32	31	28	27
36Х2Н2МФА	36	36	35	35	34	33	30	29
38ХН3МФА	34	34	34	33	32	32	29	28
45ХН2МФА	34	34	33	32	31	30	27	26
9Х2МФ	37	37	34	32	32	32	23	20
35ХГСЛ	36	37	38	38	37	35	33	32
08ГДНФЛ	39	39	39	39	37	35	30	28
12ДН2ФЛ	37	38	38	38	37	34	29	27
20ХГСНДМЛ	25	27	28	30	32	33	31	28
110Г13Л	13		16		19	21	23	24

Приложение 5

Физические свойства некоторых цветных сплавов

Материал, марка или наименование	Температура испытания, °С						
	20	100	200	300	400	500	600
Средняя теплоемкость, Дж/(кг·К)							
Латунь Л68 - Л96	389						
Многокомпон. латуни	385						
Бронзы	419						
Сплав Д16		922	964	1130			
Сплав ВАД1	860	880	922	964			
Сплав АК2	740	755	838	964	1000		
Сплав АК4-1	795	797	836	922	964		
Сплав ВАД23		964	1050	1170			
Сплав АЛ3	788	838	964	1050	1130		
Сплав АЛ19	788	838	964	1050	1130		
ВТ1-00		503	545	566	628	628	670
ВТ3-1, ВТ5		464	503	545	608	670	712
ВТ5-1		503	545	566	587	628	670
ВТ6		545	587	670	712	796	880
ВТ14		503	545	587	628	670	712

Материал, марка или наименование	Температура испытания, °С						
	20	100	200	300	400	500	600
Коэффициент теплопроводности, $Вт/(м \cdot К)$							
Латунь Л96	244		247		952		
Латунь Л90	114	126	142	157	174	188	204
Латунь Л68	106	109	110	114	116	120	121
Латунь Л63	106	120	137	152	169	186	200
Латунь ЛС59-1	104	115	126	136	148	157	
Бронза БрА5	105	114	124	133	141	148	153
Бронза БрА7	97	105	114	122	129	135	140
Бронза БрА10Ж3Мц2	59	64	71	77	81	84	
Бронза БрКМц3-1	42	50	55	55	54		
Сплав Д16	117	129	146	163			
Сплав ВАД1	117	126	138	151			
Сплав АК2	155	158	163	172	168		
Сплав АК4-1	145	149	155	163	168		
Сплав ВАД23	88	105	113	121			
Сплав АЛ3	160	163	168	172	176		
Сплав АЛ19	121	130	138	147	159		
ВТ1-00	19,3	18,9	18,4	18	18	18	18
ВТ3-1, ВТ5	8,0	8,8	10,1	11,3	12,6	14,2	15,5
ВТ5-1	8,8	9,6	10,9	12,2	13,4	14,7	15,9
ВТ6	9,0	9,2	10,9	11,3	12,6	13,8	15,5
ВТ14	8,9	9,2	10,5	11,7	13,0	13,8	15,5
Плотность, $кг/м^3$							
Сплав Д16	2780	2760	2740	2721	2707	2684	
Сплав ВАД1	2760	2740	2721	2707	2684	2664	
Сплав АК2	2800	2780	2760	2740	2721	2707	
Сплав АК4-1	2800	2780	2760	2740	2721	2707	
Сплав ВАД23	2780	2760	2740	2721	2707	2684	
Сплав АЛ3	2700	2681	2662	2643	2629	2606	
Сплав АЛ19	2780	2760	2740	2721	2707	2684	
ВТ1-00, ВТ3-1, ВТ14	4500	4488	4476	4464	4452	4440	4428
ВТ5	4400	4388	4376	4365	4353	4341	4330
ВТ5-1	4420	4408	4396	4384	4373	4361	4349
ВТ6	4430	4418	4406	4394	4383	4371	4359

Продолжение прил. 6

Марка	мате-	Температура испытаний, °С
-------	-------	---------------------------

риала	20	100	200	300	400	500	700	800
40X13	214	208	202	194	185	173	147	
20X13Л	222	216	211	203	195	184	149	140
95X18	204							
12X17	232	227	219	211	201	192	165	148
08X17T	206							
15X25T	204	200	197	189	176	164	124	119
33XC	214	206	196	185	176	168	137	127
38XC	211	203	194	184	174	166	139	127
12MX	212	206	200	195	189	179	160	
15XM	205							
30XM	208	207	204	197	188	176	142	
35XM	213	212	206	201	191	183		
38XMA	211	201	194	184	174	169	141	129
35XMЛ	215	212	207	203	192	179	141	130
15X5M	211							
75XM	205							
40XФА	215	212	205	199	182	173	144	135
50XФА	218	215	210	200	188	178	142	132
90XФ	205							
40XH, 50XH	200							
12XH2, 12XH2A	211	203	196	190	176	172	141	130
12XH3A	200							
20XH3A	212	204	194	188	169	169	138	132
30XH3A	215	207	195	187	175	171		
Стали с большим содержанием хрома и никеля								
14X17H2	193			164		148	118	
12X18H9, 17X18H9	199						147	
08X18H10	196							
12X18H9T	195	189	182	175	167	180	143	135
12X18H10T	198	194	189	181	174	166	147	
12X18H9TЛ	194	189	176	165	149	138	125	112
20X23H13	207							
20X23H18	200			182	176	170	150	141
45X14H14B2M	208	196	190	181	173	166	149	141
Быстрорежущие и специальные штамповые стали								
P18	228	223	219	210	201	192	173	
P9, P6M5K5	220							
P9M4K8	229							
3X2B8Ф	224	218	211	204	196	187	168	

Окончание прил. 6

Марка ма- териала	Температура испытаний, °C							
	20	100	200	300	400	500	700	800
3X3M3Ф	207			177				

4X5MΦ1C, 4X5MΦC	207			187			150	
5XHM, 5XHB	210							
XBG	201							
Иные комплексно-легированные стали								
18XГТ	211	205	197	191	176	168	136	129
30XГТ	212	202	195	189	174	169	138	132
25XГСА	213	206	194	187	175	168	143	130
30XГC	194	185	173	169	166	156		
30XГСА	215	211	203	196	184	173	143	125
25X1MΦ	213	207	204	194	187	176	146	
25X2M1Φ	217	211	205	200	193	186	154	
38X2MЮA	209	202	194	190	181	174	147	137
20X3MBΦ	207	204	200	193	186	182	171	164
40XH2MA	215	211	201	190	177	173		
38XH3MA	207	203	196	192	182	173	147	135
38X2H2MA	213	206	194	180	174	164	141	129
30XH2MΦA	216	207	206	188	176	169		
36X2H2MΦ A	212	204	198	186	173	166	139	127
38XH3MΦA	210	203	197	190	184	176	154	137
45XH2MΦA	216	207	197	188	176	168	136	128
9X2MΦ	205							
35XГCЛ	215	211	203	196	184	174	143	125
08ГДНФЛ	212	206	201	189	177	167	137	127
12ДН2ФЛ	211	206	196	189	181	174	135	127
20XГCНДМ Л	209	201	193	184	176	160	133	128

Приложение 7

Коэффициенты линейного термического расширения, 10^{-6} 1/К

Марка ма- териала	Температура испытаний, °C							
	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
Углеродистые стали								
08	12,5	13,4	14,0	14,5	14,9	15,1	15,3	14,7
10	12,4	13,2	13,9	14,5	14,9	15,1	15,3	12,1
15	12,4	13,2	13,9	14,4	14,8	15,1	15,3	14,1
20	12,3	13,1	13,8	14,3	14,8	15,1	15,2	

Продолжение прил. 7

Марка ма- териала	Температура испытаний, °C							
	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
25	12,2	13,0	13,7	14,3	14,7	15,0	15,2	12,7
30	12,1	12,9	13,6	14,2	14,7	15,0	15,2	

35	12,0	12,9	13,6	14,2	14,6	15,0	15,2	12,7
40	11,9	12,8	13,5	14,1	14,6	14,9	15,2	12,5
45	11,9	12,7	13,4	14,1	14,6	14,9	15,2	12,5
50	11,2	12,0	12,8	13,4	13,9	14,2	14,5	13,4
55	11,0	11,9	12,7	13,4	14,0	14,5	14,8	12,5
60	11,0	11,9		13,9	14,6			
65	11,0	11,6	12,3	13,2	13,8	14,2	14,6	14,7
70	11,5	12,3	13,0	13,8				
У7, У7А	11,4	12,2	13,0	13,7	14,3	14,8	15,2	14,5
У8, У8А	11,4	12,2	13,0	13,7	14,3	14,8	15,2	14,5
У10, У10А	11,5	11,9	12,5	13,0	13,4	13,9	14,3	13,9
У12, У12А	10,5	11,8	12,6	13,4	14,1	14,8	15,3	15,0
15Л	11,9	12,5		13,6	14,2			
20Л	12,2	12,7	13,1	13,5	13,9	14,4	14,9	12,6
25Л	11,5	12,9	13,0	13,2	13,5			
30Л	12,6	13,9		15,0	15,6			
35Л	11,1	12,0	12,9	13,5	13,9	14,5	14,8	11,9
40Л	12,4	12,6		14,5		14,6		
45Л	11,6							
50Л	12,0	12,4	12,8	13,3	13,7	14,1	14,5	12,4
55Л	11,0	11,8		13,4		14,5		
70Л	11,5							
Марганцевые, кремнистые стали								
15Г	12,3		13,2			14,9		
20Г	12,5	13,4	14,4	15,1		15,2		
30Г	12,6	13,9	14,6	15,0	15,5	15,6	14,8	
40Г	11,1	11,7	12,7		14,3			
50Г	11,8	12,5	13,2	13,8	14,3	14,8	15,1	12,3
60Г	11,6	11,9	12,9	13,8		14,6		
65Г	11,8	12,6	13,2	13,6	14,1	14,6	14,5	11,8
45Г2	11,3	11,9	12,7		14,7			
60С2	11,8	12,7	13,3	13,7	14,1	14,5	14,4	12,2
70С3	11,4	12,3	12,8	13,3	13,7	14,1	14,3	12,8
65С2ВА	11,5	12,5	13,0	13,5	13,8	14,3	14,5	13,5
Хромистые стали и дополнительно легированные одним компонентом								
15Х	10,2	11,5	12,4	13,0	13,5	14,0		
20Х	10,5	11,6	12,4	13,1	13,6	14,0		
30Х	12,4	13,0	13,4	13,8	14,2	14,6	14,8	12,0

Продолжение прил. 7

Марка материала	Температура испытаний, °С							
	20-100	20-200	20-300	20-400	20-500	20-600	20-700	20-800
40Х	11,8	12,2	13,2	13,7	14,1	14,6	14,8	12,0
40ХЛ	12,2	12,7	13,1	13,4	13,8	14,2	14,6	11,8
32Х06Л	12,4	12,8	13,2	13,6	14,0	14,4	14,7	12,0
ШХ15	14,0	15,1	15,5	15,6	15,7	15,8		

P9, P18	11,0							
P6M5K5	11,0							
P9M4K8	11,0							
3X2B8Ф	11,0							
3X3M3Ф	10,5							
4X5MФ1С	11,0							
4X5MФС	11,0							
5ХНМ, 5ХНВ		12,6				14,2		
X12M	10,9			11,4		12,2		
XBG	11,0	12,0	13,0	13,5	14,0	14,5		
Иные комплексно-легированные стали								
18ХГТ	10,0	11,5	12,3	12,8	13,3	13,6		
30ХГТ	10,5	12,0	12,7	13,3	13,8	14,0		
25ХГСА	12,2	13,0	13,6	14,0	14,2	14,4	14,5	12,3
30ХГС	12,0	12,5	12,9	13,2	13,6	13,9		
30ХГСА	11,7	12,3	12,9	13,4	13,7	14,0	14,3	12,9
25Х1МФ	11,3	11,7	12,8	13,9	14,2	14,4		
25Х2М1Ф	12,5	12,9	13,3	13,7	14,0	14,7		
38Х2МЮА	11,5	11,8	12,7	13,4	13,9	14,7	14,9	12,3
20Х3МВФ	10,6	11,5	11,8	12,1	12,6	13,0		
40ХН2МА	11,6	12,1	12,7	13,2	13,6	13,9		
38ХН3МА	11,8	12,3	12,7	13,1	13,4	13,7	13,9	10,8
38Х2Н2МА	11,9	12,5	13,1	13,3	13,8	14,1	14,6	11,8
30ХН2МФА	11,1	11,7	12,3	12,9	13,3	13,7		
36Х2Н2МФА	12,5	12,8	13,3	13,5	14,0	14,3	14,5	11,0
38ХН3МФА	12,0	12,5	12,9	13,3	13,6	13,8	13,8	10,7
45ХН2МФА	11,0	11,6	12,1	12,7	13,3	13,7	13,9	11,9
9Х2МФ	11,5							
35ХГСЛ	11,8	12,3	12,8	13,3	13,8	14,1	14,4	12,6
08ГДНФЛ	10,3	11,3	12,0	13,0	13,6	14,1	14,4	12,5
12ДН2ФЛ	11,5	12,3	12,9	13,1	13,7	14,2	14,1	10,8
20ХГСНДМЛ	11,0	11,8	12,5	12,9	13,3	13,5	13,6	11,0

Библиографический список

1. Физическое металловедение. Вып.2.Фазовые превращения. Металлография. / Под. ред. Р.Кана. - М.:Мир, 1968. - 492 с.
2. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4-е изд, перераб. и доп. - М.: Металлургия, 1986.- 480 с.
3. Блантер М.Е. Теория термической обработки - М.: Металлургия, 1984.- 328 с.
4. Кривандин В.А., Филимонов Ю.П. Теория, конструкции и расчеты металлургических печей. Т.1.-М.:Металлургия,1986.-478 с.

5. Люты В. Закалочные среды: Справочник./ Под ред. С.Б. Масленкова. - Челябинск: Metallurgy. Челябинское отделение.- 1990.- 192 с.
6. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallor: Spravochnik. V3-x t./ Pod red. M.L. Bernштейna, A.G. Raxштадта. - M.: Metallurgy, 1984.
7. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-твердого раствора в сплавах титана: Справочник термиста./ Л.Е. Попова А.А. Попов 3-е изд., перераб и доп. М.: Metallurgy, 1991.- 503с.
8. Диаграммы изотермического распада раствора в алюминиевых сплавах: Справочник / Под ред. И.И. Новикова - М.: Metallurgy, 1973.-152 с.
9. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Отжиг: Учеб. пособие / ГАЦМиЗ. Красноярск, 1997. - 208 с.
10. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Закалка, старение и отпуск: Учеб. пособие / ГАЦМиЗ. Красноярск, 1998. - 172 с.
11. Биронт В.С. Теория термической обработки металлов. Комбинированные методы: Учеб. пособие / ГАЦМиЗ. Красноярск, 2000. - 152 с.
12. Программа "Тепло": Метод. указ. / Сост. В.С. Биронт; КИЦМ. - Красноярск, 1988.- 19 с.
13. Программа "Садка": Метод. указ. / Сост. В.С. Биронт; КИЦМ. - Красноярск, 1990.- 20 с.
14. Марочник сталей и сплавов/ В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; Под общ. ред. В.Г.Сорокина.- М.:Машиностроение. 1989.- 640 с.
15. Физические величины: Справочник/ А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др.; Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова - М.: Энергоатомиздат. 1991.- 1232 с.
16. Стали и сплавы для высоких температур: Справ. Изд. В 2-х кн. Кн.2/ С.Б. Масленков, Е.А. Масленкова. - М.: Metallurgy. 1991.-832 с.

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

<i>А</i>	<i>Н</i>
<i>Аустенит 88-90</i>	<i>Напряжения</i>
<i>Г</i>	<i>- временные 83</i>
<i>Габаритно-объемный вес 75,76</i>	<i>- остаточные 83</i>
<i>Градиент температур 83-84</i>	<i>- структурные 84,86</i>
<i>- локальный 82</i>	<i>- термические 82,84</i>
<i>И</i>	<i>- упругие 83</i>
<i>Идеальный</i>	<i>Неоднородное температурное поле</i>
<i>- критический диаметр 99-100</i>	<i>47,79</i>

- теплоизолятор 6

Излучающая поверхность 72

Изменение объема при фазовом превращении 86

- расчетные выражения 85

К

Коэффициент

- корректирующий теплообмена K 14-17, 20-23, 62, 64

- линейного расширения 26, 31, 84

- объемного расширения 26

- пропорциональности p 40, 42

- шага сетки 48

- температуропроводности 38, 47

- теплоотдачи 47, 50, 81

- - излучением 13

- - конвекцией 15, 16

- - суммарный 16, 17

- теплопроводности 31, 37, 47, 81

Критическая скорость закалки 100

Л

Лайденфроста точка 22

М

Мартенситная точка 90

Модуль упругости 26, 83, 84

Проволочка

- между телами 5, 8

- теплопередающая 9

Программное обеспечение

- "ТЕРЛО" 44-71

- - математическая модель 46-50

- - подготовка и ввод данных 53-59

- - пути совершенствования 67-70

О

Охлаждения стадии

- ламинарного теплообмена 21, 22

- пленочного кипения 21, 22

- пузырьчатого кипения 21, 22, 24

П

Перлит 85-88

Пленка газо-паровая 20

Плотность

- вещества 29-32

- сплавов 30

- сталей 30

- - коэффициент влияния 30, 31

- - температурная зависимость 31

- чистых элементов 30

Превращение

- аустенитное 89

- мартенситное 85, 88, 89

- перлитное 85, 88-89

Предел

- временного сопротивления разрыву 26

- текучести 26, 90

Р

Работа 5

Размер изделия характеристический 47

Разностные отношения 41, 42

Расчетная сетка 39

- вертикальные слои 39

- горизонтальные слои 39

- коэффициент пропорциональности 40, 42

- - - в атмосфере высокомолекулярных газов 68
- - - в водных растворах полимеров 70
- - - в кипящем слое 69
- - - теплообмен в вакууме 68
- - расчетные блоки 61-67
- - структура 51-52
- "TPL-2" 44-57
- - особенности ввода данных 57-60
- "TPL-3" 86
- "ost1" 86
- "SADKA" 72-80
- "Сталь" 91-96
- - математические модели 73-77
- - особенности ввода и вывода 78,79

Прокаливаемость 96

Пуассона коэффициент 84

- - масло 20
 - теплосодержащая 4
- Степень черноты 13
- Стефана-Больцмана постоянная 12

T

Тело

- абсолютно белое 11
- абсолютно прозрачное 11,12
- абсолютно черное 11
- серое 13
- теплофизически массивное 9

- коэффициент шага сетки 49
- текущая точка 40,41
- узлы расчетной сетки 49

Расчеты

- вывод результатов 66
- окончание расчетов 67
- температурного поля 63
- теплообмена на поверхности 66-62
- термических и структурных напряжений 82-90

Решеточная проводимость 32

Решеточный поток тепла 32

C

Свободная энергия Гиббса 7

Сеточный метод 39,49

Слои 74,77

Слоистость 74

Среда

- закалочная
- - вода 20-21
- - водо-воздушная смесь 23-24

- средняя 27
- Теплообмен между телами 8,9
- интенсивность 9,15
 - уравнение теплообмена 47
 - механизмы 10

- - излучение 10-14,50
- - испарения и кипения 10,50
- - конвекцией 10,14-15,50
- - контактный 10
- - лучистый 11

Теплопередачи коэффициент 10

- теплофизически тонкое 9

Температура тела 5

Температуропроводность 26,38-43

- коэффициент 38

- уравнение 38-42,43

Теплового потока

- интенсивность (мощность) 6,81

Тепловое излучение 10

- коэффициент 12

Тепловой поток 9

Тепловому потоку

- сопротивление 6,36,81

Теплоемкость 26,27-30,52

- атомная 27

- мольная 27

- - объемная 27

- размерность 27

Теплоперенос 6

Теплопроводность 8,26,31-36

- коэффициент 31

- решеточная 31

- электронная 31

Теплопроводность сталей и сплавов
32-36

- влияние состава 32-34

- влияние температуры 34-36

- расчет по химическому составу
36-37

Теплосодержание 5

Термодинамические основы 4

Термодинамический стимул 7

Троостит 96

У

Углеродный эквивалент теплопро-
водности 36,37

Удельный объем фаз 26

Уравнения

- основное расчетное 46

- температуропроводности 37-42,

- теплообмена (среда- поверх-
ность) 47,76

- теплопроводности 46,74

Э

Электромагнитные

- волны 10

- колебания 11

Электроны проводимости 32

Энергия

-лучистая 11

-тепловая 10,11

-электромагнитных колебаний 11

Энтропии изменение 7

Энтропия 6

ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ	3
Глава 1. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ.	4
.....	
1.1. Первый закон термодинамики	4
1.2. Второй закон термодинамики.	5
1.3. Теплообмен при термической обработке.	8
1.4. Теплообмен излучением	10
1.5. Корректирующий коэффициент теплообмена	14
Глава 2. ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.	26
2.1. Теплоемкость.	26
2.2. Плотность материала.	29
2.3. Теплопроводность	31
2.4. Теплопроводность сталей и сплавов	32
Глава 3. РЕШЕНИЕ УРАВНЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ	37
3.1. Уравнение теплопроводности и коэффициент температуропроводности	38
3.2. Сеточный метод решения уравнения теплопроводности	39
Глава 4. ПРОГРАММА "ТЕПЛО".	44
4.1. Назначение программы.	44
4.2. Математическая модель	46

4.3. Структура программы "ТЕРЛО".	51
4.4. Расчетные блоки программы.	61
4.5. Пути совершенствования программы "ТЕРЛО".	67
Глава 5. ПРОГРАММА "SADKA"	72
5.1. Назначение программы.	72
5.2. Физические представления и математические модели нагрева изделий в садках.	72
5.3 Особенности ввода исходных данных и вывода результатов	78
Глава 6. ПРОГРАММА ДЛЯ РАСЧЕТА УРОВНЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ	80
6.1. Температурный градиент.	80
6.2. Тепловое расширение металлов и термические напряжения.	82
6.3. Структурные напряжения.	84
6.4. Общие сведения о построении программ "ost1" и "TPL-3".	86
6.5. Структурное построение программы для определения внутренних напряжений	88
Глава 7. ПРИМЕНЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ РАСЧЕТОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ	91
.	
7.1. Программа "Сталь" и ее применение для анализа превращений	91
7.2. Программная модель номограммы Блантера для определения прокаливаемости	96
7.3. Построение программного обеспечения расчетов прокаливаемости "BLANTER"	99
ЗАДАНИЯ ДЛЯ ЛАБОРАТОРНЫХ И САМОСТОЯТЕЛЬНЫХ ЗАНЯТИЙ	101
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.	108
ПРИЛОЖЕНИЯ.	109
ЛИТЕРАТУРА	126
ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ	127

Учебное издание

Биронт Виталий Семенович

ТЕОРИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И РАСЧЕТЫ
Учебное пособие

Редактор

Лицензия ЛР N

ИБ N

Подписано в печать	Формат 60x84/16	Бумага тип. № 3
Усл. печ. л. 8,7	Уч.-изд. л. 8,7	Тираж ____ экз.
Офсетная печать		Заказ

Редакционно-издательский отдел СФУ
660041, Красноярск, пр. Свободный, 79