

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ  
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С.П.КОРОЛЕВА  
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»

*С.Ф. ТЛУСТЕНКО*

ТЕОРИЯ И РЕЖИМЫ НАГРЕВА  
И ТЕРМООБРАБОТКИ  
ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ  
ОМД

*Утверждено Редакционно-издательским советом университета  
в качестве учебного пособия*

САМАРА  
Издательство СГАУ  
2012

УДК СГАУ: 621.77(075)

ББК 34.6

Т 495

Рецензенты: д-р техн. наук, проф. Н. Д. П р о н и ч е в,  
д-р техн. наук, проф. Г. И. Л е о н о в и ч

**Глуштенко С.Ф.**

Т 495 **Теория и режимы нагрева и термообработки заготовок и деталей в процессах ОМД:** учеб. пособие / *С.Ф. Глуштенко*. – Самара: Изд-во Самар. гос. аэрокосм. ун-та, 2012. – 80 с.

**ISBN 978-5-7883-0876-0**

В учебном пособии изложены основные понятия теории строения и нагрева металлов и их сплавов для различных процессов обработки металлов давлением и термической обработки. Приведены рекомендации по выбору режимов нагрева, учету возможных дефектов сплавов при нарушении технологии и параметров нагрева.

Пособие рекомендуется студентам высших учебных заведений, а также может быть полезным для инженерно-технических работников и рабочих металлообрабатывающих производств и предприятий. Подготовлено на кафедре «Обработка металлов давлением».

УДК СГАУ: 621.77(075)

ББК 34.6

**ISBN 978-5-7883-0876-0**

© Самарский государственный  
аэрокосмический университет, 2012

# ОГЛАВЛЕНИЕ

|                                                                                             |           |
|---------------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| <b>Глава 1 СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ КАК ОБЪЕКТОВ НАГРЕВА.....</b>                                  | <b>5</b>  |
| 1.1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕТАЛЛОВ .....                                                    | 5         |
| 1.2. АТОМНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ...                                           | 9         |
| 1.3. ДИФФУЗИЯ.....                                                                          | 12        |
| <b>Глава 2. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НАГРЕВА.....</b>                                           | <b>14</b> |
| 2.1. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ.....                                               | 17        |
| 2.2. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛИ<br>НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ..      | 18        |
| <b>Глава 3. НАГРЕВ ЗАГОТОВОК И ТЕРМИЧЕСКИЕ ЦЕХИ<br/>    ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ.....</b> | <b>21</b> |
| 3.1. ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА .....                                                         | 21        |
| 3.2. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС И ВЫБОР<br>ОБОРУДОВАНИЯ.....                                   | 21        |
| <b>Глава 4 ТЕРМИЧЕСКИЕ ЦЕХИ СВОБОДНОЙ КОВКИ.....</b>                                        | <b>32</b> |
| 4.1. ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОИЗВОДСТВА.....                                                          | 32        |
| 4.2. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС И ВЫБОР<br>ОБОРУДОВАНИЯ.....                                   | 32        |
| <b>Глава 5 ТЕХНОЛОГИЯ НАГРЕВА СЛИТКОВ.....</b>                                              | <b>36</b> |
| 5.1 ВЫБОР РЕЖИМОВ И СПОСОБОВ НАГРЕВА СЛИТКОВ.....                                           | 36        |
| 5.2 ДЕФЕКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ НАГРЕВЕ СЛИТКОВ.....                                           | 42        |
| 5.2.1 Окалина.....                                                                          | 42        |
| 5.2.2 Обезуглероживание .....                                                               | 42        |
| 5.2.3 Перегрев.....                                                                         | 43        |
| 5.2.4 Пережог... ..                                                                         | 43        |
| 5.2.5 «Скворечники».....                                                                    | 43        |
| <b>Глава 6 НАГРЕВ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ<br/>    ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ .....</b>        | <b>45</b> |
| 6.1. ОБЩИЕ ПОЛОЖЕНИЯ... ..                                                                  | 45        |
| 6.2. ПРЕВРАЩЕНИЕ ПЕРЛИТА В АУСТЕНИТ... ..                                                   | 46        |
| 6.3. РОСТ ЗЕРНА АУСТЕНИТА ПРИ НАГРЕВЕ... ..                                                 | 48        |
| 6.4. ПЕРЛИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ... ..                                                            | 50        |

|                                                      |    |
|------------------------------------------------------|----|
| 6.5. ПРОМЕЖУТОЧНОЕ (БЕЙНИТНОЕ) ПРЕВРАЩЕНИЕ... ..     | 53 |
| 6.6. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ... ..                  | 53 |
| 6.7. ПРЕВРАЩЕНИЕ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ.....   | 55 |
| <b>Глава 7 ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ</b>  |    |
| <b>ОБРАБОТКИ СТАЛИ</b> ... ..                        | 58 |
| 7.1. КЛАССИФИКАЦИЯ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ...    | 58 |
| 7.2. ОТЖИГ СТАЛИ... ..                               | 59 |
| 7.2.1. Полный отжиг... ..                            | 60 |
| 7.2.2. Неполный отжиг на зернистый перлит... ..      | 60 |
| 7.2.3. Изотермический отжиг... ..                    | 61 |
| 7.2.4. Диффузионный отжиг (гомогенизация) ... ..     | 62 |
| 7.2.5. Рекристаллизационный отжиг... ..              | 62 |
| <b>Глава 8 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ</b> |    |
| <b>МЕТАЛЛОВ</b> ... ..                               | 65 |
| 8.1 ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ         |    |
| СПЛАВОВ... ..                                        | 65 |
| 8.1.1 Отжиг... ..                                    | 66 |
| 8.1.2 Закалка... ..                                  | 67 |
| 8.1.3 Старение... ..                                 | 67 |
| 8.2 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ.....     | 68 |
| 8.3 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ.....  | 69 |
| 8.4 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ       |    |
| И СПЛАВОВ... ..                                      | 71 |
| <b>Глава 9 ЛАЗЕРНЫЙ НАГРЕВ</b> .....                 | 73 |
| <b>СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ</b> .....                       | 74 |



# Глава 1

## СТРОЕНИЕ МЕТАЛЛОВ КАК ОБЪЕКТОВ НАГРЕВА

### 1.1 Общая характеристика металлов

Металлы в твердом и, отчасти, в жидком состояниях обладают рядом характерных свойств:

- 1) высокой тепло- и электропроводностью;
- 2) положительным температурным коэффициентом электросопротивления (с повышением температуры электросопротивление чистых металлов возрастает; большое число металлов обладает сверхпроводимостью; у этих металлов при температуре, близкой к абсолютному нулю, электросопротивление падает скачкообразно практически до нуля);
- 3) термоэлектронной эмиссией, т. е. способностью испускать электроны при нагреве;
- 4) хорошей отражательной способностью (металлы непрозрачны и обладают металлическим блеском);
- 5) повышенной способностью к пластической деформации.

Наличие этих свойств характеризует так называемое металлическое состояние вещества.

Все металлы и металлические сплавы – тела *кристаллические*, атомы (ионы) расположены в металлах закономерно в отличие от аморфных тел, в которых атомы расположены хаотично.

Металлы (если их получают обычным способом) представляют собой поликристаллические тела, состоящие из большого числа мелких ( $10^{-1}$ – $10^{-5}$  см), различно ориентированных по отношению друг к другу кристаллов.

Вследствие условий кристаллизации они имеют неправильную форму и называются *кристаллитами* или *зернами*.

Металлическое состояние возникает в комплексе атомов, когда при их сближении внешние электроны теряют связь с отдельными атомами,

становятся общими, т.е. коллективизируются и свободно перемещаются между положительно заряженными и периодически расположенными ионами.

Устойчивость металла, представляющего собой ионно-электронную систему, определяется электрическим притяжением между положительно заряженными ионами и обобщенными электронами. Такое взаимодействие между ионным скелетом и электронным газом получило название металлической связи. Металлическая связь – это совокупность ковалентной и ионной связей.

Характер изменения потенциальной энергии атомов в кристаллической решетке такой, что атомы (ионы) занимают положение с минимальной потенциальной энергией. Атомы, составляющие поверхностный слой, обладают повышенной потенциальной энергией.

Теплота сублимации для металлов изменяется в пределах от 20 до 220 ккал/г-атом.

Приведенные положения позволяют объяснить характерные свойства металлов. Высокая электропроводность металлов объясняется присутствием в них свободных электронов, которые перемещаются в потенциальном поле решетки.

При нагреве повышением температуры усиливаются колебания ионов (атомов), образуются вакансии и нарушается правильная периодичность потенциального поля, что затрудняет движение электронов, в результате чего электросопротивление возрастает. При низких температурах колебательное движение ионов (атомов) сильно уменьшается и электропроводность возрастает. У некоторых металлов в результате образования пар электронов, движущихся упорядоченно при очень низких температурах ( $< 20$  К), электропроводность обращается в бесконечность – явление сверхпроводимости. Высокая теплопроводность металлов обуславливается в первую очередь большой подвижностью свободных электронов и в меньшей степени колебательным движением ионов (фононная составляющая), вследствие чего происходит быстрое выравнивание температуры в массе металла.

Нагрев металлов для различных процессов обработки металлов давлением должен обеспечить высокую пластичность металлов, которая объясняется периодичностью их атомной структуры и отсутствием направленности металлической связи. В процессе пластической деформации (ковка, прокатка и т. д.) металла, т. е. при смещении отдельных его объемов относительно других, связь между ионами (атомами) не нарушается. Кристаллы с ковалентной или ионной, т. е. с направленной связью, хрупки, так как при деформации эта связь нарушается.

Чистые металлы<sup>1</sup> в обычном структурном состоянии обладают низкой прочностью и не обеспечивают во многих случаях требуемых физико-химических и технологических свойств, поэтому они применяются сравнительно редко. Наиболее широко используются сплавы. Сплавы получают сплавлением или спеканием<sup>2</sup> двух или более металлов или металлов с неметаллами. Они обладают характерными свойствами, присущими металлическому состоянию. Химические элементы, образующие сплав, называют *компонентами*. Сплав может состоять из двух или большего числа компонентов.

Для рассмотрения строения, превращений и свойств металлов и сплавов введем понятия *фаза* и *структура*, широко используемые в металловедении. Совокупность фаз, находящихся в состоянии равновесия, называют системой. Фазой называют однородные составные части системы, имеющие одинаковый состав, одно и то же агрегатное состояние, отделенные от остальных частей поверхностями раздела. Например, однородный чистый металл или сплав является однофазной системой. Состояние, когда одновременно присутствуют жидкий сплав (металл) и кристаллы, будет представлять двухфазную систему. Под структурой

---

<sup>1</sup> Понятие **чистый металл** весьма условное. Любой чистый металл в большем или меньшем количестве содержит примеси и, следовательно, должен рассматриваться как сплав. В дальнейшем под термином **чистый металл** мы будем принимать металл, содержащий 99,99–99,999% основного металла. Во всех остальных случаях подразумевается технически чистый металл с малым количеством примесей (99,5–99,9%), получаемый обычным заводским способом.

<sup>2</sup> Некоторые сплавы получают без расплавления, т. е. без перевода в жидкое состояние, а в твердом виде – спеканием металлических порошков или химических соединений.

понимают форму, размеры или характер взаимного расположения соответствующих фаз в металлах или сплавах.

Структурными составляющими сплава называют обособленные части сплава, имеющие одинаковое строение с присущими им характерными особенностями.

Различают макроструктуру (строение металла или сплава, видимое невооруженным глазом или при небольшом увеличении в 30–40 раз) и микроструктуру (строение металла или сплава, наблюдаемое с помощью микроскопа при больших увеличениях).

Макроструктуру можно исследовать по излому и на специальных макрошлифах. Изучение излома – наиболее простой метод выявления кристаллического строения металлов. В отличие от аморфного тела (стекло, канифоль и др.) кристаллическое тело имеет зернистый (кристаллический) излом. По излому можно судить о размере зерна, особенностях выплавки и литья (температуры литья, скорости и равномерности охлаждения сплава и т. д.), термической обработке, а следовательно и о некоторых свойствах металла. Вид излома используют в качестве критерия при определении склонности стали к хрупкому разрушению.

При изучении макроструктуры на специальных макрошлифах (темплетах) образцы вырезают из крупных заготовок (слитков, поковок и т.д.) или изделий, поверхность которых шлифуют, полируют, а затем подвергают травлению специальными реактивами.

При исследовании макрошлифа можно определить форму и расположение зерен в литом металле; волокна (деформированные кристаллиты) в поковках и штамповках; дефекты, нарушающие сплошность металла (усадочная рыхлость, газовые пузыри, раковины, трещины и т. д.); химическую неоднородность сплава, вызванную процессом кристаллизации или созданную термической или химико-термической (цементация, азотирование и т. д.) обработкой.

Микроструктура показывает взаимное расположение фаз, их форму и размеры. Для определения микроструктуры исследуемого металла изготавливают микрошлиф, т.е. небольшой образец, одну из плоскостей ко-

торого тщательно шлифуют, полируют и подвергают травлению специальными реактивами.

Между микроструктурой и многими свойствами металлов и сплавов существует качественная зависимость. Важнейшей задачей металловедения является установление не только качественной, но и количественной связи между структурой и свойствами металлических сплавов.

## **1.2 Атомно-кристаллическая структура металлов**

Под атомно-кристаллической структурой понимают взаимное расположение атомов, существующее в кристалле. Кристалл состоит из атомов (ионов), расположенных в определенном порядке, который периодически повторяется в трех измерениях.

В кристаллах существует не только ближний, но и дальний порядок размещения атомов.

Для описания атомно-кристаллической структуры пользуются понятием пространственной или кристаллической решетки.

Кристаллическая решетка представляет собой воображаемую пространственную сетку, в узлах которой располагаются атомы (ионы), образующие металл (твердое кристаллическое тело).

Пример такой кристаллической решетки приведен на рис. 1.1. Жирными линиями выделен наименьший параллелепипед, последовательным перемещением в пространстве которого вдоль трех осей может быть построена вся решетка или кристалл.

Наименьший объем кристалла, дающий представление об атомной структуре металла во всем объеме, получил название элементарной кристаллической ячейки.

Кристаллические решетки, в которых на долю одной элементарной ячейки приходится один атом, называют простыми. Решетки, в которых на долю одной элементарной ячейки приходится несколько атомов, называют сложными.

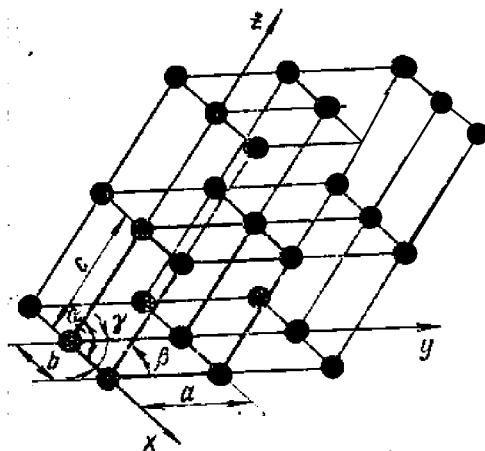


Рис. 1.1. Кристаллическая решетка

Сложные решетки можно рассматривать как совокупность нескольких простых, вставленных одна в другую. Число этих простых решеток равно числу атомов, приходящихся на одну сложную ячейку.

Подавляющее число технически важных металлов образуют одну из следующих высокосимметричных сложных решеток с плотной упаковкой атомов: кубическую объемноцентрированную, кубическую гранецентрированную и гексагональную.

### *Кристаллографические обозначения атомных плоскостей*

Для определения положения атомных плоскостей (проходящих через атомы) в кристаллических пространственных решетках пользуются индексами  $(h k l)$  (рис. 1.2).

Единицы длины вдоль этих осей будут равны  $(1, 0, 0)$ ;  $(0, 1, 0)$ ;  $(0, 0, 1)$ . Обратные величины отсекаемых отрезков будут соответственно равны:  $1, 0, 0$ ;  $0, 1, 0$ ;  $0, 0, 1$ . Индексы плоскости  $(hkl)$  обычно пишут в скобках и обозначают:  $(100)$ ,  $(010)$ ,  $(001)$ .

В кубической решетке, кроме плоскостей куба (рис. 1.2, а), различают плоскости октаэдра  $(111)$  (рис. 1.2,б) и плоскости ромбического додекаэдра  $(110)$  (рис. 1.2,в).

*Индексы направлений* (см. рис. 1.2). Необходимо из семейства параллельных плоскостей выбрать направление плоскостей, проходящих через начало координат. Далее, приняв за единицу длину ребра элементарной ячейки (период решетки), определяют координаты любой точки этого направления. Полученные значения координат точки приводят к отношению трех наименьших целых чисел. Эти цифры, заключенные в квадратные скобки  $[u \ v \ w]$ , являются индексами данного направления и всех параллельных направлений.

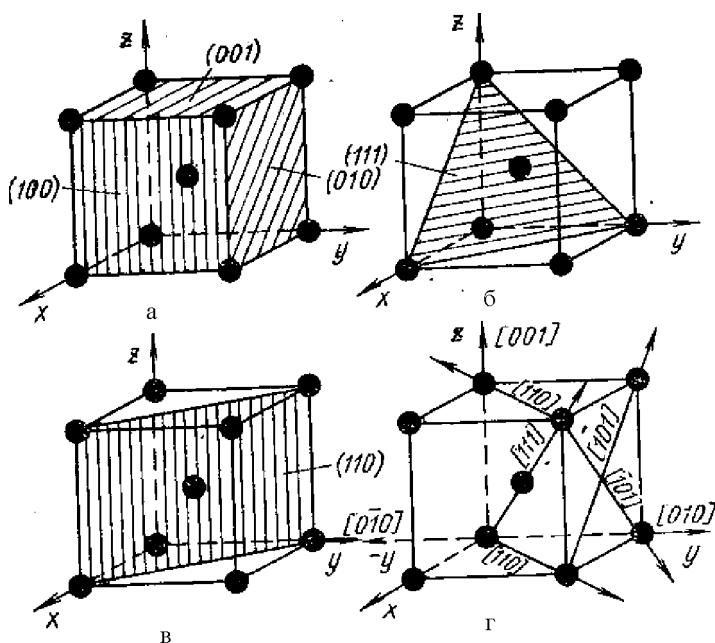


Рис. 1.2. Индексы кристаллографических плоскостей и направлений в кубической решетке (о.п.к.)

*Анизотропия свойств.* Вследствие неодинаковой плотности атомов в различных плоскостях и направлениях решетки многие свойства (химические, физические, механические) каждого кристалла зависят от направления решетки. Подобная неодинаковость свойств монокристалла в разных кристаллографических направлениях называется анизотропией.

Кристалл – тело анизотропное в отличие от аморфных тел (стекло, пластмассы и др.), свойства которых не зависят от направления.

Технические металлы являются поликристаллами, т. е. состоят из большого количества анизотропных кристаллитов. В большинстве случаев, как уже указывалось выше, кристаллиты статистически неупорядоченно ориентированы один по отношению к другому; поэтому во всех направлениях свойства более или менее одинаковы, т. е. поликристаллическое тело является изотропным. Такая мнимая изотропность металла не будет наблюдаться, если кристаллиты имеют одинаковую преимущественную ориентировку в каких-то направлениях. Эта ориентированность или текстура создается в известной степени, но не полностью в результате значительной холодной деформации; в этом случае поликристаллический металл приобретает анизотропию свойств.

### 1.3. Диффузия

Многие фундаментальные процессы, протекающие в металлах и сплавах (процесс кристаллизации, фазовые превращения, деформация в определенных условиях, рекристаллизация, процессы насыщения поверхности другими компонентами), носят диффузионный характер.

Под диффузией понимают перемещение атомов в кристаллическом теле на расстояния, превышающие средние межатомные данного вещества. Если перемещения атомов не связаны с изменением концентрации в отдельных объемах, то такой процесс называется *самодиффузией*.

Диффузия, сопровождающаяся изменением концентрации, происходит в сплавах или в металлах с повышенным содержанием примесей и называется *диффузией* или *гетеродиффузией*.

Такое перемещение не требует большой энергии, но маловероятно. Обменный механизм является частным случаем циклического (группа из двух атомов) и заключается в обмене соседних атомов. При вакансионном механизме диффузии атом обменивается местами с вакансией, а при межузельном он переходит в состояние равновесия в ближайшее межузелье. В металлах диффузия преимущественно осуществляется по вакансионному механизму.



Скорость диффузии определяется количеством вещества  $m$ , диффундирующего через единицу площади поверхности раздела за единицу времени. Количество диффундирующего (в единицу времени) вещества  $m$  зависит от градиента концентрации  $dc/dx$  элемента в направлении, нормальном к поверхности раздела и пропорционально *коэффициенту диффузии* с учетом концентрации и межатомных расстояний в выбранном направлении.

Эта зависимость получила название *первый закон Фика*. Знак «минус» в уравнениях, описывающих динамику процессов указывает, что диффузия (самодиффузия) протекает в направлении от объемов с большей концентрацией к объемам с меньшей концентрацией. Если градиент концентрации изменяется во времени ( $\tau$ ), то процесс диффузии описывается вторым законом Фика.

При некоторых упрощениях можно допустить, что коэффициент диффузии не зависит от концентрации, что справедливо только для самодиффузии. Поэтому это уравнение должно решаться и решено для определенных граничных условий диффузии.

Температурная зависимость коэффициента диффузии подчиняется экспоненциальному закону:

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

где  $D_0$  – множитель, величина которого определяется типом кристаллической решетки;  $R$  – газовая постоянная, 1,987 кал/(моль. С);  $T$  – температура, К;  $Q$  – энергия активации, ккал/г-атом.

Энергия активации диффузии  $Q$  характеризует энергию связи атомов в кристаллической решетке. Чем выше значение  $Q$ , тем больше величина энергии, необходимой для перехода атома из одного равновесного положения в решетке в другое, также равновесное.

## Глава 2

# ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ НАГРЕВА

Процесс нагрева состоит из внешнего теплообмена, т. е. передачи тепла из рабочего пространства печи к поверхности металла и внутреннего теплообмена, т.е. распространения тепла с поверхности внутрь металла. Каждое из этих явлений протекает по определенным физическим законам, но они между собой связаны, взаимно влияют друг на друга и образуют единый процесс, который, в свою очередь, зависит от условий горения топлива, от движения газов, а следовательно – от конструкции и условий эксплуатации печей.

В современной теории нагрева различаются две категории– нагрев тонких и нагрев массивных тел. В тонких телах перепад температур, получающийся в процессе нагрева, настолько незначителен, что им можно пренебречь; в массивных телах его необходимо учитывать. Граница тонких и массивных тел определяется по значению безразмерного критерия Био:

$$Bi = \frac{\alpha S}{\lambda}.$$

По данным Г. П. Иванцова  $Bi > 0,5$  характеризует массивные тела;  $Bi < 0,25$  – тонкие тела; значения  $0,25 < Bi < 0,5$  лежат в переходной области. Время нагрева тонких тел при постоянной температуре печи может быть определено по так называемой конвекционной формуле

$$\tau = \frac{S\rho}{k_1} \cdot \frac{c}{\alpha} \ln \frac{t_{\Gamma} - t_0}{t_{\Gamma} - t_{\Pi}} \quad u,$$

где  $k$  – коэффициент, зависящий от формы тела ( $k = 1; 2; 3$  соответственно для пластины, цилиндра, шара).

Второй метод расчета нагрева тонких тел основан на радиационной формуле, которая в большей степени отражает физическую сущность процесса нагрева, совершающегося при высоких температурах.



коэффициент несимметричности  $\mu$ , представляющий собой отношение расчетной толщины тела  $S$  к полной толщине  $x$ , т. е.

$$\mu = \frac{S}{x}.$$

Следовательно, при несимметричном нагреве

$$0,5 < \mu < 1.$$

При двустороннем симметричном нагреве  $\mu = 0,5$ , при одностороннем нагреве

$$\mu = 1.$$

Значение коэффициента  $\mu$  может быть вычислено по тепловым потокам или температурам.

Если принять, что по сечению тела распределение температур подчиняется параболическому закону, что часто имеет место в действительности, то нетрудно доказать, что [68]

$$\mu = \frac{q'}{q' + q''},$$

где  $q'$  – тепловой поток с одной стороны слитка или заготовки;  $q''$  – тепловой поток с другой стороны.

Отсюда понятно, что при  $q'' = q'$  коэффициент  $\mu = 0,5$ ; при  $q'' = 0$   $\mu = 1$  и т.д.

Можно себе представить и такой случай, когда вследствие неправильной организации нижнего подогрева часть тепла через нижнюю поверхность слитка будет теряться, т. е.  $q''$  будет отрицательным. В этом случае коэффициент несимметричности  $\mu$  будет больше единицы и больше  $X$ .

Коэффициент  $p$  может быть также вычислен по температурам, измеренным в трех точках по сечению металла. Если  $t_1, t_2$  и  $t_3$  – температуры, а  $l_1, l_2, l_3$  – расстояния точек замеров температур от поверхности тела, то значение  $p$  соответствует экспоненциальному закону распределения.

В методических печах с двусторонним обогревом часть рабочего пространства перед окном выдачи имеет монолитный под, что приводит к изменению краевых условий нагрева. В связи с этим расчет нагрева металла ведется отдельно для участков с двусторонним и односторонним обогревом.

После перехода на монолитный под в сечении заготовки происходит перераспределение температур: минимальная температура смещается с оси заготовки на ее нижнюю поверхность и тогда максимальный перепад температур определяется разностью температур между поверхностями заготовки.

## **2.1. Влияние температуры на пластичность**

О пластичности того или иного металла при любых условиях его деформации до последнего времени судили по результатам испытания образцов на растяжение. На основании этих данных установился взгляд, что пластичность всех без исключения металлов тем выше, чем выше температура, при которой он подвергается обработке. В действительности такое влияние температуры не является общим.

В работе приводятся пять типовых закономерностей влияния температуры на пластичность (рис. 2.2).

Кривая 1 характеризует металлы и сплавы, пластичность которых с повышением температуры увеличивается. Эта кривая типична для многих промышленных сталей, к которым относятся большинство углеродистых и легированных конструкционных сталей и др. Кривая 2 характеризует металлы и сплавы, пластичность которых с повышением температуры понижается. Эта кривая типична только для некоторых высоколегированных сплавов, но она представляет большой интерес, показывая, что с повышением температуры пластичность не всегда повышается.

Кривая 3 характеризует металлы и сплавы, пластичность которых очень мало изменяется с повышением температуры.

Эта кривая пластичности типична для очень многих качественных легированных сталей.

Кривая 4 показывает, что при повышении температуры до какой-то средней пластичность возрастает; при дальнейшем увеличении температуры она снижается.

Кривая 5 показывает, что при каких-то средних температурах происходит снижение пластичности; при более высоких и более низких температурах пластичность получается более высокой. Эта кривая типична для технически чистого железа.

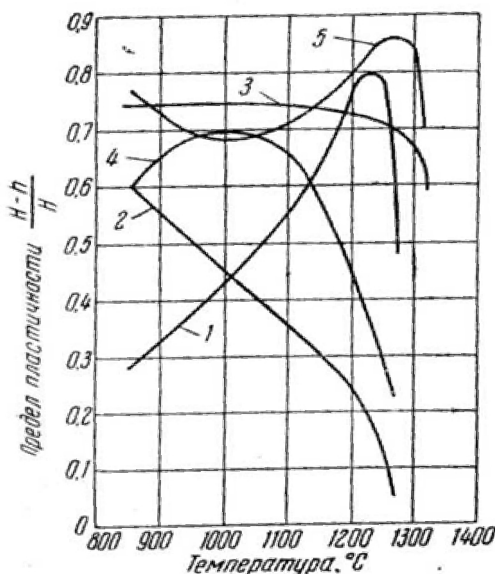


Рис.2.2. Влияние температуры на пластичность металла

## 2.2. Влияние химического состава стали на пластичность и сопротивление деформации

**Углерод.** Содержание углерода в стали до 0,8–1 % незначительно уменьшает пластичность металла.

Дальнейшее повышение содержания углерода в стали приводит к тому, что металл в литом состоянии можно обрабатывать только ковкой.

**Марганец.** В общем случае марганец повышает способность металла пластически деформироваться благодаря тому, что он с серой образует

сульфид, который находится в металле в виде шарообразных включений или чаще в виде кубиков, более или менее равномерно распределенных в массе металла.

При повышенном содержании марганца (12% и более) пластичность металла зависит от условий разливки стали. Так, горячо отлитый металл вследствие грубозернистой структуры прокатывается и куется хуже. Металл, отлитый при возможно низкой температуре, имеет мелкозернистое строение и хорошо поддается обработке давлением, но сопротивление его деформации резко повышается.

*Никель.* Он является хорошим поглотителем газов, находящихся в расплавленном металле. Это свойство никеля особенно существенно при наличии в стали водорода. В отличие от марганца никель в соединении с серой (сульфид никеля) располагается в стали по границам зерен.

Такое расположение сульфида никеля в металле способствует появлению красноломкости. Сульфиды никеля, обладая пониженной температурой плавления, увеличивают склонность сталей к пережогу. Влияние никеля на сопротивление деформации незначительное.

*Хром.* Он является активным элементом, способствующим образованию крупнокристаллической структуры. Крупнозернистая столбчатая структура в крупных слитках при охлаждении может вызвать появление межкристаллитных трещин. Особенно это заметно в хромистых сталях с большим содержанием углерода.

*Ванадий.* Он, как и марганец, имея родство к кислороду, является хорошим раскислителем. Кроме того, он, подобно кремнию, служит хорошим дегазификатором.

Как установлено практикой и рядом исследований, ванадий способствует образованию мелкозернистой структуры слитка, в связи с чем пластичность стали повышается.

*Вольфрам.* Он уменьшает пластичность стали в горячем состоянии и увеличивает сопротивление деформации. Ряд сталей с содержанием вольфрама в литом состоянии сначала обрабатывают ковкой и только после вторичного нагрева слитка прокатывают его в валках.

*Молибден.* Стали с содержанием молибдена относятся к самозакаливающимся. Содержание в стали молибдена не уменьшает способность пластического изменения формы при ковке или прокатке. В то же время сопротивление деформации несколько повышается.

*Водород.* Наличие водорода в стали способствует образованию внутренних трещин – флокенов. Прямого влияния на пластичность и сопротивление деформации водород не оказывает.

*Азот.* В металле азот находится в виде соединений с другими элементами. Содержание нитридов от 0,002 до 0,005% заметного влияния на пластичность металла не оказывает.

При повышении содержания нитридов до 0,03% и выше металл становится хладноломким и красноломким. Однако добавление азота, в частности в нержавеющую сталь, уменьшает размеры первичного зерна при отливке. Так, содержание азота от 0,15 до 0,2% в нержавеющей стали при содержании хрома до 25% способствует получению мелкозернистой структуры и улучшению пластичности одновременным повышением сопротивления деформации.

*Оксиды.* Неметаллические включения в виде оксидов (особенно FeO) отрицательно сказываются на пластичности металла при высоких температурах. По данным ряда исследований количество оксидов не должно превышать 0,01%. При большем содержании оксидов в металле независимо от их формы и природы даже при деформации ковкой получают трещины.



## Глава 3

# НАГРЕВ ЗАГОТОВОК И ТЕРМИЧЕСКИЕ ЦЕХИ ГОРЯЧЕЙ ОБЪЕМНОЙ ШТАМПОВКИ

### 3.1. Организация производства

В массовом производстве все поковки по целям их термообработки подразделяются на две основные группы. К первой группе относятся все поковки, подвергающиеся разупрочняющей обработке, а ко второй – поковки, подвергающиеся упрочняющей термообработке. Термообработка поковок первой группы преследует цель подготовки оптимальной структуры для последующей их экономичной обработки резанием на металлорежущих станках. Для поковок этой группы прочностные свойства, требуемые по техническим условиям, достигаются последующей окончательной термообработкой уже после механической обработки. В этом случае термообработка условно называется первичной в отличие от термообработки готовых деталей, которая называется окончательной. Первичная термообработка преследует также цель создания однородной структуры, необходимой для окончательной термообработки.

Поковки второй группы подвергаются окончательной упрочняющей термообработке по техническим условиям. Обработку на металлорежущих станках поковок этой группы производят в упрочненном виде. Следовательно целью термообработки поковок этой группы является подготовка структуры, обеспечивающей требуемые прочностные свойства при умеренной твердости для обеспечения экономичных условий механической обработки на металлорежущих станках.

### 3.2. Технологический процесс и выбор оборудования

*Технологический процесс.* Основанием для разработки технологического процесса термообработки поковок являются марки стали и технические условия, обычно указанные на чертежах поковок. Технологический процесс разрабатывают на каждую поковку (табл. 3.1–3.2).

Т а б л и ц а 3.1. *Типовые режимы термообработки поковок из цементуемой стали*  
(см. рис. 3.1)

| Схема на<br>рис. 3.1 | Марка стали                                | Режимы термообработки<br>(температура, °С)                                                                                                                      | НВ                             |
|----------------------|--------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------|
| <i>а и е</i>         | 10 и 15                                    | Нормализация при 900 – 950                                                                                                                                      | < 143                          |
|                      | 20                                         | >> >> 920 – 950                                                                                                                                                 | < 156                          |
|                      | 15Х; 20Х;                                  | >> >> 880 – 900                                                                                                                                                 | 144 – 198                      |
|                      | 15Х                                        | >> >> 950 – 970                                                                                                                                                 | 146 – 180                      |
| <i>в и з</i>         | 20ХН                                       | Изотермический отжиг, нагрев до 950 – 970, выдержка при этой температуре, охлаждение до 650 – 680 в течение 6–8 мин, выдержка до полного перлитного превращения | 150 – 207                      |
| <i>а и е</i>         | 20ХГС                                      | Нормализация при 950 – 970                                                                                                                                      |                                |
| <i>ж*</i>            | 20ХНС                                      | Нормализация при 950 – 970, высокий отпуск при 600 – 650                                                                                                        |                                |
| <i>а</i>             | 18ХГТ                                      | Нормализация при 960 – 980                                                                                                                                      |                                |
| <i>з</i>             |                                            | Изотермическое охлаждение при 660 – 680                                                                                                                         | 156 – 228                      |
| <i>а</i>             | 30ХГТ                                      | Нормализация при 960 – 980                                                                                                                                      |                                |
| <i>з</i>             |                                            | Изотермическое охлаждение при 660–680                                                                                                                           | 170 –228                       |
| <i>ж*</i>            | 12ХН3А                                     | Нормализация при 900 – 940, высокий отпуск при 600 – 650                                                                                                        | 180 – 230                      |
|                      | 12Х2Н4А                                    | Нормализация при 900 – 950, высокий отпуск при 630 – 680                                                                                                        | 207 – 260                      |
|                      | 18Х2Н4А                                    |                                                                                                                                                                 |                                |
| <i>а</i>             | 15ХГНТА                                    | Изотермический отжиг при 950 – 970                                                                                                                              | 207 – 250                      |
| <i>б</i>             | 25ХГМ                                      | с изотермической выдержкой при 650–680                                                                                                                          |                                |
| <i>в</i>             | 15Х2ГНТСА                                  |                                                                                                                                                                 |                                |
| <i>з</i>             |                                            |                                                                                                                                                                 |                                |
| <i>ж*</i>            | 15ХГНС<br>ПХХ6; ПХХ9;<br>ПХХ25;<br>ПХХ15СГ | Нормализация при 900 – 950, высокий отпуск при 600 – 650<br>Отжиг на мелкозернистый перлит при 790 – 800                                                        | Диаметр отпечатка 4,2 – 4,6 мм |

\* Нормализация с использованием ковочного тепла проводится в комплексных линиях, в обычных участках – без использования ковочного тепла.

**Таблица 3.2. Типовые режимы термообработки поковок  
из среднеуглеродистых сталей**

| Схема на<br>рис. 3.1    | Марка<br>стали | Режимы термообработки<br>(температура, °С)                                   | НВ                     |
|-------------------------|----------------|------------------------------------------------------------------------------|------------------------|
| <i>б</i>                | 40             | Нормализация при 850 – 870                                                   | 217 – 170              |
| <i>д</i>                |                | Закалка при 820 – 840,<br>отпуск высокий при 540 – 580                       | 228 – 269              |
| <i>б</i>                | 45             | Нормализация при 850 – 870                                                   | 217–170                |
| <i>а</i>                |                | Закалка при 820 – 840,<br>отпуск при 520 – 550                               | 260 – 220              |
| <i>б</i>                | 40Х            | Нормализация при 850 – 870                                                   | 187 – 220              |
| <i>д</i>                |                | Закалка при 840 – 860,<br>отпуск при 580 – 620                               | 207 – 241              |
| <i>д</i><br><i>з</i>    | 40ХВ           | Закалка при 820 – 840,<br>отпуск при 580 – 620                               | 235 – 260              |
| –                       | 30ХМ           | Отжиг при 890 – 910<br>Закалка при 850 – 870,<br>отпуск при 600 – 640        | 169 – 207<br>207 – 241 |
| <i>а, д</i><br><i>з</i> | 40ХГ           | Нормализация при 840 – 880<br>Закалка при 850 – 860,<br>отпуск при 600 – 650 | 220 – 260              |
| <i>а</i>                |                | 30ХГТ                                                                        |                        |
| <i>б</i>                | 40ХН           | Нормализация при 840<br>Отжиг при 840 – 860– 850,<br>отпуск при 650 – 660    | 179 – 241<br>160 – 207 |
| –                       | 40ХНВ          | Отжиг при 840 – 850<br>Закалка при 820 – 840<br>Отпуск при 550 – 600         | 255 – 286              |
| <i>д, з</i>             | 40ХНМ          | Нормализация при 860 – 880,<br>отпуск при 600 – 650                          | 207 – 240              |
| <i>ж</i>                | 30ХНЗМФ        | Нормализация при 880 – 900,<br>отпуск при 680 – 700                          |                        |
|                         | 40ХМНФ         | Нормализация при 870 – 900,<br>отпуск при 600 – 650                          |                        |
|                         | 42ХМФА         | Нормализация при 920 – 950,<br>отпуск при 660 – 700                          |                        |

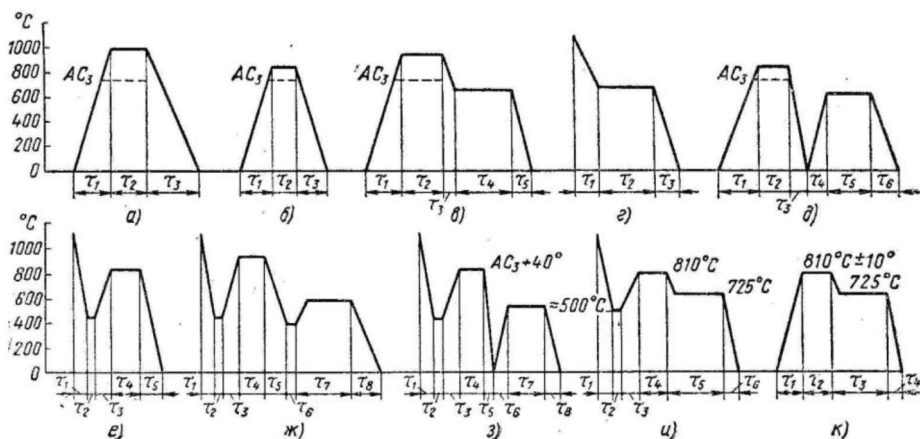


Рис. 3.1 Схема режимов термообработки поковок

Для высокотемпературной нормализации в обособленных термических отделениях может быть рекомендована схема *а*. Время нагрева и выдержки ( $\tau_1$  и  $\tau_2$ ) в зависимости от максимального сечения поковок можно принимать по табл. 3.3;  $\tau_3$  – время охлаждения на воздухе не регламентируется. Температуру нагрева для цементуемой и нитроцементуемой стали с наследственной мелкозернистостью принимают равной 950–970° С.

Для упрочняющей нормализации (схема *б*) время  $\tau_1$  и  $\tau_2$  принимают по табл. 3.3, температуру нагрева принимают на 40–50° С выше  $AC_3$ .

Для лучшей обрабатываемости на металлорежущих станках поковки из цементуемой легированной стали целесообразно подвергать изотермическому отжигу, причем для обособленных отделений – по схеме *в*, для комплексных линии с использованием ковочного тепла – по схеме *г*. Элементы теплового режима  $\tau_1$  и  $\tau_2$  для схемы *в* определяют по табл. 3.3;  $\tau_3$  в пределах 7–10 мин,  $\tau_4$  в зависимости от марки стали – по С-образной кривой до полного перлитного превращения;  $\tau_5$  – время охлаждения на воздухе в таре; температура 950–960° С. Для схемы *г*  $\tau_1$  – из расчета охлаждения от температуры конца штамповки до изотермической выдержки 40–50° С в минуту,  $\tau_2$  – до полного перлитного превращения,  $\tau_3$  – охлаждение на воздухе в таре. Схема *г* типична для

улучшаемых поковок в обособленных отделениях. Элементы ее теплового режима аналогичны схеме б, высокий отпуск при 600–650° С – по табл. 3.3.

Т а б л и ц а 3.3. *Продолжительность нагрева и выдержки поковок в зависимости от максимального сечения (для углеродистой стали)*

| Размер сечения поковки, мм | Закалка*       |    |                    |    | Отпуск высокий* |    |                    |    |
|----------------------------|----------------|----|--------------------|----|-----------------|----|--------------------|----|
|                            | Пламенная печь |    | Электрическая печь |    | Пламенная печь  |    | Электрическая печь |    |
|                            | Н              | В  | Н                  | В  | Н               | В  | Н                  | В  |
| 25                         | 20             | 5  | 22                 | 5  | 25              | 10 | 30                 | 10 |
| 50                         | 40             | 10 | 44                 | 10 | 50              | 15 | 60                 | 15 |
| 75                         | 60             | 15 | 66                 | 15 | 75              | 20 | 90                 | 20 |
| 100                        | 80             | 20 | 88                 | 20 | 100             | 25 | 120                | 25 |
| 125                        | 100            | 25 | 110                | 25 | 125             | 30 | 150                | 30 |
| 150                        | 120            | 30 | 130                | 30 | 150             | 40 | 180                | 40 |
| 175                        | 140            | 35 | 150                | 35 | 175             | 45 | 210                | 45 |
| 200                        | 160            | 40 | 175                | 40 | 200             | 50 | 240                | 50 |

\* Н – нагрев; В – выдержка.

*Примечания:* 1. Для конструкционной легированной стали продолжительность нагрева и выдержки должна быть увеличена на 25 – 35%.

2. Продолжительность высокого отпуска сложнолегированной стали типа 12Х2Н4ВА должна быть принята 8 – 10 ч.

3. Температура печного пространства должна быть на 30 – 40° С выше температуры металла.

В комплексных линиях для улучшения рекомендуется схема з. Эта схема отличается от схемы д тем, что в ней предусматривается использование ковочного тепла,  $\tau_1$  – быстрое охлаждение,  $\tau_2$  – по времени должно быть минимально возможным,  $\tau_3$  – на 30–40% меньше, чем  $\tau_1$  по схеме д, остальные элементы аналогичны указанным в схеме д. В схемах д и з после высокого отпуска во избежание появления отпускной хрупкости предусматривается водяное охлаждение.

***Выбор оборудования.*** Широкое распространение для термообработки поковок получили агрегаты толкательные непрерывного действия и конвейерные (табл. 3.4). С точки зрения более высокого уровня механизации трудоемких операций предпочтение следует отдать последним, так как они легко встраиваются в комплексные автоматические линии; в них также удастся механизировать загрузочные операции путем установки различного рода бункерных загрузочных устройств. Однако применение конвейерных печей ограничивается на операциях, требующих высоких температур, при которых эти печи менее надежны. Практикой установлено, что термообработку поковок целесообразно вести в конвейерных печах, если температура нагрева поковок не превышает  $900^{\circ}\text{C}$ , а в случае превышения следует применять толкательные агрегаты как более надежные. При выборе печи следует учитывать величину массы поковок. Так, например, для улучшения поковок массой до 12–15 кг могут быть успешно использованы конвейерные агрегаты. Улучшение поковок массой более 15 кг целесообразно проводить в комбинированных агрегатах (толкательная печь для закалки, конвейерная – для отпуска).

Как правило, печи для термической обработки поковок являются оборудованием нестандартным и выбор их должен соответствовать нормам специализированных проектных институтов и проектно-конструкторских бюро. Могут быть также использованы образцы, созданные и испытанные на заводах.

Для нормализации, улучшения или изотермической выдержки поковок с использованием ковочного тепла применяются термические печи специальной конструкции. Эти печи загружают нагретыми поковками. При превышении температуры в конце штамповки поковки должны быть быстро (5–7 мин) охлаждены до  $500\text{--}600^{\circ}\text{C}$  и поданы в печь, где в зависимости от выбранного процесса они проходят полный цикл обработки. Для термообработки поковок с использованием ковочного тепла наиболее подходят конвейерные агрегаты.

Для изотермической выдержки необходимо применять печи с принудительной конвекцией, лучше обеспечивающей равномерную температуру нагрева.

Т а б л и ц а 3.4. *Ориентировочные нормы производительности термических печей по операциям обработки поковок*

| Операция термообработки                                  | Нормы производительности по типам термических печей, кг/м <sup>2</sup> ·ч |                                     |               |                    |                                                     |
|----------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------|---------------|--------------------|-----------------------------------------------------|
|                                                          | Камерные                                                                  | Непрерывного действия, толкательные | Конвейерные   |                    |                                                     |
|                                                          |                                                                           |                                     | электрические | газового отопления | газового отопления с использованием ковочного тепла |
| Нормализация поковок из углеродистой стали               | 120–140                                                                   | 150–200                             | 120–150       | 130–160            | 150–200                                             |
| Изотермический отжиг поковок из легированной стали       |                                                                           | 50–60                               |               |                    |                                                     |
| Изотермическая выдержка с использованием ковочного тепла | –                                                                         | –                                   | –             | –                  | 140–200                                             |
| Отжиг поковок из легированной стали                      | 40–50                                                                     | 50–70                               |               |                    | –                                                   |
| Закатка поковок:                                         |                                                                           |                                     |               |                    |                                                     |
| из углеродистой стали                                    | 120–140                                                                   | 150–170                             | 120–150       | 130–150            | 160–180                                             |
| из легированной стали                                    | 100–120                                                                   | 120–140                             | 110–130       | 120–140            | 145–175                                             |
| Отпуск поковок высоко-                                   |                                                                           |                                     |               |                    |                                                     |
| из легированной стали                                    | 75–90                                                                     | 90–100                              | 85–100        | 90–110             |                                                     |
| из стали типа 12Х2Н4А                                    | –                                                                         | 40–50                               | 35–45         | 40–50              | –                                                   |
| из углеродистой стали                                    | 90–100                                                                    | 115–150                             | 90–115        | 100–120            |                                                     |

На рис. 3.2 показана схема закально-отпускного агрегата. Печь для закалки имеет внутреннюю длину 5500 и ширину 2500 мм; печь для отпуска имеет длину 7200 и ширину конвейерной ленты 1800 мм. Агрегат отапливается газом. Производительность его 1200 кг/ч.

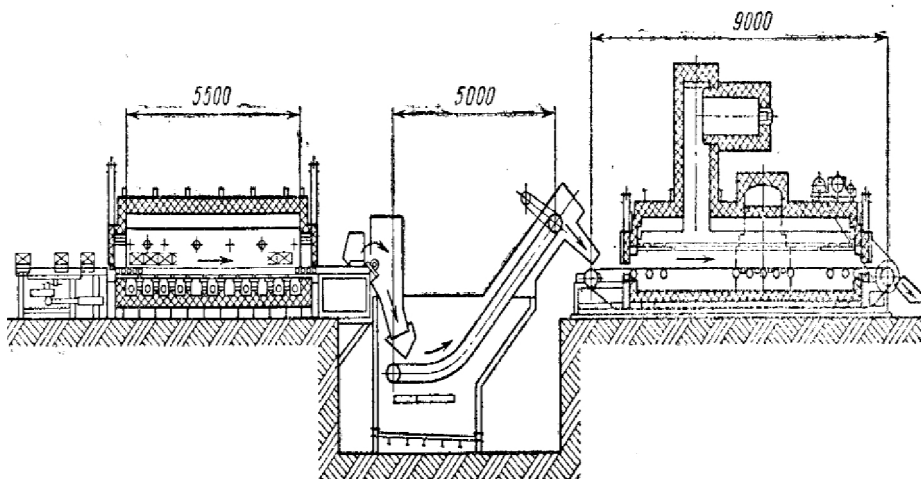


Рис. 3.2. Закально-отпускной агрегат

***Маслоохладительные и раствороохладительные установки  
для охлаждения поковок в процессах термообработки  
(закалка)***

Исходными данными для расчета маслоохладительных и раствороохладительных установок является число подлежащих охлаждению поковок в кг/ч (табл. 3.5).

Выбирают тип охладителя – пластинчатый или кожухотрубчатый. Предпочтение следует отдать пластинчатым теплообменникам, так как они имеют общий коэффициент теплопередачи от масла к воде  $K = 250$  ккал/м<sup>2</sup>·ч °С вместо 100 ккал/м<sup>2</sup>·ч °С для кожухотрубчатых.

Расчет сводится к определению поверхности теплообменника, м<sup>2</sup>:

$$F = \frac{Q}{t_{cp} K},$$

где  $Q = Cp (t_K - t_H)$  ккал/ч – количество тепла, передаваемого от металла к маслу и от масла к воде;  $C = 0,17$  ккал/кг°С – теплоемкость металла;  $p$  – количество охлаждаемого металла, кг/ч;  $t_K$  – максимальная



температура поковок перед охлаждением, °C;  $t_n$  – температура поковок после охлаждения, °C;  $t_{cp}$  – средняя разность температур масла и воды, °C;  $K$  – общий коэффициент теплопередачи от масла к воде (для пластинчатых теплообменников – 250, а для кожухотрубчатых – 100 ккал/м<sup>2</sup>·ч °C);

$$t_{cp} = \frac{t_{M1} + t_{M2}}{2} - \frac{t_{B1} + t_{B2}}{2},$$

где  $t_{M1}$  – 60–80° C – температура нагретого масла;  $t_{M2}$  = 40° C – температура масла после охлаждения;  $t_{B1}$  = 35° C – температура воды, нагретой в теплообменнике;  $t_{B2}$  = 25° C – температура воды, поступающей в теплообменник.

Температура  $t_{B2}$  принимается как обратная после градирни.

Количество масла (кг/ч), необходимое для охлаждения металла, определяют по формуле

$$A = \frac{Q}{C_M (t_{M1} - t_{M2})},$$

где  $C_M$  = 0,45 ккал/кг °C – теплоемкость масла.

При плотности масла 0,9 получим его расход, л/ч:

$$V = \frac{A}{0,9} \text{ или (м}^3\text{/ч)} \quad V_1 = \frac{V}{1000}.$$

Количество воды (м<sup>3</sup>/ч), необходимое для охлаждения масла, определяют по формуле

$$V_{\text{воды}} = \frac{Q}{(t_{BK} - t_{BH}) 1000},$$

где  $Q$  – количество тепла, передаваемое металлом;  $t_{BK}$  = 35° C – температура воды, выходящей из теплообменника;  $t_{BH}$  = 25° C – температура воды, входящей в теплообменник.

Общий коэффициент теплопередачи от раствора к воде  $K$  = 500 ккал/м<sup>2</sup>·ч °C.

Таблица 3.5. Данные для подбора оборудования маслоохладительных установок

| Тип охлаждающей установки | Количество закалки, кг/ч | Расчетная мощность охлаждения, кВт | Пластина теплообменник |                       |                                            |                                 | Расход воды на охлаждение масла, м³/ч | Подая охлажденное масло в заготовочные баки, м³/ч | Маслонасосы |                          |               |                 | Электропривод |               |                 |             | Диаметр напорного трубопровода, мм |
|---------------------------|--------------------------|------------------------------------|------------------------|-----------------------|--------------------------------------------|---------------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------------------|-------------|--------------------------|---------------|-----------------|---------------|---------------|-----------------|-------------|------------------------------------|
|                           |                          |                                    | № теплообменника       | Количество (1 разряд) | Площадь теплообмена на 1 теплообменник, м² | Масса одного теплообменника, кг |                                       |                                                   | Тип         | Номинальный расход, м³/ч | Мощность, кВт | Количество, шт. | Тип           | Мощность, кВт | Количество, шт. | Диаметр, мм |                                    |
| I                         | 300                      | 8,2                                | 10                     | 10                    | 10                                         | 615                             | 4                                     | 5                                                 |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 400                      | 10,9                               | 11                     | 12,5                  | 12,5                                       | 645                             | 5,5                                   | 6,7                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 500                      | 13,6                               | 12                     | 16                    | 16                                         | 695                             | 6,7                                   | 8,5                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 600                      | 16,3                               |                        |                       |                                            | 695                             | 8,2                                   | 10                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| II                        | 750                      | 20,4                               | 13                     | 20                    | 20                                         | 750                             | 10,2                                  | 13,3                                              |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 1 000                    | 27                                 | 30                     | 31,5                  | 31,5                                       | 1385                            | 13,6                                  | 17                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 1 250                    | 34                                 | 31                     | 40                    | 40                                         | 1520                            | 17                                    | 21                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 1 500                    | 41                                 | 32                     | 50                    | 50                                         | 1620                            | 22                                    | 26,5                                              |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| III                       | 1 750                    | 48                                 |                        | 2                     |                                            | 1620                            | 25                                    | 30                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 2 000                    | 55                                 | 33                     | 63                    | 63                                         | 1820                            | 27                                    | 35                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 2 500                    | 68                                 | 34                     | 80                    | 80                                         | 2041                            | 34                                    | 42                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 3 000                    | 82                                 | 35                     | 100                   | 100                                        | 2262                            | 41                                    | 51                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| IV                        | 3 500                    | 95                                 |                        |                       |                                            | 2262                            | 48                                    | 60                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 4 000                    | 109                                | 36                     | 110                   | 110                                        | 2412                            | 55                                    | 70                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 4 500                    | 122                                | 37                     | 125                   | 125                                        | 2663                            | 61                                    | 75                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 5 000                    | 136                                | 32                     | 50                    | 50                                         | 1620                            | 68                                    | 84                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| V                         | 5 500                    | 150                                |                        | 4                     |                                            | 1620                            | 75                                    | 93                                                |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 6 000                    | 163                                | 33                     | 63                    | 63                                         | 1820                            | 82                                    | 102                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 6 500                    | 177                                |                        |                       |                                            | 2262                            | 88                                    | 110                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 7 000                    | 190                                | 35                     | 100                   | 100                                        | 2262                            | 95                                    | 120                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| VI                        | 7 500                    | 204                                |                        | 3                     |                                            | 2262                            | 102                                   | 125                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 8 000                    | 218                                | 36                     | 110                   | 110                                        | 2412                            | 110                                   | 135                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 8 500                    | 232                                |                        |                       |                                            | 2663                            | 115                                   | 144                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 9 000                    | 245                                | 37                     | 125                   | 125                                        | 2663                            | 122                                   | 153                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
| VII                       | 9 500                    | 258                                |                        |                       |                                            | 2663                            | 130                                   | 162                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           | 10 000                   | 272                                | 38                     | 140                   | 140                                        | 2757                            | 136                                   | 170                                               |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           |                          |                                    |                        |                       |                                            |                                 |                                       |                                                   |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |
|                           |                          |                                    |                        |                       |                                            |                                 |                                       |                                                   |             |                          |               |                 |               |               |                 |             |                                    |

Температура раствора, поступающего на охлаждение,  $50^{\circ}\text{C}$  и в за-  
калочные баки  $40^{\circ}\text{C}$ ; воды, выходящей из охладителя,  $35^{\circ}\text{C}$  и вхо-  
дящей в охладитель  $25^{\circ}\text{C}$ .

*Очистка поковок от окалины.* Серноокислотное травление, ранее  
имевшее широкое применение для очистки поковок от окалины, сейчас  
уступает место механической очистке в дробеметных аппаратах. При  
этом методе улучшаются условия труда, очистное оборудование зани-  
мает меньшую площадь и экономичнее в эксплуатации.

## Глава 4.

# ТЕРМИЧЕСКИЕ ЦЕХИ СВОБОДНОЙ КОВКИ

### 4.1. Организация производства

В состав термических отделений входят производственные и вспомогательные участки, конторские и бытовые помещения, ремонтные службы.

Производственные участки предназначены для выполнения технологического процесса термической обработки (отжига, нормализации, закалки, отпуска), мойки, очистки и правки поковок.

Вспомогательные участки, пункты и помещения служат для цеховых лабораторий, технического контроля, текущего ремонта оборудования, хранения приспособлений, оснастки, энергетических и сантехнических установок, складов сырых и готовых поковок, кладовых вспомогательных материалов.

В состав обдирочно-термических цехов входят отделение грубой механической обдирки поковок и отделение термической обработки.

В состав обдирочно-термических корпусов соответственно входят: обдирочно-механический цех, термический цех и ремонтная база корпуса.

### 4.2. Технологический процесс и выбор оборудования

*Технологический процесс.* Проектирование технологического процесса заключается в составлении технологических ведомостей и в разработке подробных технологических карт на представителей групп поковок.

*Классификация стали, применяемой для изготовления поковок.* Режимы термической обработки поковок назначаются для стали каждой марки по заводским нормам, приведенным в технологических инструкциях. При этом применяемая сталь классифицируется в основном на 4 группы: по легированности (I – углеродистая, II – малолегированная,

III – среднелегированная и IV – высоколегированная); по флокеночувствительности (нечувствительная, малочувствительная, чувствительная, повышенной чувствительности); по ударной вязкости и склонности к отпускной хрупкости (не склонная, малосклонная, склонная).

**Виды термической обработки.** Поковки, в зависимости от химического состава марок стали, степени их флокеночувствительности, габаритных размеров и сечения, требований технических условий, подвергаются следующим видам термической обработки: охлаждению послековки, отжигу (низкому, промежуточному, полному, изотермическому), нормализации с высоким отпуском и закалке с высоким отпуском.

**Режимы термической обработки.** Режимы охлаждения послековки приведены в табл. 4.1 и 4.2.

Таблица 4.1. *Режим охлаждения поковок из углеродистой и легированной стали послековки \**

| Сечение, мм | Марки стали                            | Режим                |             | Охлаждение, °С/ч |                | Конечная температура охлаждения, °С |
|-------------|----------------------------------------|----------------------|-------------|------------------|----------------|-------------------------------------|
|             |                                        | Температура печи, °С | Выдержка, ч | До 400°С         | С 400 до 250°С |                                     |
| До 400      | 20, 25, 35, 40, 50, 55, 40Н, 50Н и др. | 600–640              | 12          | 50               | На воздухе     | 400                                 |
| 401–600     |                                        |                      | 20          | 40               |                |                                     |
| До 400      | 35Х, 40Х, 38ХГН, 12ХН3А и др.          |                      | 24          | 50               | На воздухе     | -                                   |
| 401–600     |                                        |                      | 36          | 40               |                | 200                                 |
| 601–800     |                                        |                      |             |                  | 20             |                                     |
| 801–1000    |                                        |                      | 48          | 30               | 15             | 150                                 |
|             |                                        |                      | 60          |                  | 12             | 180                                 |

\* По этому режиму охлаждаются только поковки, поступающие в дальнейшем на ковку (протяжку), а также поковки, подвергающиеся термической обработке после грубой обдирки.

Таблица 4.2. *Режим охлаждения поковок из высоколегированной стали послековки с переохлаждением при 280–320 °С [3]*

| Сечение, мм | Марка стали                          | Переохлаждение при 640–650° С               | Скорость охлаждения до 280–320° С, °С/ч | Выдержка при 280–320° С, ч | Скорость нагрева до 640–650° С, °С/ч | Изотермическая выдержка при 640–650° С, ч | Охлаждение, °С/ч                          |                         | Конечная температура охлаждения, °С |
|-------------|--------------------------------------|---------------------------------------------|-----------------------------------------|----------------------------|--------------------------------------|-------------------------------------------|-------------------------------------------|-------------------------|-------------------------------------|
|             |                                      |                                             |                                         |                            |                                      |                                           | До 400° С                                 | До конечной температуры |                                     |
| До 300      | 34ХНЗМ;<br>18ХНВА;<br>34ХНМ<br>и др. | Начинается после посадки, последней поковки | На воздухе или в печи без газа          | 4                          | 60                                   | 32                                        | На воздухе или в печи с выключенным газом | На воздухе              | —                                   |
| 301–500     |                                      |                                             |                                         | 6                          |                                      | 48                                        |                                           | 15                      | 150                                 |
| 501–700     |                                      |                                             |                                         | 8                          | 50                                   | 60                                        |                                           | 10                      | 120                                 |
| 701–1000    |                                      |                                             | 40                                      | 10                         | 50                                   | 72                                        |                                           | 8                       | 100                                 |

**Отжиг низкий.** Поковки подвергаются нагреву в печи до температуры ниже критической точки  $A_{c1}$ , выдержке при этой температуре, медленному охлаждению с печью до 150–100° С и последующему охлаждению на воздухе

**Отжиг промежуточный.** Поковки из легированной стали марок 35Х, 40Х, 45Х, 50Х, 55Х, 60Г, 65ХГ, 25ХГСА, 30ХГСА, 15ХМ, 20ХМ, 30ХМ, 35ХМ, 34ХМ, 34ХМ1А, 35ХЮА, 38ХМЮВ подвергаются промежуточному отжигу. После промежуточного отжига поковки помещают в нагревательную печь, где они подогреваются до температурыковки.

**Отжиг полный.** Поковки подвергаются нагреву в печах до температуры выше критической точки  $A_{c3}$  на 20–40° С, выдержке при этой температуре для выравнивания по сечению садки и завершения структурных превращений стали, медленному охлаждению с печью до 150–100° С и последующему охлаждению на воздухе.

**Отжиг изотермический.** При изотермическом отжиге поковки подвергаются нагреву в печи до температуры выше критической точки  $A_{c3}$ , изотермической выдержке при температуре ниже  $A_{c1}$  (обычно 640–660° С), медленному охлаждению с печью до температуры 150–160° С и последующему охлаждению на воздухе. В зависимости от

химического состава стали и сечения поковок изотермический отжиг применяют с одним, двумя и тремя переохлаждениями.

Для пустотелых поковок с внутренним диаметром менее 600 мм, толщиной стенки более 300 мм выдержка при температуре переохлаждения 300–350° С устанавливается из расчета 3 ч на каждые 100 мм сечения, а при температуре переохлаждения 640–660° С – 4,5 ч на каждые 100 мм сечения.

При наличии в садке поковок, изготовленных из стали марок I, II, III и IV групп, изотермический отжиг, как правило, следует производить по режимам для стали марок IV группы.

**Выбор оборудования.** Оборудование следует подбирать в соответствии с принятым технологическим процессом, габаритными размерами поковок, их массой и марками стали.

Выбранное оборудование должно обеспечить выполнение режимов термической обработки (температуры, скорости нагрева и охлаждения) и заданной годовой программы.

Оборудование термических отделений кузнечных цехов и цехов обдирочно-термических корпусов подразделяется: на основное технологическое, вспомогательное технологическое, контрольно-измерительное, теплоэнергетическое и подъемно-транспортное.

## Глава 5

### ТЕХНОЛОГИЯ НАГРЕВА СЛИТКОВ

#### 5.1. Выбор режимов и способов нагрева слитков

Нагрев слитков перед прокаткой должен обеспечить высокую пластичность металла и уменьшить сопротивление деформации. Поэтому нагрев металла до высоких температур уменьшает расход энергии, позволяет вести прокатку с большими обжатиями и уменьшает случаи поломки прокатных валков и деталей стана.

Однако для каждого металла имеется определенный интервал температур, внутри которого его обработка давлением осуществляется наилучшим образом, обеспечивается хорошая пластичность и минимальное сопротивление деформации.

Режим нагрева слитков в нагревательных колодцах зависит от температуры слитков при посадке и теплопроводности и пластичности сталей.

Ниже приведены данные, характеризующие теплопроводность некоторых сталей (табл. 5.1).

Таблица 5.1

| Сталь           | Теплопроводность, ккал/м· ч град |
|-----------------|----------------------------------|
| Углеродистая    |                                  |
| 1% С            | 39,6                             |
| 1,5% С          | 32,4                             |
| Хромистая       |                                  |
| 1% С, 1,5% Сг   | 36,0                             |
| 0,35% С, 13% Сг | 8,0                              |
| 0,35% С, 20% Сг | 14,4                             |
| Никелевая       |                                  |
| 0,20% С, 3% Ni  | 36,0                             |
| 0,20% С, 5% Ni  | 28,8                             |
| 0,35% С, 25% Ni | 12,6                             |
| Вольфрамовая    |                                  |
| 1,0% С, 1% W    | 36,0                             |
| 0,7% С, 14% W   | 25,2                             |
| 0,7% С, 18% W   | 21,6                             |



Из этих данных видно, что теплопроводность сталей понижается с повышением содержания примесей в них.

Теплопроводность сталей оказывает сильное влияние на скорость нагрева, особенно в области низких температур.

Нагрев металла начинается с поверхностных слоев, а далее тепло передается внутренним слоям. Так как теплопередача протекает во времени и постепенно, то внутренние слои слитка при нагреве имеют меньшую температуру по сравнению с температурой поверхностных слоев.

Особенно существенна разность (перепад) температур между внутренними и поверхностными слоями при посадке слитков в зону высоких температур колодца. В этом случае наружные слои довольно быстро и сильно нагреваются, а внутренние слои еще сохраняют первоначальную температуру. При этом скорость выравнивания температур между наружными и внутренними слоями обуславливается теплопроводностью металла. Для сталей с малым содержанием примесей выравнивание будет происходить быстрее, а для высокоуглеродистых и высоколегированных сталей – значительно медленнее.

Горячие слитки из мартеновских цехов подаются к нагревательным колодцам, как правило, поплавно или по составам, когда плавка большого веса разливается на два состава. Один состав обычно состоит из 25–30 изложниц.

Тепловой и температурный режимы нагрева металла устанавливаются в зависимости от марки стали, формы слитков и температуры их поверхности.

Режим нагрева обычно устанавливают для группы сталей. Каждая группа объединяет стали с примерно одинаковым химическим составом, теплопроводностью, сопротивлением деформации, пластичностью и склонностью к пережогу и поверхностному обезуглероживанию.

В настоящее время рекуперативные колодцы строят с подогревом воздуха и газа. Воздух нагревается в керамическом рекуператоре, а газ – в металлическом сварном трубчатом рекуператоре, установленном за

керамическим. Температура подогрева воздуха может достигать 800–850°C, а температура подогрева газа 300–350° С. При таких температурах подогрева воздуха и газа колодцы могут работать только на доменном газе.

Рекуперативные колодцы по сравнению с регенеративными более простые по устройству, занимают меньше места и легче поддаются автоматизации.

Кроме рекуперативных колодцев с центральной горелкой имеются рекуперативные колодцы с боковыми горелками. Эти колодцы различают двух типов. В колодцах первого типа горелки расположены с одной стороны (обычно одна горелка), а второго – с двух сторон.

В колодцы первого типа газ и воздух подаются с одной стороны сверху, а снизу выходят продукты сгорания. Колодцы этого типа строят с камерой длиной до 8,5 м, шириной 2,6–3,35 м и глубиной до 4,5 м.

Емкость одной камеры достигает 180 т, а в отдельных случаях – 240 т. Колодцы объединяют по четыре камеры в одной группе.

В рекуперативных колодцах второго типа вход топлива и выход продуктов горения осуществляются с двух сторон. Размеры камер этих колодцев 6,5 х 4,5 м, они могут вместить до 120–130 т слитков.

Недостатком рекуперативных колодцев является неравномерность нагрева слитков по высоте. Верхняя часть слитка и поверхность его, обращенная внутрь колодца, бывают нагреты значительно выше других частей. Для уменьшения неравномерности нагрева слитки в колодце приходится выдерживать дольше, а это снижает производительность колодцев.

В табл. 5.2 приведен режим нагрева слитков весом 6–7 т в рекуперативных нагревательных колодцах с центральной горелкой. Здесь стали по режиму нагрева разделены на шесть групп.

Первая группа объединяет все кипящие стали, в том числе сталь типа Армко.

Во вторую группу входят спокойные углеродистые стали с содержанием углерода до 0,30%.

**Т а б л и ц а 5.2. Режим нагрева слитков весом 6–7 т в рекуперативных нагревательных колодцах с центральной горелкой**

| Группа сталей | Марки стали                                                                                                                                                                                  | Температура, °С                           |                                                        |                       | Продол-<br>жи-<br>тельность<br>нагрева,<br>ч |
|---------------|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------|--------------------------------------------------------|-----------------------|----------------------------------------------|
|               |                                                                                                                                                                                              | слитков<br>при<br>посадке                 | камеры<br>колодцев при<br>посадке слитков<br>(не выше) | слитков<br>при выдаче |                                              |
| I             | Ст.1– Ст.4, 08–30                                                                                                                                                                            | 500–950<br>400 и ниже                     | 1360<br>1360                                           | 1270–1300             | 5,5–2,75<br>6,0–8,0                          |
| II            | Ст.4–Ст.6, 35–50,<br>15Г–40Г, 15Х–35Х,<br>15ХМА, 20ХМА и т.д.                                                                                                                                | 750–950<br>550–700<br>400–500<br>Холодные | 1360<br>1360<br>1360<br>650–800                        | 1260–1290             | 3,75–2,75<br>5,0–4,0<br>6,0–5,5<br>8,5       |
| III           | 55–70, 38ХА–65ХА,<br>40ХФА, 50ХФА,<br>40ХМА, 18ХКТ,<br>10Г2А–50Г2А,<br>18ХГТ, 20ХН-50ХН,<br>18ХГМ, 40ХГА,<br>50ХГА, ПХ10, 5ХГМ,<br>5ХНТ, 50ХНФ,<br>30ХГТ, 40ХГТ, 5ХНВ,<br>С-55, С-60 и т. д. | 750–950<br>650–700<br>400–500<br>Холодные | 1330<br>1330<br>850<br>650–800                         | 1250–1270             | 4,5–3,0<br>6,5–5,0<br>8,0–7,0<br>10,0        |
| IV            | 30ХГН, 38ХГН,<br>12ХН3А, 37ХН3А,<br>38ХНМ, 25Н3А,<br>12Х2Н4А, 20ХН3М,<br>20Х3МВФА – 12Х5Ф.<br>28ХН2А, 35ХМ10А –<br>38ХМ10А и т.д.                                                            | 750–950<br>550–700<br>400–500<br>Холодные | 1330<br>1000<br>850<br>650–800                         | 1220–1250             | 5,0–3,5<br>7,0–5,5<br>8,5–7,5<br>10,5        |
| V             | 15ХГСА–38ХГСА,<br>33ХСА–38ХСА, 25ГС,<br>20СГ, 27СГ, 40ХС,<br>4ХС, 36Г2С, 35СГ,<br>5ХГС и т. д.                                                                                               | 750–950<br>550–700<br>400–500<br>Холодные | 1330<br>1000<br>850<br>500                             | 1250–1270             | 5,0–3,5<br>7,0–5,5<br>8,5–7,5<br>10,5        |
| VI            | У8А–У13,<br>ПХ6–ПХ15, 9Х, Х,<br>ХВГ, 8ХФ, 85ХФ,<br>9ХС, ХГС, 85Х и т. д.                                                                                                                     | 750–950<br>550–700<br>400–500<br>Холодные | 1250–1270<br>1000<br>850<br>200                        | 1120–1190             | 5,4–4,0<br>8,25–6,0<br>10,5–9,0<br>22,5      |

К третьей группе относятся углеродистые стали с содержанием углерода от 0,31 до 0,5%, марганцовистые стали марок 15Г, 30Г и 10Г2, хромистые стали марок 15Х–35Х и стали марок СХЛ-1, НЛ-1, НЛ-2, 14ГС.

К четвертой группе относятся углеродистые стали с содержанием углерода от 0,51 до 0,75%, марганцовистые стали марок 40Г–70Г, 20Г2–50Г2, автоматная и хромистые стали марок 40Х, 45Х.

К пятой группе относятся стали марок 55С2, 60С2, 60С2ХА, 40СХ, 35ХГС, У7, У8, Х11, Э12, Э21.

К первой группе отнесены мягкие углеродистые стали с содержанием углерода не более 0,3%. Слитки этих сталей при горячей и холодной посадке нагревают с максимальной скоростью подъема температуры, используя полную тепловую мощность колодцев. Перед посадкой слитков температура камеры не снижается.

Ко второй группе отнесены углеродистые стали с содержанием углерода до 0,5%; углеродистые стали с содержанием углерода до 0,15–0,4%, но с повышенным содержанием марганца (до 1%); хромистые стали с содержанием хрома около 1%, хромомолибденовые стали с тем же содержанием хрома и 0,15–0,25% молибдена. Режим нагрева слитков этих сталей отличается от режима нагрева слитков сталей первой группы. При посадке слитков с температурой ниже 400°С температура камеры снижается в зависимости от содержания углерода до 650–800°С.

Особенно осторожно нагревают холодные слитки высокоуглеродистых и легированных сталей, так как эти стали имеют низкую теплопроводность и пластичность при температурах до 500–600°С. Посадка слитков этих сталей в сильно нагретые камеры колодцев или нагрев их со слишком большими скоростями может привести к образованию трещин. В этом случае слитки нагревают медленно, особенно при температурах до 600–650°С, так как из-за меньшей пластичности стали при низких температурах возможно образование трещин.

После достижения температуры примерно 700° С скорость нагрева повышается, так как пластичность и теплопроводность стали выше, чем холодной, и, кроме того, медленный нагрев при высоких температурах опасен из-за окисления и обезуглероживания.

Чтобы не снижать температуру колодцев при посадке холодных слитков высокоуглеродистых и легированных сталей, последние подогревают в специально выделенной для этой цели группе колодцев.

При остановке блюминга на ремонт оставшиеся по каким-либо причинам нагретые слитки необходимо держать в ячейках при 900–1100° С. Если необходимо освободить колодцы от слитков, то слитки с содержанием углерода более 0,3% обычно сначала охлаждают в ячейке до 200° С и только после этого вынимают из колодцев.

При нагреве слитков в регенеративных нагревательных колодцах применяют обычно жидкое шлакоудаление. В этом случае после выдачи слитков из ячейки ее разогревают до 1400–1450° С и опускают шлак через специальное отверстие (шлаковик). Разогрев камеры и спуск шлака длятся 30–40 мин.

Рекуперативные нагревательные колодцы с отоплением из центра подины запроектированы на сухое шлакоудаление. На подину насыпают слой толщиной в 300–400 мм из коксового отсева («коксика»), который предохраняет подину от взаимодействия со сварочным шлаком.

Сварочный шлак вместе с коксиком после каждых 4–5 посадок слитков (примерно ежесуточно) удаляется через летки, расположенные в подине, в чаши, установленные под рабочим пространством колодцев. Шлак удаляется при помощи специальной лопаты, захватываемой клещевым краном. Эта работа очень трудоемкая, поэтому в последнее время все больше стремятся перейти на работу с жидким шлакоудалением и в рекуперативных нагревательных колодцах.

## 5.2 Дефекты, возникающие при нагреве слитков

### 5.2.1 Окалина

В процессе нагрева металла всегда происходит окисление его поверхностных слоев и образование окалины.

Окалина представляет собой соединение металла с кислородом. На образование ее оказывают влияние следующие факторы:

- 1) температура нагрева;
- 2) продолжительность нагрева;
- 3) химический состав продуктов горения;
- 4) химический состав металла.

Чем выше температура нагрева и больше время пребывания металла в условиях высоких температур, тем сильнее происходит окисление металла и образование окалины.

Образование окалины или угара металла нежелательно, так как, во-первых, потери металла на угар довольно велики (1,5–3% от веса нагреваемого металла), а во-вторых, окалина ухудшает качество поверхности металла.

### 5.2.2 Обезуглероживание

При нагреве металла содержание углерода в его поверхностных слоях уменьшается. Это явление называется обезуглероживанием. На обезуглероживание влияют те же самые факторы, что и окалинообразование: температура и продолжительность нагрева металла, химический состав газа и металла.

Обезуглероживание заметно при температурах выше 800–850° С. Толщина слоя обезуглероженного металла может достигнуть 3 мм. Металл тем больше обезуглероживается, чем больше времени он находится при высоких температурах. Обезуглероживание увеличивается с повышением содержания в продуктах горения кислорода, углекислого газа и водорода, причем их влияние растет с увеличением температуры металла. Кислород, углекислый газ и водород отнимают углерод у карбида железа и таким образом обезуглероживают металл.

### *5.2.3 Перегрев*

Сущность перегрева заключается в том, что при чрезмерно высокой температуре нагрева и длительной выдержке металла в колодцах начинается резкое увеличение зерен металла. Этот рост будет тем больше, чем выше температура и чем медленнее процесс нагрева. Если эти укрупненные зерна не будут в достаточной степени раздроблены при прокатке, то готовый профиль получится с пониженными механическими свойствами.

Перегретый металл может быть исправлен отжигом, т.е. медленным нагревом до температуры выше  $900^{\circ}\text{C}$  и последующим медленным охлаждением.

### *5.2.4 Пережог*

При очень высокой температуре и длительном пребывании металла в колодцах кроме роста зерен может происходить оплавление межзеренных оболочек и окисление поверхности зерен.

Это оплавление и окисление зерен может настолько глубоко проникнуть в толщу слитка, что при легком прикосновении к нему или под действием собственного веса слиток разваливается. Пережженный металл не может быть исправлен и является окончательным браком.

Возможность пережога увеличивается с повышением количества углерода и некоторых легирующих элементов в металле. В этом отношении наиболее чувствительны стали, легированные хромом и никелем.

Особенно подвержены пережогу высоколегированные стали. Так, сталь с содержанием 4–5% Mn и 19–21% Ni, которая нагревается перед прокаткой до  $1200\text{--}1220^{\circ}\text{C}$ , оказывается пережженной при  $1240\text{--}1250^{\circ}\text{C}$ .

### *5.2.5 «Скворечники»*

Стали с повышенным содержанием углерода и многие легированные стали, особенно в больших слитках, обладают склонностью в процессе нагрева к образованию поперечных трещин вследствие малой тепло-

проводности и неудовлетворительной пластичности металла. При ускоренном нагреве происходит образование внутренних трещин как результат возникновения напряжений при большом перепаде температур между поверхностными и внутренними слоями. Во время прокатки неравномерно прогретого слитка внутренние трещины раскрываются и выходят на боковые грани полосы в виде поперечных трещин. В дальнейшем эти трещины увеличиваются, распространяясь почти на всю ширину боковой грани блюма. Такие сквозные трещины в практике называют «скворечниками».

Особенность появления скворечников тем больше, чем больше поперечные размеры слитка. Влияние размеров определяется из условий, когда чем больше сечение, тем сильнее сказывается неравномерность прогрева при быстром нагревании или при высокой температуре начала нагрева.

Предупредительной мерой против образования скворечников является постепенный и медленный нагрев слитков, если они имели перед посадкой в печь температуру ниже нуля. Другим мероприятием может быть подогрев слитков перед посадкой в колодцы.



## Глава 6

# НАГРЕВ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

### 6.1. Общие положения

Термической обработкой называют процессы, заключающиеся в тепловом воздействии по определенным режимам с целью изменения структуры и свойств сплава. От термической обработки зависит качество и стойкость в работе деталей и инструмента.

На результат термической обработки оказывают влияние следующие факторы: время (скорость) нагрева, температура нагрева, время (продолжительность) выдержки, время (скорость) охлаждения.

Таким образом, основными факторами термической обработки являются температура и время. Поэтому процесс термической обработки обычно изображают в виде графика в координатах «температура  $t$  – время  $\tau$ » (рис. 6.1, 6.2). Если термическая обработка состоит только из одной операции, то она называется простой (см. рис. 6.1), а если из нескольких операций – сложной (см. рис. 6.2).



Рис. 6.1. График простой термической обработки

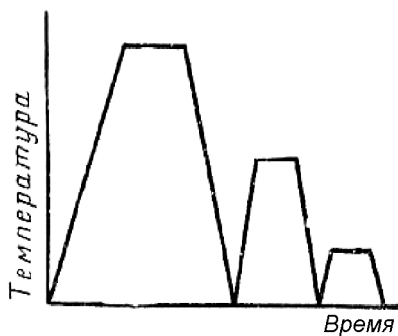


Рис. 6.2. График сложной термической обработки

## 6.2. Превращение перлита в аустенит

Согласно диаграмме состояния железо – цементит (рис. 6.3) при нагреве доэвтектоидной стали (исходная структура феррит + перлит) и переходе через критическую точку  $A_{c1}$  (линия  $PSK$ , температура  $727^{\circ}\text{C}$ ) перлит превращается в аустенит, т. е. образуется структура феррит + аустенит. При дальнейшем повышении температуры феррит постепенно превращается в аустенит и по достижении температуры, соответствующей критической точке  $A_{c3}$  (линия  $GS$ ), структура стали будет состоять из одного аустенита.

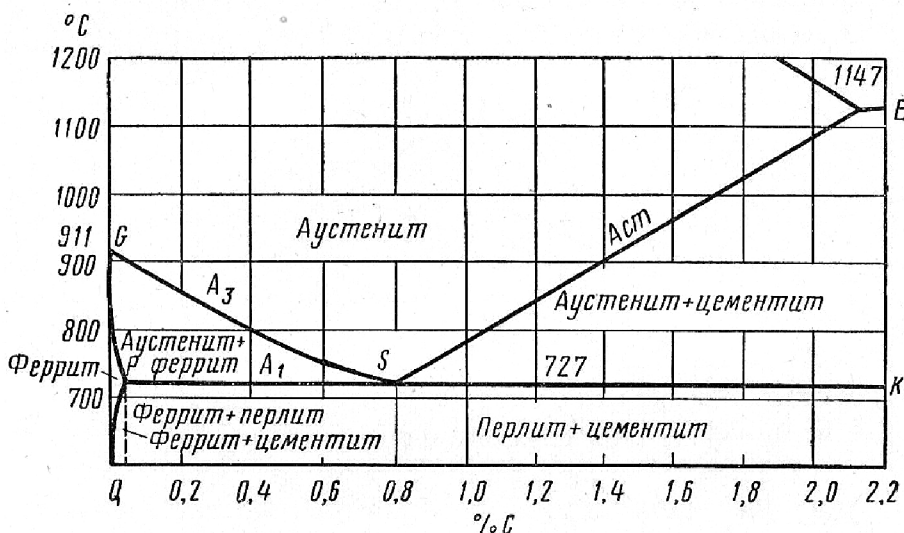


Рис.6.3. Нижняя левая часть диаграммы состояния Fe – Fe<sub>3</sub>C

При нагреве заэвтектоидной стали (исходная структура цементит + перлит) происходят аналогичные превращения с той лишь разницей, что избыточной фазой в данном случае является не феррит, а цементит, который полностью растворяется в аустените при достижении температуры критической точки  $A_{cm}$  (линия  $SE$ ).

Для эвтектоидной стали (исходная структура перлит) превращение (образование аустенита) заканчивается при температуре критической точки  $A_{c1}$  (линия  $PSK$ , температура  $727^{\circ}\text{C}$ ).

Так характеризуется процесс превращения в стали при нагреве согласно диаграмме состояния железо – цементит.

В действительности превращение перлита в аустенит (а также и обратное превращение аустенита в перлит) не может происходить при  $727^{\circ}\text{C}$ , так как при этой температуре свободная энергия перлита равна свободной энергии аустенита (рис. 6.4). Поэтому для превращения перлита в аустенит температура нагрева должна быть обязательно хотя бы немного выше равновесной температуры  $727^{\circ}\text{C}$ , т. е. должен быть так называемый перенагрев, так же как для превращения аустенита в перлит должно быть обязательно некоторое переохлаждение.

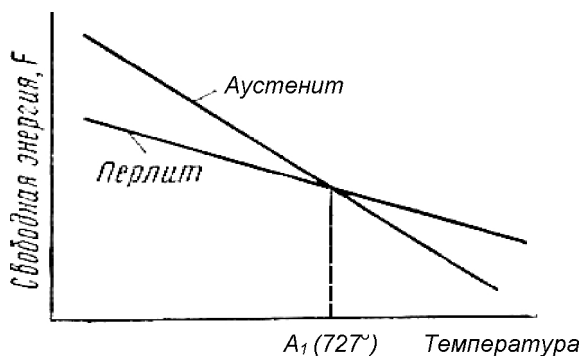


Рис. 6.4. Изменение свободной энергии аустенита и перлита в зависимости от температуры

Процесс превращения перлита в аустенит в эвтектоидной стали при нагреве происходит следующим образом.

Исходное состояние стали представляет смесь фаз феррита и цементита. При переходе через критическую точку  $A_{c1}$  на границе ферритной и цементитной фаз начинается образование мелких зерен аустенита (рис. 6.5,а), в которых растворяется цементит. Затем образовавшиеся зерна растут, зарождаются новые мелкие зерна аустенита (рис. 6.5,б,в) и продолжается растворение цементита, возмещающее уход углерода в растущие зерна аустенита. Процесс заканчивается заполнением объема бывшего перлитного зерна зернами аустенита (рис. 6.5,г).

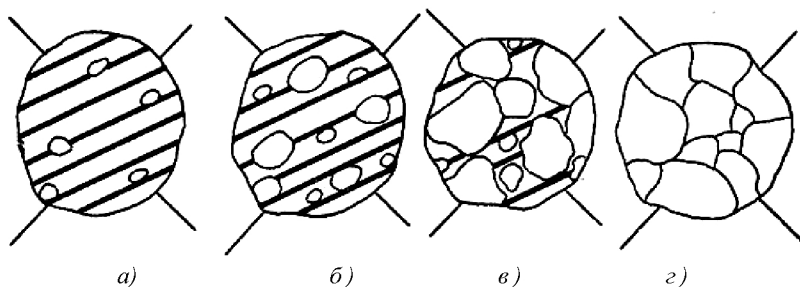


Рис. 6.5. Схема образования аустенитных зерен

Таким образом, превращение перлита в аустенит является процессом кристаллизационного типа и носит диффузионный характер, так как сопровождается перемещением атомов углерода на значительные расстояния.

### 6.3. Рост зерна аустенита при нагреве

Образующиеся при нагреве выше критической точки  $A_{c1}$  из зерен перлита зерна новой структуры – аустенита – получаются мелкими и называются начальными зернами аустенита (рис. 6.5). При повышении температуры происходит рост зерен и тем в большей степени, чем выше температура нагрева. Но склонность к росту зерен с повышением температуры у сталей различная. Стали, раскисленные в процессе выплавки кремнием (ферросилицием) и марганцем (ферромарганцем), обладают склонностью к непрерывному росту зерна с повышением температуры. Такие стали называют наследственно крупнозернистыми (см. рис. 6.5). Стали, раскисленные в процессе выплавки дополнительно алюминием, ванадием или титаном, не обнаруживают роста зерна при нагреве до значительно более высоких температур (900–950°C). Такие стали называют наследственно мелкозернистыми (см. рис. 6.5).

Под наследственной зернистостью подразумевается склонность аустенитного зерна к росту при повышении температуры.

При нагреве наследственно мелкозернистых сталей выше определенной температуры наблюдается резкий рост зерна.

Превращение аустенита в феррито-цементитную смесь будет проходить в течение определенного времени. Такой процесс превращения

аустенита при постоянной температуре (изотермический процесс) можно охарактеризовать кривыми, приведенными на рис. 6.6. После охлаждения стали до температуры ниже критической точки  $A_x$  аустенит сохраняется нераспавшимся некоторое время, равное отрезку  $o-a$  (рис. 6.6,а). Этот период времени называется инкубационным периодом. По истечении инкубационного периода начинается распад аустенита на феррито-цементитную смесь. С течением времени все больше и больше распадается аустенит (отрезок  $a-b$  на рис. 6.6,а). Полный распад аустенита заканчивается по истечении времени, равного отрезку  $a-b$  (рис. 6.6,б). Следовательно, для распада аустенита на феррито-цементитную смесь при какой-то определенной температуре требуется определенное время.

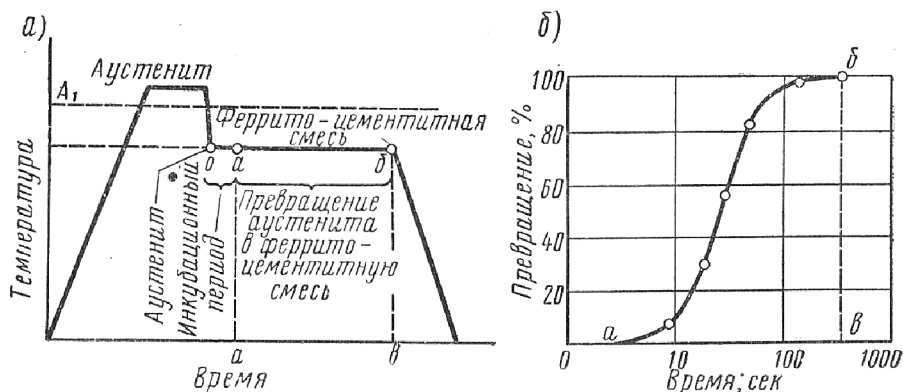


Рис.6.6. График (а) и кривая (б) изотермического превращения аустенита

В связи с тем, что время распада аустенита может изменяться от нескольких секунд до нескольких часов, для удобства построения применяется логарифмическая шкала времени ( $\ln t$ ). Затем проводят линии, соответствующие температуре  $A_1$  и температуре мартенситного превращения  $M_n$ . Точки  $a$  (начала распада аустенита) и  $b$  (окончания распада) для каждой температуры превращения переносят на соответствующие горизонталы температур. Затем точки  $a$ ,  $b$  и т. д. соединяют друг с другом, в результате чего получается левая кривая диаграммы.

После переноса и соединения друг с другом точек  $a$ ,  $b$  и т. д. получается правая кривая диаграммы.

При температурах немного ниже критической точки  $A_1$  и при температурах немного выше критической точки начала мартенситного превращения  $M_n$  аустенит обладает наибольшей устойчивостью, так как при этих температурах левая кривая наиболее удалена от вертикальной оси. При температуре  $t_3$  аустенит наименее устойчив, на что указывает левая кривая, наиболее близко расположенная к вертикальной оси. Следовательно, устойчивость аустенита зависит от расположения изотермических кривых, характеризующих устойчивость аустенита.

#### 6.4. Перлитное превращение

Перлитная область распространяется на интервал температур от критической точки  $A_1$  до изгиба С-кривой ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ). Превращение аустенита в перлит заключается в распаде аустенита на феррит и цементит.

Перед распадом углерод диффундирует внутри аустенита и скапливается в определенных местах на границе зерна аустенита с образованием зародышей цементита.

Рост зародышей цементита происходит за счет диффузии углерода из прилегающих объемов аустенита, что приводит к обеднению углеродом аустенита, окружающего образовавшиеся пластины цементита, и способствует превращению его в феррит. Поэтому рядом с цементитными пластинами образуются пластины феррита. Таким образом, возникает участок перлита, в котором пластины цементита и феррита расположены параллельно (рис. 6.7, 6.8,а). При дальнейшем росте перлитного зерна эти пластины удлиняются (краевой рост) и присоединяются новые пары пластин, параллельные исходным (боковой рост) (рис. 6.8,б). Такой процесс происходит до столкновения перлитных зерен, их срастания и превращения всего аустенита в перлит (рис. 6.8,б).

Перлит получается при распаде аустенита при малых степенях переохлаждения и при температуре  $\sim 700^\circ\text{C}$ . С повышением степени переохлаждения образующаяся из аустенита феррито-цементитная смесь ста-

новится все мельче и мельче. Твердость при этом повышается. Образующиеся более мелкие, по сравнению с перлитом, структуры имеют свое особое название. Если аустенит переохлажден до  $\sim 650^{\circ}\text{C}$  и при этой температуре распадается, то образующаяся более мелкая, чем перлит, феррито-цементитная смесь называется *сорбитом*.

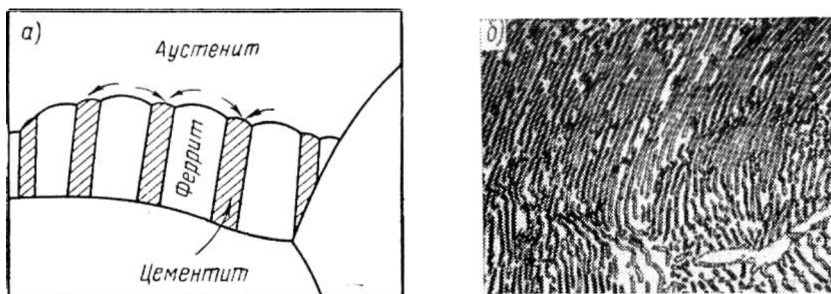


Рис. 6.7. Схема превращения аустенита в перлит (а) и микроструктура перлита.  $\times 1000$  (б)

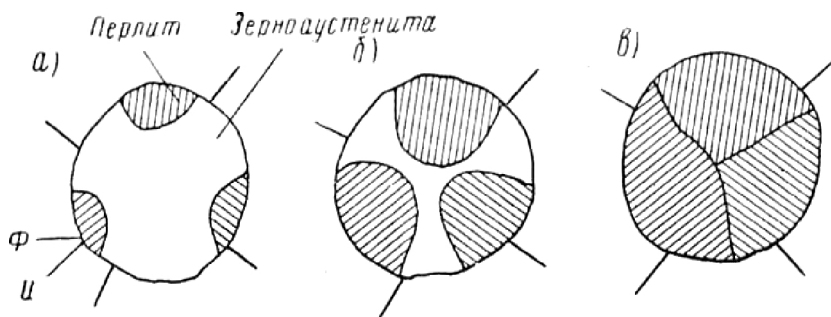


Рис. 6.8. Последовательные стадии образования перлитных зерен в зерне аустенита (схема)

Твердость сорбита  $\text{HB} = 250\text{--}300$ . При переохлаждении аустенита до  $\sim 550^{\circ}\text{C}$  образуется еще более мелкая феррито-цементитная смесь, называемая *тروститом*. Твердость тростита  $\text{HB} = 350\text{--}400$ . Таким образом, структуры перлит, сорбит и тростит представляют собой феррито-цементитную смесь. Разница между ними только в величине частиц цементита: в сорбите эти частицы мельче, чем в перлите, а в тростите мельче, чем в сорбите.

52



При изотермическом превращении заэвтектоидных сталей процесс аналогичен. Разница только в то, что вместо избыточного феррита выделяется избыточный цемент

### 6.5. Промежуточное (бейнитное) превращение

Область промежуточного превращения распространяется от изгиба С-кривой ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ) до критической точки  $M_n$ . При изотермической выдержке в этой области температур образуется игольчатая структура, называемая *бейнитом* (игольчатым троститом). Образующиеся при бейнитном превращении иглы состоят из мельчайших пластинок феррита и цементита. В зависимости от температуры изотермической выдержки механические свойства бейнита различны. Бейнит, образующийся при температурах немного ниже изгиба С-кривой (верхний бейнит), имеет твердость  $HB \sim 450$ . Бейнит, образующийся при температурах немного выше точки  $M_n$  (нижний бейнит), имеет твердость  $HB \sim 550$ .

### 6.6. Мартенситное превращение

Мартенсит является основной структурой закаленной стали. В большинстве случаев в стали стремятся получить эту структуру, так как сталь, закаленная на мартенсит, обладает высокой твердостью ( $HRC = 60-65$ ). Мартенсит имеет совершенно отличную от других структур природу и образуется не так, как феррито-цементитные смеси. При резком переохлаждении углерод не успевает выделиться из твердого раствора (аустенита) в виде частичек цементита, как это имеет место при образовании перлита, сорбита и тростита. Происходит только перестройка решетки  $\gamma$ -железа в решетку  $\alpha$ -железа. Углерод остается внутри решетки  $\alpha$ -железа. Эта решетка искажается, т. е. в ней одна сторона несколько увеличивается. Такую искаженную кристаллическую решетку называют *тетрагональной*. Степень искаженности (тетрагональность) зависит от содержания углерода в стали: она тем выше, чем больше углерода в стали. Следовательно, мартенсит представляет собой твердый раствор углерода в  $\alpha$ -железе, которое способно растворять очень небольшое количество углерода (до 0,02%); а в мартенсите угле-

рода (раствор в  $\alpha$ -железе) столько, сколько его содержится в данной стали, поэтому мартенсит является  $\alpha$ -твердым раствором, пересыщенным углеродом.

Мартенсит имеет характерное игольчатое строение. Размер игл мартенсита зависит от размера зерен аустенита.

Чем мельче зерна аустенита, тем мельче получаются иглы мартенсита. При наличии очень мелких игл, неразличимых под микроскопом при обычно применяемых увеличениях (500–600 раз), мартенсит называется бесструктурным или скрытокристаллическим. Такая структура характерна для правильно закаленной стали.

Характерным для мартенситного превращения является то, что при температуре, соответствующей критической точке  $M_n$  (рис. 6.10), не происходит полного превращения аустенита в мартенсит. При этой температуре только начинается образование мартенсита, образуются только первые иглы мартенсита. Поэтому температура точки  $M_n$  – это температура начала образования мартенсита. Дальнейшее, более полное превращение аустенита в мартенсит происходит при понижении температуры и заканчивается при определенной температуре. Поэтому существует еще одна критическая точка – точка температуры конца превращения аустенита в мартенсит, которая обозначается  $M_k$ . Таким образом, весь процесс образования мартенсита из аустенита протекает не при одной температуре, а в интервале температур.

Температура мартенситного превращения (точка  $M_n$ ) изменяется в зависимости от содержания углерода. Чем больше в стали углерода, тем при более низкой (но постоянной) температуре происходит превращение аустенита в мартенсит (рис. 6.11). Температура точки  $M_k$ , так же как температура точки  $M$ , понижается с повышением в стали углерода. При содержании более 0,6% углерода мартенситное превращение оканчивается при температурах ниже нуля. Поэтому, для того чтобы в высокоуглеродистых сталях получить большее количество мартенсита, их следует охлаждать до температур ниже нуля.

Практически в ряде случаев стали подвергаются такой обработке, которая называется обработкой холодом (рис 6.11).

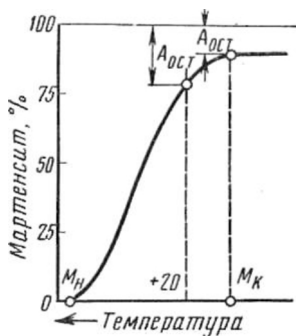


Рис. 6.10. Кривая мартенситного превращения

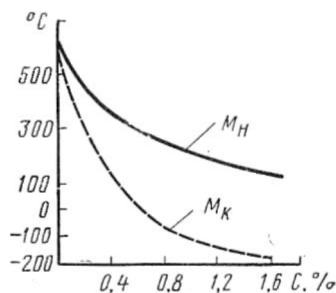


Рис. 6.11. Влияние углерода на температуру начала ( $M_H$ ) и конца ( $M_K$ ) мартенситного превращения

Характерным для мартенситного превращения является то, что даже при температуре конца мартенситного превращения (точка  $M_K$ ) в ряде случаев не происходит полного образования мартенсита. Аустенит частично остается не превращенным в мартенсит и называется остаточным аустенитом ( $A_{ост}$  на рис. 6.11).

Аустенито-мартенситное превращение сопровождается увеличением объема. Все структуры стали можно расположить (от максимального объема к минимальному) в следующий ряд: мартенсит – тростит – сорбит – перлит – аустенит.

## 6.7. Превращение закаленной стали при нагреве

Находясь в напряженном и неустойчивом состоянии, закаленная сталь стремится к своему устойчивому стабильному состоянию, т. е. к превращению мартенсита и остаточного аустенита в феррито-цементитную смесь. Такое превращение, характерное для нагрева (отпуска) закаленной стали, сопровождается изменением объема (длины), так как объем структур закаленной стали различен – наибольший объем у мартенсита и наименьший – у аустенита. Поэтому если при нагреве происходит превращение мартенсита, то объем (длина) уменьшается, а если распадается аустенит, то происходит увеличение объема (длины).

При первом превращении наблюдается сокращение длины, что связано с изменениями, происходящими в тетрагональной решетке мартен-

сита. Тетрагональность решетки уменьшается и соотношение осей  $c/a$  приближается к единице. Степень тетрагональности мартенсита зависит от содержания углерода – чем больше углерода, тем больше тетрагональность решетки. Если тетрагональность уменьшается, то происходит выделение углерода из пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора. Выделение углерода происходит в виде мельчайших пластинок низкотемпературного  $\epsilon$ -карбида ( $\epsilon$ -карбида). Образующийся в результате первого превращения мартенсит называется мартенситом отпуска и представляет собой смесь пересыщенного твердого раствора углерода в  $\alpha$ -железе и  $\epsilon$ -карбида.

При низких температурах нагрева (до 80 °С) не происходит изменения объема и выделения углерода. Но это верно только для нагрева с небольшой продолжительностью выдержки. При очень длительной выдержке превращения происходят даже при комнатной температуре. Например, после выдержки при комнатной температуре в течение 40 месяцев изменяется объем закаленной стали и содержание углерода в мартенсите уменьшается с 0,98 до 0,84% или с 1,02 до 0,85%. На практике превращения, происходящие при комнатной температуре, характеризуются термином «естественное старение», а длительный низкотемпературный отпуск часто называют «искусственным старением».

При втором превращении (нагрев при 200–300° С) продолжается распад мартенсита, содержание углерода в пересыщенном  $\alpha$ -растворе снижается. Кроме того, одновременно происходит распад остаточного аустенита с превращением его в мартенсит отпуска. Таким образом, после второго превращения в твердом растворе содержится небольшое количество углерода и в связи с этим тетрагональность решетки незначительна. Преобладающее значение имеет распад остаточного аустенита, поэтому при втором превращении происходит расширение стали .

Третье превращение (нагрев при 300–400° С) характеризуется вновь сокращением длины и полным распадом  $\alpha$ -твердого раствора (мартенсита). При этом происходит превращение цемента из пластинчатого в мелкозернистый. В результате третьего превращения образуется наиболее мелкая феррито-цементитная смесь, т.е. тростит отпуска.

При более высоких температурах отпуска происходит укрупнение (коагуляция) зернистых частиц цементита с образованием структуры сорбита отпуска. Укрупнение происходит путем растворения мелких частиц цементита, последующей диффузии углерода и выделения его на поверхности более крупных частиц цементита. Никаких превращений, связанных с изменением состава и кристаллической структуры феррита и цементита, при этом не происходит.

Изменение структуры при нагреве (отпуске) вызывает изменение и механических свойств закаленной стали. С повышением температуры отпуска твердость и прочность понижаются, а пластичность и вязкость повышаются.

В результате отпуска (распада мартенсита) образуются структуры тростита и сорбита. Такие же по наименованию структуры получаются и в результате изотермического распада переохлажденного аустенита. В чем разница между троститом и сорбитом, полученными в результате распада мартенсита, и троститом и сорбитом, полученными в результате изотермического распада переохлажденного аустенита? Разница в их внутреннем строении и в связи с этим в механических свойствах. Цементит в тростите и сорбите, полученных в результате изотермического распада переохлажденного аустенита, образуется в виде пластин (пластинчатое строение), а при распаде мартенсита – в виде зерен (зернистое строение). На твердость и прочность форма цементита не оказывает заметного влияния, но пластичность и вязкость стали с зернистым строением более высокие, чем пластичность и вязкость стали с пластинчатым строением.

Прочность феррито-цементитных смесей (перлита, сорбита, тростита) объясняется наличием включений цементита, которые препятствуют сдвигу по плоскостям скольжения при действии внешних сил. Чем больше включений цементита и чем они меньше по размеру, тем сильнее они препятствуют сдвигу по плоскостям скольжения. Поэтому тростит, в котором частицы цементита наиболее мелкие, обладает большей твердостью (прочностью) по сравнению с сорбитом, а перлит, содержащий наиболее крупные включения цементита, имеет наименьшую прочность (твердость).

## Глава 7

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

### 7.1. Классификация видов термической обработки

Применение того или иного вида термической обработки в машиностроении связано с возможностью получения определенных технических свойств. Поэтому удобно в качестве классификационного признака для различных видов термической обработки стали принять характер изменения свойств. В соответствии с этой классификацией процессы термической обработки можно разделить на четыре группы.

**Г р у п п а п е р в а я** – процессы термической обработки, приводящие к упрочнению изделий во всем объеме: закалка с последующим отпуском (например, высокотемпературным, так называемое улучшение), закалка с последующим старением.

**Г р у п п а в т о р а я** – процессы термической обработки, приводящие к поверхностному упрочнению изделий с целью повышения износостойкости, предела выносливости (стойкость при знакопеременных нагрузках), устранения влияния концентраторов напряжений и, в некоторой степени, общего упрочнения. Для этой цели применяются поверхностная закалка и некоторые процессы химико-термической обработки (цементация, азотирование, борирование). К тем же результатам приводит поверхностный наклеп (так называемая дробеструйная обработка).

Процессы поверхностного упрочнения рассматриваются в следующей главе.

**Г р у п п а т р е т ь я** – процессы термической обработки, приводящие к общему смягчению изделий, снятию внутренних напряжений, повышению пластичности и ударной вязкости. К этой группе принадлежат процессы отжига, нормализации и отпуска.

**Г р у п п а ч е т в е р т а я** объединяет процессы термической обработки, которые придают поверхностным слоям изделий особые физико-химические свойства и способствуют защите изделий от атмосфер-

ной коррозии, растворения в агрессивных средах, от окисления и испарения при высоких температурах и т. п. Для этой цели применяются некоторые разновидности химико-термической обработки: антикоррозионное азотирование, силицирование, алитирование и т. п.

## 7.2. Отжиг стали

Отжигом называется процесс термической обработки, заключающийся в нагреве стали до определенной температуры (рис. 7.1) и последующем, как правило, медленном охлаждении с целью получения более равновесной структуры.

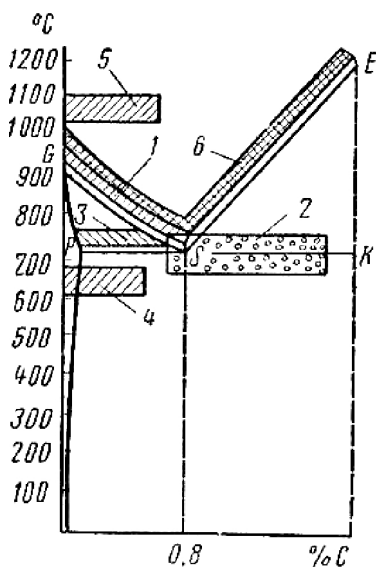


Рис. 7.1. Температуры нагрева стали для отжига и нормализации:

1 – полный отжиг доэвтектоидной стали; 2 – неполный отжиг заэвтектоидной стали; 3 – неполный отжиг доэвтектоидной стали; 4 – рекристаллизационный отжиг; 5 – диффузионный отжиг; 6 – нормализация

Основные виды отжига – полный, неполный (на зернистый перлит), изотермический, диффузионный, рекристаллизационный (холоднодеформированной стали).

### 7.2.1. Полный отжиг

Данному виду отжига подвергают доэвтектоидную сталь с целью создания мелкозернистости, понижения твердости и повышения пластичности, снятия внутренних напряжений.

При полном отжиге доэвтектоидную сталь нагревают до температуры на 20–30° выше критической точки  $A_{c3}$ , т. е. на 20–30° выше линии  $GS$  диаграммы железо – цементит [ $A_{c3} + (20-30^\circ)$ ].

При нагреве до такой температуры крупная исходная феррито-перлитная структура превращается в мелкую структуру аустенита (твердого раствора углерода в  $\gamma$ -железе). При последующем медленном охлаждении (обычно со скоростью 100–200° в час до 500° С и далее на воздухе) из мелкозернистого аустенита образуется мелкая феррито-перлитная структура.

При полном отжиге происходит измельчение феррито-перлитных зерен доэвтектоидной стали.

Заэвтектоидную сталь полному отжигу не подвергают по следующим причинам. Для полного отжига заэвтектоидной стали ее нужно нагревать до температуры на 20–30° выше критической точки  $A_{c3}$ , т. е. на 20–30° выше линии  $SE$  диаграммы железо – цементит. При нагреве до такой температуры будет происходить превращение исходной структуры цементит + перлит в структуру аустенита.

При последующем медленном охлаждении цементит будет выделяться по границам зерен аустенита и после превращения аустенита в перлит при температурах, соответствующих критической точке  $A_{r1}$ , в результате образуется структура цементит + перлит, но цементит будет расположен в виде сетки по границам зерен перлита. Сталь с такой структурой обладает низкими механическими свойствами

### 7.2.2. Неполный отжиг на зернистый перлит

Данному виду отжига подвергают заэвтектоидную и эвтектоидную сталь с целью устранения пластинчатого перлита и сетки цементита и получения структуры зернистого перлита. Заэвтектоидная сталь со структурой зернистого перлита обладает, по сравнению со сталью с



пластинчатым перлитом, большей пластичностью и лучшей обрабатываемостью на станках.

Для получения зернистого перлита заэвтектоидную сталь нагревают до температур в интервале превращений, т. е. между критическими точками  $A_{c1}$  и  $A_{cm}$  (между линиями  $SK$  и  $SE$  диаграммы железо – цементит). Обычно сталь нагревают немного выше точки  $A_{c1}$  – до  $740\text{--}760^\circ\text{C}$ . При нагреве до такой температуры происходит превращение в аустенит только перлита, а цементит остается и образуется структура цементит + аустенит. При последующем медленном охлаждении (со скоростью  $20\text{--}60^\circ$  в час до  $700\text{--}650^\circ\text{C}$  с дальнейшим охлаждением на воздухе) из аустенита образуется феррито-цементитная структура с зернистой формой цементита – зернистый перлит.

В связи с тем, что при данном виде отжига происходит неполная перекристаллизация и образуется зернистый перлит, этот вид отжига и называется неполным отжигом или отжигом на зернистый перлит, а также иногда называется сфероидизацией, так как получается зернистая (сфероидальная) форма цементита.

Для облегчения образования зернистого перлита нагрев (до  $740\text{--}760^\circ\text{C}$ ) и охлаждение (до  $700\text{--}650^\circ\text{C}$ ) повторяют несколько раз. Такой отжиг называется маятниковым или циклическим. Облегчение образования зернистого перлита при маятниковом отжиге достигается тем, что образовавшиеся зерна цементита при первом охлаждении являются дополнительными центрами кристаллизации при втором охлаждении и т.д.

Доэвтектоидные стали неполному отжигу подвергают очень редко. Это объясняется тем, что в связи с неполной перекристаллизацией (только одного перлита) не происходит измельчения всей структуры (феррит не подвергается перекристаллизации), и в результате структура и свойства стали получаются хуже, чем после полного отжига.

### *7.2.3. Изотермический отжиг*

Характерной особенностью изотермического отжига является образование феррито-перлитной структуры из аустенита при постоянной температуре, а не при охлаждении, как при полном отжиге. Поэтому

в отличие от полного отжига, например, доэвтектоидную сталь нагревают до температуры  $A_{c3} + (20-30^\circ)$  и после выдержки быстро охлаждают до температуры немного ниже критической точки  $A_{r1}$  (до  $700-680^\circ \text{C}$ ). При этой температуре сталь выдерживается в течение времени, необходимого для полного распада аустенита и образования феррито-перлитной структуры. От температуры изотермической выдержки сталь охлаждают на воздухе.

Изотермический отжиг имеет преимущество по сравнению с полным отжигом: сокращается время отжига и получается более однородная структура.

#### *7.2.4. Диффузионный отжиг (гомогенизация)*

Данный вид отжига характеризуется нагревом стали до температуры значительно выше интервала превращений (на  $180-300^\circ \text{C}$ ) с последующим медленным охлаждением (см. рис. 7.1). Такой отжиг применяется для выравнивания химической неоднородности (путем диффузии) зёрен твердого раствора, т. е. уменьшения микроликвации в фасонных стальных отливках и в слитках главным образом легированной стали. В связи со своим назначением сделать сталь однородной (гомогенной) диффузионный отжиг иначе называется гомогенизацией.

Практически слитки нагревают до  $1100-1150^\circ \text{C}$ , выдерживают при этой температуре 12–15 ч, а затем медленно охлаждают до  $250-200^\circ \text{C}$ . Процесс диффузионного отжига продолжается около 80–100 ч.

#### *7.2.5. Рекристаллизационный отжиг*

Рекристаллизационному отжигу подвергают сталь, деформированную в холодном состоянии. Холодная деформация (прокатка, волочение и т. п.) оказывает значительное влияние на строение и механические свойства стали. В результате холодной деформации, например низкоуглеродистой стали, зерна стали (феррита) вытягиваются в направлении деформации. При сильной деформации происходит не только вытягивание, но и дробление зерен. В стали деформации подвергается пластичный феррит, а цементит, обладающий очень высокой твердостью, почти не деформируется и оказывает сопротивление деформации.

В связи с этим чем больше углерода, тем труднее сталь поддается деформации. Сталь с зернистым цементитом легче деформируется, чем сталь, имеющая структуру пластинчатого перлита.

В результате холодной деформации повышается твердость и прочность и понижается пластичность стали. Такое изменение механических свойств стали под влиянием холодной деформации называется *наклепом* или *нагартовкой*.

Деформацией в холодном состоянии изготавливаются, например, проволока (волочением), листы, ленты (прокаткой). Возникающий в процессе деформации наклеп стали может достигнуть такой большой величины, что сталь становится хрупкой и дальнейшая деформация ее становится невозможной.

Для возвращения стали пластичности и возможности дальнейшей ее деформации производится *рекристаллизационный отжиг*.

При нагреве холодно-деформированной стали до 400–450° С изменений в строении стали не происходит, механические свойства изменяются очень незначительно и только снимается большая часть внутренних напряжений. При нагреве до более высокой температуры механические свойства стали резко изменяются: твердость и прочность понижаются, а пластичность повышается. При этом происходят изменения и в строении стали. Вытянутые в результате деформации зерна становятся равноосными.

Рекристаллизация начинается с появления зародышей на границах деформированных зерен. В дальнейшем зародыши растут за счет деформированных зерен, в связи с чем происходит образование новых зерен до полного исчезновения деформированной структуры.

Под температурой рекристаллизации подразумевается температура, при которой в металлах, подвергнутых деформации в холодном состоянии, начинается образование новых зерен.

А.А. Бочвар установил зависимость между температурой рекристаллизации и температурой плавления металлов, которая характеризуется следующей формулой:

$$T_{\text{рекр}} = 0,4T_{\text{пл}},$$

где  $T_{\text{рекр}}$  и  $T_{\text{пл}}$  – соответственно температуры рекристаллизации и плавления в абсолютных градусах.

Формула Бочвара действительна для чистых металлов и больших степеней деформации.

Температура рекристаллизации железа – 450° С, меди – 270° С, молибдена – 900° С, а такого металла как свинец – минус 30° С.

В связи с тем, что при температуре рекристаллизации процесс образования новых зерен происходит очень медленно, практически холоднодеформированные металлы и сплавы нагревают до более высокой температуры, например железо и низкоуглеродистую сталь до 600–700° С, медь до 450–500° С. Эти температуры и являются температурами рекристаллизационного отжига.

В зависимости от степени деформации величина зерна стали после рекристаллизации получается различной. При определенной степени деформации (для стали в пределах 7–15%) после рекристаллизации получают зерна очень большой величины. Такая степень деформации называется критической степенью деформации.

Для избежания сильного роста зерна при рекристаллизации деформацию стали заканчивают со степенью обжатия большей критической степени деформации.

## Глава 8

# ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ

### 8.1 Основы термической обработки алюминиевых сплавов

Термическая обработка слитков и деформированных полуфабрикатов является мощным средством воздействия на их структуру и свойства. Большое разнообразие структур, которые могут быть получены в алюминиевых сплавах после различной термообработки, – результат различной степени отклонения сплавов от термодинамически равновесного состояния при комнатной температуре.

Равновесная структура промышленных алюминиевых сплавов, суммарное содержание легирующих компонентов в которых, за редким исключением, не превышает 15–18%, представляет собой твердый раствор с низким содержанием легирующих компонентов (десятые доли процента) с включениями интерметаллидных фаз и т.д. При таком фазовом составе сплавы, как правило, обладают низкой прочностью и очень высокой пластичностью. Самой неустойчивой при комнатной температуре структурой в алюминиевых сплавах, имеющих фазовые превращения в твердом состоянии (термически упрочняемых сплавах), является пересыщенный твердый раствор легирующих компонентов в алюминии, концентрация которых может в десятки раз превышать равновесную. При такой структуре алюминиевые сплавы также пластичны, но значительно прочнее, чем в равновесном состоянии.

Для достижения максимальной прочности термически упрочняемых сплавов необходимо за счет регламентированных нагревов получить некоторую промежуточную структуру, которая соответствует начальным стадиям распада пересыщенного твердого раствора.

Термической обработкой можно достичь большого разнообразия структур и в сплавах, не имеющих фазовых превращений в твердом состоянии, но только в том случае, когда исходное неравновесное состоя-

ние получено либо при литье (в процессе неравновесной кристаллизации), либо путем деформации.

Для алюминиевых сплавов широкое распространение в металлургическом производстве получили три основных вида термообработки: отжиг, закалка, старение.

### 8.1.1 *Отжиг*

Отжиг слитков или деформированных полуфабрикатов применяется в тех случаях, когда возникшее по тем или иным причинам неравновесное состояние сплава обуславливает появление нежелательных свойств, чаще всего пониженной пластичности.

Применительно к алюминиевым сплавам наиболее распространены три разновидности неравновесных состояний.

1. *Неравновесное состояние, свойственное литым сплавам.* Скорость охлаждения сплавов при кристаллизации слитков значительно превышает скорости охлаждения, необходимые для равновесной кристаллизации. Рассмотренные особенности литой структуры деформируемых алюминиевых сплавов, в частности неравновесная эвтектика по границам дендритных ячеек в виде почти непрерывных ободков интерметаллидных фаз, обуславливают пониженную пластичность слитков, особенно из высокопрочных (высоколегированных) сплавов, а отсюда трудности их деформирования.

2. *Неравновесное состояние, вызванное пластической деформацией, особенно холодной.* Основные особенности структуры деформированного алюминия и его сплавов, а также причины нестабильности деформированного металла описаны выше.

3. *Неравновесное состояние, являющееся результатом предыдущей обработки (закалки и старения).* Основная особенность такого состояния – присутствие в сплаве более или менее пересыщенного (легирующими компонентами) твердого раствора с дисперсными выделениями интерметаллидных фаз. Между этим неравновесным состоянием и двумя выше рассмотренными имеется принципиальное отличие: оно может быть получено только в сплавах, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии, т.е. в термически упрочняемых сплавах, в то

время как два других состояния наблюдаются и в сплавах без фазовых превращений в твердом состоянии, и в сплавах с такими превращениями.

### **8.1.2 Закалка**

Цель закалки – получить в сплаве предельно неравновесное фазовое состояние (пересыщенный твердый раствор с максимальным содержанием легирующих элементов). Такое состояние обеспечивает, с одной стороны, непосредственное повышение (по сравнению с равновесным состоянием) твердости и прочности, а с другой стороны, возможность дальнейшего упрочнения при последующем старении.

Закалку применяют для сплавов, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии. В алюминиевых сплавах, используемых в промышленности, наблюдается лишь один вид фазовых превращений: при нагреве интерметаллидные фазы растворяются в алюминии, а при охлаждении – вновь выделяются из твердого раствора. Таким образом, закалка возможна только для алюминиевых сплавов, содержащих компоненты, растворимость которых в твердом алюминии возрастает с температурой (Si, Mg, Mn, Si, Zn, Li), причем в количествах, превышающих растворимость при комнатной температуре.

Закалка алюминиевых сплавов заключается в нагреве их до температуры, при которой легирующие компоненты, находящиеся в интерметаллидных фазах, полностью или частично растворяются в алюминии, выдержке при этой температуре и быстром охлаждении до низкой температуры (10–20 °C). В результате такой обработки структура, свойственная температуре нагрева, может быть получена при комнатной температуре, так как при быстром охлаждении распад твердого раствора (выделение интерметаллидных фаз) не успевает происходить.

### **8.1.3 Старение**

Старение представляет собой выдержку закаленного сплава при некоторых (относительно низких) температурах, при которых начинается распад пересыщенного твердого раствора или в твердом растворе происходят структурные изменения, являющиеся подготовкой к распаду.

Цель старения – дополнительное повышение прочности закаленных сплавов.

Сильная пересыщенность твердого раствора в закаленном сплаве обуславливает его термодинамическую нестабильность. Распад твердого раствора, приближающий фазовое состояние к равновесному, а следовательно к уменьшению свободной энергии сплава, является самопроизвольно идущим процессом.

Во многих закаленных алюминиевых сплавах подготовительные стадии распада, а иногда и начало собственно распада, проходят без специального нагрева, при вылеживании в естественных условиях в цехе, на складе или в другом помещении, в котором хранятся изделия, где температуры обычно находятся в пределах от 0 до 30 °С. В некоторых алюминиевых сплавах (Al-Cu-Mn) подготовка к распаду и начальные стадии распада происходят лишь при нагреве закаленного сплава до температур 100–200 °С. Смысл этого нагрева – термическая активация диффузионных процессов.

Выдержку закаленных алюминиевых сплавов в естественных условиях (при температуре окружающей среды), которая приводит к определенным изменениям структуры и свойств (прочность, как правило, повышается), называют *естественным старением*.

Нагрев закаленных алюминиевых сплавов до относительно невысоких температур (обычно в интервале 100–200 °С) и выдержку при этих температурах (в пределах от нескольких часов до нескольких десятков часов) называют *искусственным старением*.

## 8.2 Термическая обработка магниевых сплавов

Термическая обработка магниевых и алюминиевых сплавов имеет много общего, что объясняется отсутствием в них полиморфных превращений.

Магниевые сплавы, как и алюминиевые, подвергают гомогенизации для повышения технологичности при горячей обработке давлением. Гомогенизацию деформируемых магниевых сплавов часто совмещают с их нагревом под обработку давлением. Нагрев металла при такой



совмещенной операции бывает достаточно длительным, но меньшим, чем при гомогенизации, и большим, чем при нагреве под обработку давлением.

Магниевого сплавы подвергают также рекристаллизационному отжигу. Температура начала рекристаллизации чистого магния равна примерно 150 °С, а магниевых сплавов 250–280 °С. Поэтому отжиг магниевых сплавов обычно проводят при температурах примерно 350 °С. При более высоких температурах происходит рост зерна, ухудшающий механические свойства магниевых сплавов. Скорость охлаждения после рекристаллизационного отжига не оказывает существенного влияния на механические свойства магниевых сплавов. Рекристаллизационный отжиг понижает прочностные свойства магниевых сплавов, повышает их пластичность и существенно уменьшает различие в свойствах полуфабрикатов вдоль и поперек волокна.

### **8.3 Термическая обработка титана и его сплавов**

Для титана и его сплавов применяют в основном следующие виды термической обработки: отжиг, закалку, старение, в меньшей степени химико-термическую и термомеханическую обработку.

Титан и  $\alpha$ -титановые сплавы подвергают отжигу первого рода для снятия наклепа, обусловленного пластической деформацией. Легирующие и примесные элементы, как правило, повышают температуру начала рекристаллизации иодидного титана, поэтому титановые сплавы отжигают при более высоких температурах, чем титан. Температура отжига, с другой стороны, не должна быть чрезмерно высокой из-за роста зерна. В частности, температура нагрева не должна превышать точку  $A_{c3}$ , так как в  $\beta$ -области бурно растет зерно. По склонности к росту зерна титан и его сплавы сходны с наследственно крупнозернистыми сталями.

Разупрочнение нагартованного титана и титановых сплавов с преобладанием  $\alpha$ -фазы начинается уже на стадии возврата, поскольку в них из-за большой энергии дефектов упаковки и малого расщепления дислокаций легко развивается полигонизация, приводящая не только к

формированию субзеренной структуры, но и к уменьшению общей плотности дислокаций. В связи с этим эффективное разупрочнение нагретых полуфабрикатов из титана, псевдо- $\alpha$ - и многих ( $\alpha + \beta$ )-титановых сплавов достигается не только рекристаллизационным, но и дорекристаллизационным отжигом.

Упрочнение титановых сплавов при закалке и старении определяется их фазовым составом после закалки и количеством метастабильных фаз. При этом поведение сплавов при закалке и старении существенно зависит от того, какие элементы ( $\beta$ -эвтектоидообразующие или  $\beta$ -изоморфные) определяют фазовый состав закаленных сплавов.

Изменение механических свойств титановых сплавов в зависимости от температуры нагрева под закалку иллюстрируется на примере сплавов Ti + 3,6% Cr и Ti + 4,7% Mo. Прочностные свойства сплава титана с эвтектоидообразующим  $\beta$ -стабилизатором (Ti + 3,6% Cr) начинают резко возрастать после закалки с температуры 700 °С, когда в структуре сплава появляется  $\omega$ -фаза. С повышением температуры нагрева под закалку прочностные характеристики сплава растут, так как увеличивается количество  $\beta$ -фазы, а содержание  $\beta$ -стабилизатора в ней уменьшается, в результате чего состав  $\beta$ -фазы приближается ко второй критической концентрации и упрочнение  $\beta$ -фазы, обусловленное  $\omega$ -фазой, возрастает. После закалки с критической температуры  $t_{кр}$  (850 °С)  $\beta$ -фаза имеет критический состав и упрочнение, обусловленное  $\omega$ -фазой, максимально. Сплав Ti + 3,6% Cr после закалки с температур 850...900 °С имеет практически нулевое удлинение и сужение. После закалки с более высоких температур появляется  $\alpha$ -фаза; вместе с тем сильно уменьшается количество  $\beta$ -фазы, а следовательно и количество  $\omega$ -фазы. Поэтому несколько снижаются прочностные характеристики и повышается пластичность.

В настоящее время, хотя и в ограниченных масштабах, применяют термомеханическую обработку титановых сплавов. Термомеханическая обработка  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -титановых сплавов не приводит к существенному повышению их прочности, как это наблюдается для сталей, но

резко повышает однородность структуры и свойств по сечению и длине изделий, а также воспроизводимость свойств изделий из разных плавок одного и того же сплава. Термомеханическая обработка ( $\alpha + \beta$ )-сплавов приводит к повышению их прочности на 5–30% по сравнению с прочностью после стандартной закалки и старения при одновременном увеличении поперечного сужения.

#### **8.4 Термическая обработка тугоплавких металлов и сплавов**

Наиболее распространенный вид термической обработки тугоплавких металлов и их сплавов – отжиг различного назначения: отжиг для снятия напряжений, полигонизационный, рекристаллизационный и иногда гомогенизационный отжиг.

*Гомогенизационный* отжиг предназначен для устранения последствий внутрикристаллической ликвации с целью повышения технологичности металла для последующей обработки давлением. При гомогенизации выравнивается распределение легирующих элементов и примесей по объему зерна, а также происходит сфероидизация и укрупнение избыточных фаз, в частности карбидов, по границам зерен, что и вызывает повышение пластичности. *Рекристаллизационный* отжиг резко повышает температуру хладноломкости металлов VIA (хром, молибден, вольфрам) подгруппы и сплавов на их основе из-за образования сильных сегрегаций примесей внедрения в приграничных объемах или из-за формирования неметаллических прослоек по границам зерен. Поэтому рекристаллизационный отжиг как окончательную термическую обработку для этих материалов не применяют, если в условиях их работы может развиваться хладноломкость. Если же необходимо снять нагартовку перед последующей горячей обработкой давлением, то рекристаллизационный отжиг при условии, что он обеспечивает мелкое зерно, желателен, так как при достаточно высоких температурах, выше температуры хладноломкости, рекристаллизованные металлы подгруппы VIA и их сплавы обладают более высокой пластичностью и технологичностью по сравнению с деформированным состоянием.

Металлы подгруппы VA (ванадий, ниобий, тантал), многие сплавы на их основе, а также молибденовые сплавы систем Mo-Re и Mo-W-Re не охрупчиваются в результате рекристаллизационного отжига при не слишком высоких температурах. Эти материалы теряют пластичность лишь после собирательной или вторичной рекристаллизации, когда сильно увеличиваются размеры зерна. В результате роста зерна удельная концентрация примесей на границах зерен увеличивается, что и является причиной падения характеристик пластичности.

Отжиг для снятия напряжений – довольно распространенный вид термической обработки тугоплавких металлов VA подгруппы и сплавов на их основе. Остаточные напряжения в тантале снимаются при температурах 600–800 °С, что составляет  $(0,27–0,33) T_{пл}$ . Отжиг ниобия и его сплавов для снятия остаточных напряжений проводят при 1000–1200 °С  $(0,46–0,54 T_{пл})$ . При этих температурах может развиваться *полигонизация*, но они недостаточны для прохождения рекристаллизации в техническом ниобии и его сплавах. По существу это рекристаллизационный отжиг.

Упрочняющая термическая обработка сплавов на основе тугоплавких металлов основана на переменной, уменьшающейся с понижением температуры растворимости легирующих элементов в матрице сплава.

Непременным легирующим элементом термически упрочняемых промышленных сплавов тугоплавких металлов является углерод, так что эффекты термического упрочнения связаны с растворением при нагреве под закалку карбидов, фиксацией пересыщенного твердого раствора при охлаждении и выделением при старении из пересыщенного раствора карбидов в более дисперсной форме.

## Глава 9

### ЛАЗЕРНЫЙ НАГРЕВ

Теоретические и экспериментальные исследования фазовых превращений и диффузии до сих пор остаются одними из традиционно привлекающих к себе внимание и всесторонне развиваемых областей физики твердого тела. Особый интерес эти исследования приобрели с разработкой технологий, в основе которых лежит быстрый нагрев. Использование быстрого нагрева, реализуемого, в частности, при лазерном воздействии, открывает возможности для изучения процессов фазовых превращений в отсутствие влияния на них других одновременно протекающих процессов, а соответственно для определения истинных кинетических параметров материалов. Отличительной особенностью процессов фазовых превращений при быстром нагреве является существенная неравновесность условий, при которых они протекают, что предопределяет разработку новых подходов для их описания, отличных от классических методов, развитых для анализа равновесных фазовых превращений. В свою очередь, теоретическая модель, адекватно описывающая кинетику фазовых превращений в неравновесных условиях значительных перегревов над температурой фазового равновесия, стимулирует развитие экспериментальных методов, использующих быстрый нагрев для формирования структур с уникальными свойствами. К числу таких методов относится, в частности, кратная лазерная термообработка, которая отдельно в сочетании с объемной термообработкой, а также с пластическим деформированием поверхности позволяет эффективно влиять на степень протекания фазовых превращений и диффузии в сплавах на основе "железо-углерод" и тем самым управлять структурно-напряженным состоянием их поверхности, используя возрастающую предрасположенность данных сплавов к накоплению ими энергии внутреннего наклепа по мере повышения уровня легированности.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» [Текст] / под ред. Е.Н. Каблова. – М.: МИСИС; «ВИАМ», 2002. – 424 с.
2. Альтман, М.Б. Промышленные алюминиевые сплавы [Текст]: справ. / М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян, З.Н. Аристова [и др.]. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.
3. Магниево-алюминиевые сплавы: Т. 1. Металловедение магния и его сплавов [Текст] / М.Б. Альтман, А.П. Антипова, В.А. Блохина [и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 238 с.
4. Полуфабрикаты из титановых сплавов [Текст]: справ. / Н.Ф. Аношкин, А.П. Белозеров [и др.]; под ред. Н.Ф. Аношкина и М.З. Ерманка. – М.: ОНТИ; ВИС, 1996. – 581 с.
5. Банных, О.А. Интерметаллиды – новый класс легких жаропрочных и жаростойких материалов [Текст] / О.А. Банных, К.Б. Поварова // Технология легких сплавов. – 1992. – № 5. – С. 26-32.
6. Металловедение титана и его сплавов [Текст] / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов [и др.]; под ред. С.Г. Глазунова и Б.А. Колачева. – М.: Металлургия, 1992. – 352 с.
7. Бокштейн, Б.С. Диффузия в металлах [Текст] / Б.С. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1978.
8. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей [Текст] / Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов, И.П. Нежурин [и др.]; под ред. Ю.С. Елисеева. – М.: Высш. шк., 2001.
9. Глазунов, С.Г. Конструкционные титановые сплавы [Текст] / С.Г. Глазунов, В.Н. Моисеев. – М.: Металлургия, 1972. – 369 с.
10. Магнелиевые сплавы [Текст] / М.Е. Дриц, Ф.М. Елкин, И.И. Гурьев [и др.]; под ред. М.Е. Дрица. – М.: Металлургия, 1980. – 140 с.
11. Елагин, В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами [Текст] / В.И. Елагин. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
12. Елагин, В.И. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg [Текст] / В.И. Елагин, В.В. Захаров, М.Е. Дриц. – М.: Металлургия, 1982. – 222 с.
13. Ивановский, Г.Ф. Ионно-плазменная разработка материалов [Текст] / Г.Ф. Ивановский, В.И. Петров. – М.: Радио и связь, 1986.
14. Ильин, А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах [Текст] / А.А. Ильин. – М.: Наука, 1994. – 304 с.
15. Ильин, А.А. Сплавы с эффектом запоминания формы: Итоги науки и техники [Текст] / А.А. Ильин. – ВИНТИ, 1991. Т. 25. – С. 3-59.
16. Ионная химико-термическая обработка сплавов [Текст] / Б.Н. Арзамасов, А.Г. Братухин, Ю.С. Елисеев [и др.]. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999.
17. Каблов, Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) [Текст] / Е.Н. Каблов. – М.: МИСИС., 2001. – 632 с.
18. Колачев, Б.А. Физическое металловедение титана [Текст] / Б.А. Колачев. – М.: Металлургия, 1974. – 184 с.

19. Колачев, Б.А. Некоторые закономерности растворимости легирующих элементов в аломинидах титана и никеля [Текст] / Б.А. Колачев, А.А. Ильин // Металловедение, литье и обработка сплавов. – М.: ВИЛС, 1995. С. 69-82.
20. Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадеталей и авиационно-космической техники [Текст] / Б.А. Колачев, Ю.С. Елисеев, А.Г. Братухин [и др.]. – М.: МАИ, 2001. – 412 с.
21. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов [Текст] / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1999. – 416 с.
22. Колачев, Б.А. Титановые сплавы разных стран [Текст] / Б.А. Колачев, И.С. Полькин, В.Д. Талалаев. – М.: ВИЛС, 2000. – 316 с.
23. Магниеые сплавы для производства деформированных полуфабрикатов [Текст]: сб. статей. – М.: ВИЛС, 1987. – 152 с.
24. Масленков, С.Б. Жаропрочные стали и сплавы [Текст] / С.Б. Масленков. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
25. Машиностроение: Энциклопедия. Т. II, III. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы [Текст] / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. – М.: Машиностроение, 2002. – 880 с.
26. Сплавы молибдена [Текст] / М.Н. Моргунова, Б.А. Клыпин, В.А. Бояршинов [и др.]. – М.: Металлургия, 1975. – 392 с.
27. Николаев, А.К. Хромовые бронзы [Текст] / А.К. Николаев, А.И. Новиков, В.М. Розенберг. – М.: Металлургия, 1983. – 177 с.
28. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов [Текст] / И.И. Новиков. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
29. Панайоти, Т.А. Азотирование высокопрочных сталей и сплавов в тлеющем разряде [Текст] / Т.А. Панайоти. – М.: Машиностроение, 1989.
30. Панайоти, Т.А. Ионное азотирование и  $(\alpha + \beta)$ -сплавов титана [Текст] / Т.А. Панайоти, Г.В. Соловьев // Вест. МГТУ. Сер. Машиностроение. – 1994.
31. Папилов, И.И. Бериллий – конструкционный материал [Текст] / И.И. Папилов. – М.: Машиностроение, 1977. – 160 с.
32. Папилов, И.И. Структура и свойства сплавов бериллия [Текст] / И.И. Папилов. – М.: Энергоиздат, 1981. – 368 с.
33. Рохлин, Л.Л. Магниеые сплавы, содержащие редкоземельные элементы [Текст] / Л.Л. Рохлин. – М.: Наука, 1980. – 190 с.
34. Тугоплавкие металлы и сплавы [Текст] / Е.М. Савицкий, Г.С. Бурханов, К.Б. Поварова [и др.]. – М.: Металлургия, 1986. – 352 с.
35. Физические величины [Текст]: справ. / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский [и др.]; под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991.
36. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Ч 1. Дефекты решетки [Текст]: учеб. пособие для вузов / М.А. Штремель. – М.: Металлургия, 1982.
37. Хирт, Дж. Теория дислокаций [Текст] / Дж. Хирт, И. Лоте; пер. с англ.; под ред. Э.М. Надгорного и Ю.А. Осипьяна. – М.: Атомиздат, 1972.
38. Фазовые превращения при облучении [Текст] / пер. с англ.; под ред. Ф.В. Нолфи. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отд. 1989.

Учебное издание

*Глуштенко Станислав Федотович*

**ТЕОРИЯ И РЕЖИМЫ НАГРЕВА И ТЕРМООБРАБОТКИ  
ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ ОМД**

*Учебное пособие*

Редактор Н. С. К у п р я н о в а

Доверстка Т. Е. П о л о в н е в а

Подписано в печать 28.06.12. Формат 60х84 1/16.

Бумага офсетная. Печать офсетная.

Печ. л. 4,75. Тираж 100 экз. Заказ . Арт.С-12/2012.

Самарский государственный  
аэрокосмический университет  
443086 Самара, Московское шоссе, 34

---

Изд-во Самарского государственного  
аэрокосмического университета  
443086 Самара, Московское шоссе, 34





**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ  
БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ  
ВЫСШЕГО ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С.П.КОРОЛЕВА  
(НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ)»**

***С.Ф. ТЛУСТЕНКО***

**ТЕОРИЯ И РЕЖИМЫ НАГРЕВА  
И ТЕРМООБРАБОТКИ  
ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ В ПРОЦЕССАХ  
ОМД**

**САМАРА 2012**