

проф. д-тн инж. Йордан Тодоров Максимов  
доц. д-р инж. Владимир Петров Дунчев  
гл.ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

# МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА

## Част I: Металознание



2024

проф. д-р инж. Йордан Тодоров Максимов  
доц. д-р инж. Владимир Петров Дунчев  
гл.ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

# **МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА**

## **Част I: Металознание**



УНИВЕРСИТЕТСКО ИЗДАТЕЛСТВО

**“ВАСИЛ АПРИЛОВ”**

ГАБРОВО, 2024

Настоящият учебник е първата част (Металознание) от замислената четирилогия под общото заглавие „Металознание и термична обработка“ и излиза от печат след вече публикуваната през 2022 г. втора част „Термична обработка на металите“.

Учебникът е предназначен за студентите от Технически университет Габрово, които изучават дисциплини, отнасящи се до материалознание. Материалът е разработен както следва:

проф. д-р Й. Максимов: глава 1 - §1, глава 2 - §8.1, глава 3 без §17, глава 4 без §27 и глава 5 - §30;

доц. д-р В. Дунчев: глава 1 без §1 и глава 5 без §30;

гл. ас. д-р В. Тодоров: глава 2 без §8.1, глава 3 - §17, глава 4 - §27.

---

© Йордан Тодоров Максимов – автор, 2024

© Владимир Петров Дунчев – автор, 2024

© Владимир Петров Тодоров – автор, 2024

© Университетско издателство „В. Априлов“ – Габрово, 2024

ISBN: 978-954-683-696-0

## СЪДЪРЖАНИЕ

|                                      |   |
|--------------------------------------|---|
| Рецензия от проф. Цанка Дикова ..... | 5 |
|--------------------------------------|---|

### Глава 1. Строеж на металите

|                                                  |    |
|--------------------------------------------------|----|
| §1. Металите като конструкционни материали ..... | 6  |
| §2. Кристален строеж на металите .....           | 10 |
| §3. Кристализация на металите .....              | 23 |
| §4. Алотропия (полиморфизъм) на металите .....   | 31 |
| §5. Изпитване на твърдост .....                  | 36 |

### Глава 2. Сплави – основни сведения

|                                                                                          |    |
|------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| §6. Вътрешен строеж на сплавите .....                                                    | 41 |
| §7. Кристализация на сплавите .....                                                      | 45 |
| §8. Диаграми на състоянието .....                                                        | 57 |
| §9. Двукomпонентни сплави с пълна неразтворимост<br>на компонентите .....                | 62 |
| §10. Двукomпонентни сплави с неограничена<br>разтворимост на компонентите .....          | 64 |
| §11. Двукomпонентни сплави с ограничена разтворимост на<br>компонентите .....            | 68 |
| §12. Сплави, чиито компоненти в твърдо състояние<br>образуват химическо съединение ..... | 74 |
| §13. Връзка между свойствата на сплавите и диаграмите<br>на състоянията .....            | 79 |

### Глава 3. Диаграма на състоянието на желязо-въглеродни сплави

|                                                                                    |     |
|------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| §14. Технически сплави на желязото .....                                           | 81  |
| §15. Диаграма на състоянието желязо-железен карбид ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) ..... | 86  |
| §16. Образуване на структурата на стоманите .....                                  | 91  |
| §17. Образуване на структурата на чугуните .....                                   | 97  |
| §18. Сплави от системата желязо-графит .....                                       | 100 |

### Глава 4. Желязо и сплавите му

|                               |     |
|-------------------------------|-----|
| §19. Чисто желязо .....       | 101 |
| §20. Въглеродни стомани ..... | 102 |

|                                                                                          |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| §21. Влияние на химичния състав върху свойствата<br>на въглеродните стомани .....        | 103 |
| §22. Легирани стомани .....                                                              | 105 |
| §23. Влияние на легиращите елементи върху структурата<br>и свойствата на стоманата ..... | 106 |
| §24. Легирани конструкционни стомани .....                                               | 110 |
| §25. Легирани инструментални стомани .....                                               | 113 |
| §26. Легирани стомани с особени свойства .....                                           | 113 |
| §27. Класификация, структура и свойства на чугуните .....                                | 121 |

## **Глава 5. Цветни метали и сплави**

|                                                |     |
|------------------------------------------------|-----|
| §28. Мед и сплави на медна основа .....        | 152 |
| §29. Месинги .....                             | 153 |
| §30. Бронзи .....                              | 158 |
| §31. Алюминий и сплавите му .....              | 165 |
| §32. Магнезий и сплавите му .....              | 174 |
| §33. Титан и сплавите му .....                 | 175 |
| §34. Никел и сплавите му .....                 | 179 |
| §35. Кобалт и сплавите му .....                | 184 |
| §36. Цинк и сплавите му .....                  | 186 |
| §37. Олово, калай, оловно-калаени сплави ..... | 186 |
| §38. Волфрам и сплавите му .....               | 192 |
| Приложение: означения на стомани.....          | 196 |
| Литература.....                                | 199 |

**РЕЦЕНЗИЯ**  
**на учебник**  
**„Металознание и термична обработка.**  
**Част I: Металознание“**

Настоящият учебник „Металознание и термична обработка. Част I: Металознание“ представлява първа част от четирилогията „Металознание и термична обработка“. Той е написан от авторски колектив от Технически Университет Габрово под ръководството на проф. д-тн инж. Йордан Максимов и предназначен основно за обучение на студентите в техническите специалности.

Учебникът се състои от пет глави, в които е разгледан строежът на материалите (глава 1), дадени са основни сведения за сплавите (глава 2), подробно са обяснени диаграмите на състояние на желязо-въглеродните сплави (глава 3), а след това е отделено добавящо внимание на желязото и неговите сплави (глава 4) и на цветните метали и сплави (глава 5).

Учебникът е много добре структуриран и е съобразен със знанията, с които настоящите студенти влизат в техническите университети. Информацията в него започва с основни дефиниции и устройство на атома, която се надгражда с постановки от общата част на металознанието – кристализация и строеж на метали и сплави, диаграми на състояния, за да се стигне до диаграмата на състоянието на желязо-въглеродните сплави и формирането на структурата на стоманите и чугуните. На тази основа в следващата глава подробно са разгледани различните видове стомани – въглеродни, легирани, инструментални и др., представена е класификация и са дискутирани структурата и свойствата на чугуните. В последната глава са дадени сведения за най-широко използваните в производството метали и сплави на основата на мед (месинги и бронзи), алуминий, магнезий, титан, никел, кобалт, цинк, олово и волфрам.

Всички теми са илюстрирани с подходящо подобрени и отлично изработени графики, схеми, снимки и таблици. Освен снимковия материал, онагледяващ отделните фази и структури на различните видове стомани и чугуни, в табличен вид е представена много информация за механичните характеристики на чугуните и влиянието на термичната обработка върху тях. Много висока оценка заслужава приложената сравнителна таблица с означенията на най-често използваните в промишлеността стомани по 6 стандарта – БДС и ГОСТ, немските Werkstoff и DIN, американските AISI/SAE и японския JIS.

На основата на направения анализ убедено мога да кажа, че учебникът „Металознание и термична обработка. Част I: Металознание“ притежава всички достойнства и напълно отговаря на изискванията за учебна литература по дадената дисциплина. С обширната си информационна част той може да се използва не само от студентите при разработване на проекти и дипломни работи, но и от инженерите в производствените предприятия при решаване на конструктивно-технологични задачи.

29.01.2024 г.  
Варна

Рецензент: проф. д-н инж. Цанка Дикова  
Факултет по Дентална медицина  
Медицински университет  
„Проф. д-р П. Стоянов“ – Варна

# ГЛАВА 1. СТРОЕЖ НА МЕТАЛИТЕ

## §1. Металите като конструкционни материали

### 1. Общи сведения

Основният дял от всички конструкционни материали в машиностроенето заемат металите. От всички открити досега (в това число и изкуствено създадени) 118 химични елементи, около три четвърти са метали.

Металите са химични елементи със следните характерни свойства: специфичен блясък, непрозрачност, пластичност, висока топло- и електропроводимост. При стайна температура всички метали (с изключение на живака) са твърди кристални тела, чиито атоми са разположени в определен ред, с определена геометрична закономерност.

Като чисти метали или като основа (субстрат) на сплави в практиката се използват само пластичните метали. Използването на металите зависи и от степента на тяхното разпространение в природата и дали са достатъчно евтини от гледна точка на широка употреба. Някои метали намират приложение в промишлеността в чист вид: мед (*Cu*), алуминий (*Al*), тантал (*Ta*), ниобий (*Nb*), цирконий (*Zr*) и др. Обикновено физико-механичните свойства на чистите метали не удовлетворяват всички изисквания, които се предявяват към тях като конструкционни материали. По тази причина металните сплави са получили голямо приложение в промишлеността. Сплавите имат кристален строеж и метални свойства. Съдържат два и повече елемента, единият от които може да бъде неметал. Например, стоманата е сплав на желязо (*Fe*) и въглерод (*C*), бронзът е сплав на мед и алуминий, месингът е сплав на мед и цинк (*Zn*). Елементите на сплавта се наричат компоненти. Сплавите биват дву-, три- и много-компонентни. По-нататък в текста, металите и сплавите им ще бъдат наричани за краткост метали, като при необходимост ще се прави разграничение.

Металите се делят на черни и цветни. Към черните метали се отнасят желязото и сплавите му: стомана, чугун и феросплави. „Феро” произлиза от латинското наименование на желязото – *ferrum*. В световен мащаб, черните метали заемат около 90% от общото количество произведени ме-

тали. Черните метали са основен конструкционен материал в машиностроенето и един от най-важните в строителството. Цветните метали и сплави се използват по-рядко от черните по две основни причини: по-ниски механични характеристики и по-сложен технологичен процес на получаване. От друга страна, цветните метали имат редица ценни физико-химични свойства, което ги прави незаменим материал във всички сфери на човешкия живот. Широко приложение намират: мед, алуминий, цинк, тантал, ниобий, цирконий, магнезий (*Mg*), манган (*Mn*), олово (*Pb*), титан (*Ti*), калай (*Sn*), хром (*Cr*), никел (*Ni*), молибден (*Mo*), кобалт (*Co*), ванадий (*V*), волфрам (*W*); полупроводниците церий (*Ce*), селен (*Se*), телур (*Te*) и др.

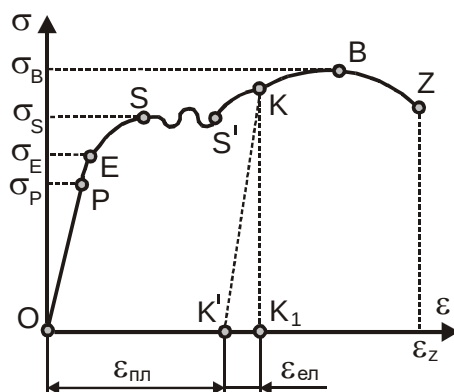
## 2. Основни свойства на металите

Според конкретното им предназначение, металите трябва да удовлетворяват съответните изисквания. Конструирането на механизми, машини, апарати, съоръжения и конструкции е невъзможно, ако не се познават свойствата на използваните метали при конкретните експлоатационни условия. Металите имат механични, физични, химични и технологични свойства.

Най-важните *механични* свойства на материалите са:

- *Якост* – да се съпротивляват срещу разрушаване под действие на външни сили.
- *Жилавост* – да поглъщат значително количество механична енергия в необратима форма при значителни пластични (необратими) деформации.
- *Пластичност* – да се разрушават след големи пластични деформации.
- *Крежкост* – да се разрушават след незабележими пластични деформации.
- *Провлачване* – да се деформират пластично над границата на еластичността при постоянни или малко променящи се напрежения.
- *Пълзене* – да се деформират пластично, бавно и непрекъснато, при постоянни напрежения.
- *Твърдост* – да се съпротивляват срещу проникване в тях на друго тяло.

Величините, които характеризират механичните свойства на материалите, се наричат *механични характеристики*. Те се определят експериментално, най-често чрез едномерен тест на чист опън. За целта се използват опитни образци с кръгло напречно сечение, наречени епруветки. Удебелените краища на епруветките се захващат по подходящ начин от изпитвателната машина. За измерване на удължението на работната част на епруветката се използват тензометри.



Фигура 1.1. Диаграма напрежение – деформация за определяне на механични характеристики

На фиг. 1.1 е показана диаграмата напрежение – деформация ( $\sigma - \varepsilon$ ), получена от едномерен опън на ниско-въглеродна конструкционна стомана. Основните механични характеристики, които могат да се определят от тази диаграма, са:

- *Граница на пропорционалност*  $\sigma_P$  – най-голямото напрежение, до което зависимостта напрежение – деформация е линейна.
- *Граница на еластичност*  $\sigma_E$  – най-голямото напрежение, до което остатъчната деформация е по-малка от 0.003%. За стоманите се приема, че  $\sigma_P = \sigma_E$ .
- *Граница на провлачване*  $\sigma_S$  – напрежението, при което деформацията започва видимо да расте при почти постоянен външен товар.
- *Якост на опън*  $\sigma_B$  – отношението на максималната сила, която епруветката може да издържи, и първоначалната площ на напречното сечение. Важно е да се отбележи, че  $\sigma_B$  не е напрежението, при което епруветката се разрушава. Разрушаващото напрежение е отношение на максималната опънова сила и площта на най-малкото напречно сечение на епруветката, в което се извършва разрушаването.

Областта  $SB$  се нарича област на уякчаване. В стадия на уякчаване на метала, в епруветката се очертава мястото на скъсване. Наблюдава се изтъняване и се образува т.нар. шийка.

На фиг. 1.1 е показан вида на зависимостта  $\sigma - \varepsilon$  при разтоварване, след достигане на т.  $K$ : линията  $KK'$ . При повторно натоварване графиката  $\sigma - \varepsilon$  е линията  $K'KBZ$ , т. е. границата на пропорционалност се повишава значително. *Предварителното пластично деформиране на метала на даден конструкционен елемент с цел подобряване на еластичното му поведение, се нарича наклеп и се използва широко в практиката.*

Диаграмата  $\sigma - \varepsilon$  дава възможност да се определи *модулът на линейните деформации* ( $E = \frac{\sigma_P}{\varepsilon_P}$ ), който е основна физико-механична характеристика на метала.

*Физичните* свойства на металите са цвят, плътност, температура на топене, топлопроводност, топлинно разширение, електропроводимост, способност за намагнитване и др. Тези свойства имат голямо практическо значение за изборът на подходящ метал за съответното приложение. Например за електропроводници се използват метали с ниско електрическо съпротивление. Металите, от които се изработват режещи инструменти, трябва да бъдат с висока якост и твърдост. За нуждите на аероиндустрията се използват метали с висока якост и ниска плътност и т.н.

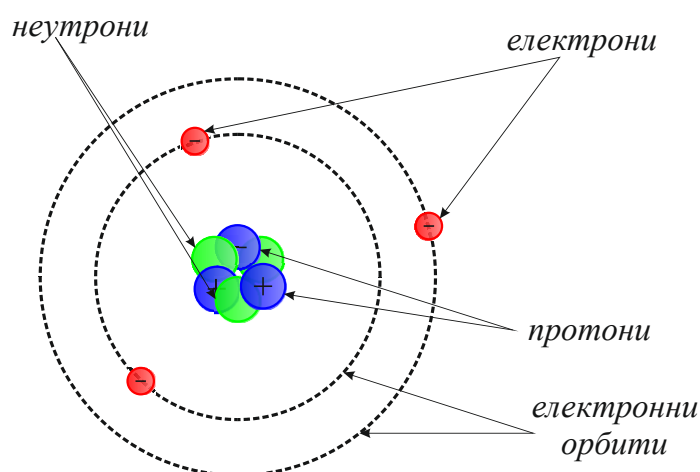
*Химичните* свойства на металите дефинират поведението им в химически активни (агресивни) среди. Под действие на кислорода от въздуха и влагата металите кородират: стоманата и чугунa ръждясват (разрушаване на повърхностните и подповърхностни слоеве), медта се покрива с патина, оловото потъмнява. Киселини, основи и соли също причиняват корозия. Тя води до увреждане, а понякога и до унищожаване на готови изделия. Световната икономика ежегодно понася загубата на огромни количества метал, следствие корозия. Затова технологичните методи за защита на металите от корозия чрез създаване на подходящи покрития и модифициране на повърхностните им слоеве, както и създаването на корозионно-устойчиви метали е от първостепенно значение. Познаването на химичните свойства на металите позволява правилен избор на металите за изработване на изделия, работещи в агресивни среди: пара, прясна и морска вода, високи температури, киселини, основи, соли и др.

*Технологичните* свойства на металите характеризират податливостта им на различни видове обработки. Такива свойства са заваряемост, ковкост (деформируемост), обработваемост чрез рязане, прокаляемост, тънколивкост и др.

## **§2. Кристален строеж на металите**

### **1. Строеж на веществото**

Всички вещества са изградени от различни химични елементи, които образуват връзки помежду си. Всеки химичен елемент е изграден от ядро и електронна обвивка (*фиг. 2.1*). Ядрото от своя страна съдържа протони (положително заредени частици) и неутрони, които нямат електрически заряд. В електронната обвивка се намират електроните, които са отрицателно заредени частици. *Електронът е най-леката субатомна частица с маса  $9,11 \times 10^{-31} \text{ kg}$* . Масата на протоните и неутроните е над 1800 пъти по-голямата от тази на електроните.



*Фиг. 2.1 Строеж на ядрото*

### **2. Електронен строеж на атомите**

#### **2.1. Атомно ядро**

Неутроните и протоните в атома образуват компактно атомно ядро, в което е съсредоточена 99% от масата на атома. Атомите на един химичен елемент винаги имат определен брой протони, съответстващ на атомния му номер. Броят на неутроните, за разлика от този на протоните, може да варира, като различният им брой определя изотопа на елемента

(например водорода (H) има три изотопа: протий -  ${}^1_1\text{H}$ , деутроний -  ${}^2_1\text{H}$  и тритий -  ${}^3_1\text{H}$ ).

За всеки химичен елемент (в случая водород) долу в ляво се записва номерът на химичния елемент в Менделеевата таблица (респективно броя на протоните), а горе в ляво масовото число на конкретния изотоп на химичния елемент, т.е. сумата на протоните и неутроните.

С нарастването на атомния номер на химичните елементи нараства взаимното отблъскване на протоните, което рефлектира в необходимост от по-голям брой неутрони, за да се стабилизира ядрото.

## ***2.2. Атоми и йони***

Атомите нямат електричен заряд, когато съдържат еднакъв брой протони и електрони. *Атоми, които имат недостиг или излишък на електрони, се наричат йони.* Електроните, които са най-отдалечени от ядрото, могат да преминават към други близко разположени атоми или да се споделят между повече от един атом. По този начин атомите могат да се свързват в молекули и други химични съединения, като например кристали.

## ***2.3. Електронна обвивка***

Електроните в атома се привличат към протоните в ядрото от електромагнитна сила. Тя поддържа електроните в електростатична потенциална яма около ядрото, поради което за тяхното отделяне от него е необходим външен източник на енергия. Колкото по-близо до ядрото е разположен електронът, толкова по-голяма е привличащата го сила, а оттам и енергията, необходима за отделянето му.

Електроните едновременно притежават свойства и на частица, и на вълна. Електронният облак е област от потенциалната яма, в която всеки електрон образува своеобразна триизмерна стояща вълна. Това поведение се определя от атомната орбитала – математична функция, характеризираща вероятността електронът да се окаже на дадено ниво. Всяка атомна орбитала съответства на определено енергийно ниво на електрона. Електронът може да премине към по-високо енергийно ниво, поглъщайки фотон с достатъчна енергия, за да го премести в ново квантово състояние. По подобен начин, при спонтанно излъчване на фотон, електронът може да се премести на по-ниско енергийно ниво. Тези

специфични енергийни стойности, съответстващи на енергиите на квантовите състояния, са причината за атомните спектрални линии.

Електронните орбити, по които електроните кръжат, са строго определени. Орбитите на електроните се означават с главните латински букви K, L, M, N, O, P, ... или с поредния им номер – 1, 2, 3, 4, 5,..., а радиусите им са в съответствие с  $r_1:r_2:r_3 \dots = 1^2:2^2:3^2$ , където  $r_1 = 0,53 \text{ \AA}$ . Очевидно, електроните се движат в определени нива (обвивки), като разстоянието между тях расте с отдалечаване от ядрото. Максималният брой на електроните е равен на  $2n^2$ , където  $n$  е поредният номер на слоя. В първия слой (K) могат да бъдат най-много  $2 \times 1^2 = 2$  електрона, във втория слой (L)  $2 \times 2^2 = 8$  електрона, в третия (M)  $2 \times 3^2 = 18$ , в четвъртия (N)  $2 \times 4^2 = 32$ .

Електроните от всяко ниво могат да бъдат разделени на подгрупи с различно енергийно ниво. Подгрупите се означават със следните малки латински букви s, p, d, f. Броят на електроните от всяка подгрупа може да бъде максимално равен на  $2(2n + 1)$ , където  $n$  е поредният номер на подгрупата.

В подгрупа s могат да бъдат най-много  $2(2 \times 0 + 1) = 2$  електрона;

В подгрупа p могат да бъдат най-много  $2(2 \times 1 + 1) = 6$  електрона;

В подгрупа d могат да бъдат най-много  $2(2 \times 2 + 1) = 10$  електрона;

В подгрупа f могат да бъдат най-много  $2(2 \times 3 + 1) = 14$  електрона;

Разпределението на електроните в атома може да се изрази и чрез формула. Например електронният строеж на желязната атом се описва по следния начин:  $1s^2 2s^2 p^6 3s^2 p^6 d^6 4s^2$ . Формулата показва, че електроните са разпределени върху четири орбити, като първите две са запълнени, третата (M) е запълнена с 14 електрона, а четвъртата (N) съдържа само два електрона от подгрупата s.

Ако се проследи всеки период от Менделеевата таблица, се забелязва повторимост в изменението на електронния строеж на атомите. Тази повторимост рефлектира в свойствата на елементите. Намиращите се в близост елементи от един период притежават относително близки свойства, докато отдалечените един от друг показват разлика в свойствата си. Следователно, елементите от дадена група в Менделеевата таблица имат сходни свойства поради сходството в електронния им строеж.

За металите е характерно, че техните атоми притежават малък брой електрони в най-външната си обвивка. Тези електрони са слабо свързани с ядрото и се отделят лесно от атома. Най-характерните свойства на металите: висока електропроводимост и топлопроводимост, пластичност, метален блясък и др., се дължат на малкия електронен потенциал (необходимата енергия за откъсване на един валентен електрон от атома). Валентните електрони осъществяват връзката между положително заредените йони в металния кристал.

### **3. Междуатомни връзки на металите**

Твърдите тела притежават способността да се съпротивляват на външни сили, които се стремят да ги деформират. Между градивните им частици (атоми или молекули) съществуват по-здрави или по-слаби връзки.

#### ***3.1. Йонна връзка***

*Връзката между положителен и отрицателен йон под действие на сили на привличане, се нарича йонна (хетерополярна). Съединенията, получени на базата на тези връзки, се наричат йонни, а кристалите – хетерополярни. Най-често такива съединения се образуват между неметали или между алкални метали и неметали. Класически пример за йонна връзка е съединението натриев хлорид (сол)  $\text{NaCl}$ . Друг пример за съединение с йонна връзка е железният оксид –  $\text{FeO}$ .*

Особеностите на йонната връзка се изразяват в следното:

- ♦ Енергията на йонната връзка е висока, поради което йонните съединения имат висока температура на топене и изпарение, голям модул на еластичност и нисък коефициент на свиване и линейно разширение;
- ♦ Изменението на температурата води до изменение в по-голяма степен на радиуса на неметалния атом, поради което може да се промени типът на кристалната решетка, т.е. йонните съединения проявяват полиморфизъм;
- ♦ Запълването на енергийните зони чрез преразпределяне на валентните електрони обуславя полупроводниковите и диелектрични свойства на йонните кристали.

### **3.2. Ковалентна връзка**

*За разлика от йонната, ковалентната връзка се характеризира с взаимодействие на неутрални атоми, които образуват молекула или кристал. Тази връзка се поражда от взаимодействието на външните валентни електрони, които образуват ковалентни двойки. За ковалентните кристали, атомите, свързани с ковалентна връзка, заемат възлите на решетката. Този тип връзка е много здрава и устойчива.*

Ковалентната връзка има следните по-характерни особености:

- ◆ Ковалентните кристали са некомпактни, с малко координатно число. Например, здравият и твърд диамант е с координатно число 4;
- ◆ Малката плътност на ковалентните кристали и ориентацията на междоатомните им връзки определят високата им якост и ниската им пластичност;
- ◆ Голямата енергия на ковалентната връзка определя високата температура на топене и изпарение на ковалентните кристали;
- ◆ Взаимното запълване на валентните зони обуславя полупроводниковите и диелектрични свойства на ковалентните кристали. Кристали с нарушена ковалентна връзка (например графит), проявяват известна електропроводимост и са с понижена якост;
- ◆ При нагряване ковалентните кристали имат отрицателен температурен коефициент на електросъпротивление.

Ковалентни кристали могат да се получат между еднородни и разнородни елементи. Металите образуват ковалентни кристали на някои типични съединения с ковалентна връзка.

### **3.3. Ван-дер-Ваалсова връзка**

*Междинни връзки, които са обусловени от взаимодействието на вътрешни атомни или молекулярни диполи, при което не се получава припокриване на електронните слоеве, се наричат Ван-дер-Ваалсови. Тези връзки са слаби и се срещат още под името вътрешни, слаби, молекулярни, хетерополярни. Атомните и молекулярните диполи могат да се получат по два начина:*

- в резултат на дисперсионни ефекти, т.е. следствие от статистическа нееднородност на електронната плътност в атомите и молекулите;
- при асиметрични (поляризирани) молекули.

Ван-дер-Ваалсовите сили нямат насочен характер, поради което всеки атом се стреми да увеличи броя на своите най-близки съседи в кристалната решетка. Поради това кристалите, образувани на основата на този вид връзка, са плътно опаковани. Енергията на Ван-дер-Ваалсовата връзка е ниска, поради което точките на топене и изпарение са твърде ниски. Много от елементите, взаимодействащи чрез този вид връзка, при нормални условия са в газообразно състояние. Молекуларните кристали са диелектрици и имат голям температурен коефициент на линейно разширение.

### **3.4. Метална връзка**

*Металната връзка се образува от взаимодействието на атоми, които отдават валентните си електрони. Следствие от това те се йонизират положително и припокриват валентните си енергетични зони, образувайки обща зона със свободни поднива. Това дава възможност за свободно преминаване на валентните електрони в общата зона. За разлика от ковалентната връзка, при която свободните електрони обслужват само два атома, в металната връзка електроните обслужват по-голям брой атоми (цялата кристална решетка).* Поради това металната връзка е нелокализирана и неориентирана, следствие на което металните кристали са плътно опаковани.

Металите в твърдо или течно състояние могат да се разглеждат като система от положителни йони, потопени в среда от електрони. Тази електронна среда е образувана от валентните електрони, отдадени от отделните атоми, като електроните в нея се преместват свободно в обема на метала. В металната връзка електроните не са свързани с точно определени атоми. По този начин образуват т.н. електронен газ, плътността на който зависи от валентността на конкретния метал и междуатомното му разстояние. Свободните електрони в металната връзка, намиращи се във всеки един момент от времето между металните йони, свързват последните, като уравновесяват силите на отблъскване между тях. Междуатомната връзка става по-силна с намаляване на междуйонните разстояния и с увеличаване на плътността на електронния газ.

В сравнение с ковалентната връзка, енергията на металната връзка е по-малка, поради което металните кристали имат по-ниска температура

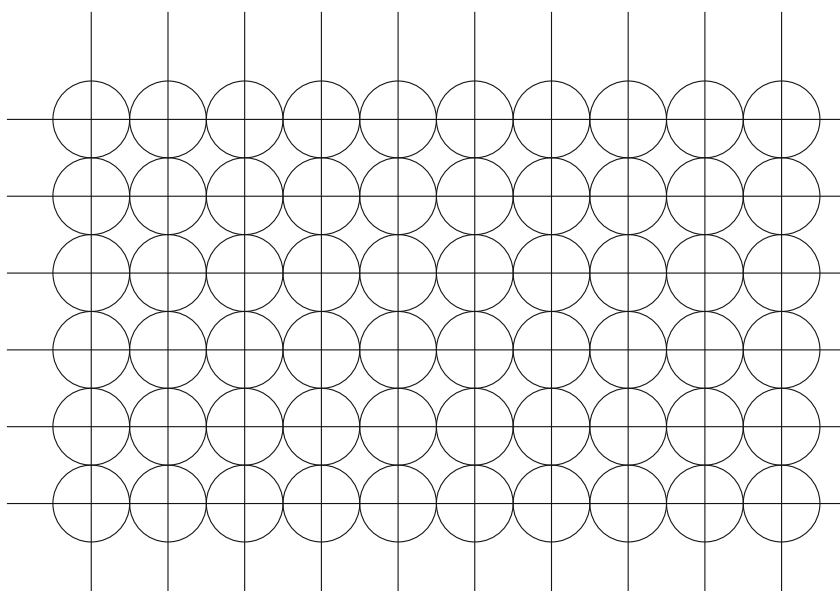
на топене и изпарение, по-малък модул на еластичност, по-висок температурен коефициент на линейно разширение.

Йонната, ковалентната и металната атомни връзки имат близки по стойност енергии при междуатомни разстояния от един порядък. За много съединения се наблюдават междинни (промеждутъчни) връзки. Най-типични в това отношение са полупроводниците. Атомната връзка в тях не се отнася строго към някоя от изброените по-горе връзки. Тя може да носи признаците на ковалентна, метална, йонна или едновременно на няколко от тях.

#### 4. Кристални решетки

При температури, по-ниски от точката на топене, металите притежават кристален строеж. Характерно за кристалите е строго закономерно подреждане на изграждащите ги атоми. Металните атоми, разгледани като сфери, изпълват пространството на кристала, като се подреждат по определени начини за различните метали.

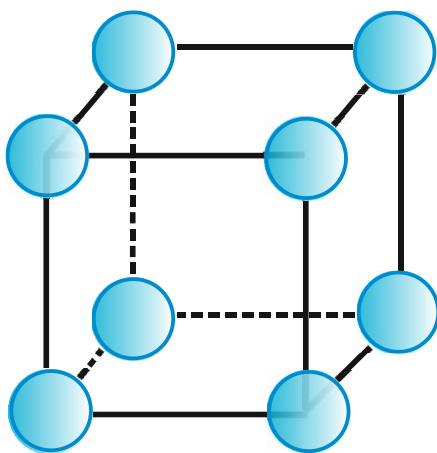
Атомите на един кристал са подредени така, че ако мислено се прекарат линии през техните центрове в една определена кристалографска равнина, линиите ще се пресичат под прав ъгъл и ще лежат на еднакви разстояния една от друга, т.е. ще образуват квадратчета (фиг. 2.2).



фиг. 2.2 Идеализирана подредба на кристална решетка в равнина

Върховете на четири съседни квадратчета лежат в центъра на тежестта на един атом. Ако върху показаната на *фиг. 2.2* кристална плоскост се наредят една върху друга голям брой плоскости, атомите ще изпълват пространството, така че да образуват една пространствена кристална решетка. Характерно за тази пространствена решетка е, че правите, мислено прекарани през центъра на тежестта на атомите, образуват кубове. Такъв елементарен куб е показан на *фиг. 2.3*. Такъв вид решетка е кубична.

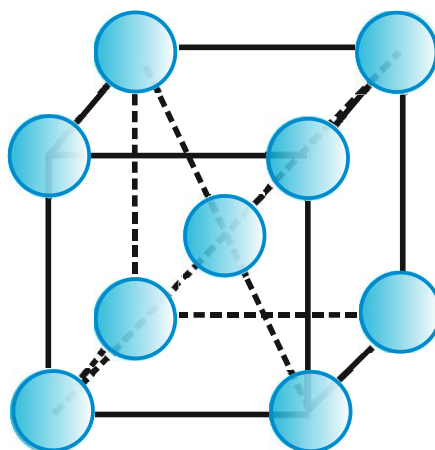
Независимо от външната форма на кристала, неговата пространствена решетка се означава като кубична, тъй като елементарната клетка е куб. В съответствие с *фиг. 2.3*, върховете на осем елементарни кубчета лежат в центъра на тежестта на един атом, респ. този атом е общ за осем кубчета. *Следователно, към една елементарна клетка в случая принадлежи само един атом ( $8/8 = 1$ ), т.е. броят на атомите в един кристал, притежаващ проста кубична решетка, е равен на броя на елементарните клетки.*



*фиг. 2.3 Проста кубична решетка*

В металите атомите се стремят да се приближат повече един към друг, да се „уплътнят“ по-добре в пространството. Простата кубична решетка не е достатъчно плътна. Поради това при металите атомите образуват друг вид по-плътни решетки. Най-често срещаните са:

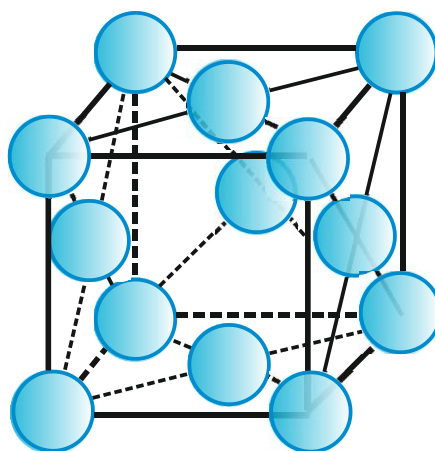
- ♦ Пространствено (обемно) центрирана кубична решетка;
- ♦ Равнинно (стенно) центрирана кубична решетка;
- ♦ Хексагонална плътно опакована решетка.



фиг. 2.4 Пространствено центрирана кубична кристална решетка

Видът на кристалната решетка се определя от елементарната клетка. На *фиг. 2.4* е показано разположението на атомите в елементарната клетка с обемно центрирана кристална (ОЦК) решетка. По върховете на клетката са разположени осем атома, а един се намира в центъра на тежестта на клетката. Следователно, към елементарната клетка на ОЦК принадлежат  $8/8 + 1 = 2$  атома. ОЦК решетка може да се разглежда и като две прости кубични решетки, проникнали една в друга.

На *фиг. 2.5* е показано разположението на атомите в кристал с равнинно центрирана кубична решетка. Атомите заемат върховете и средите на елементарната клетка. Следователно, към елементарната клетка на равнинно центрираната кубична решетка принадлежат  $8/8 + 6/2 = 4$  атома.



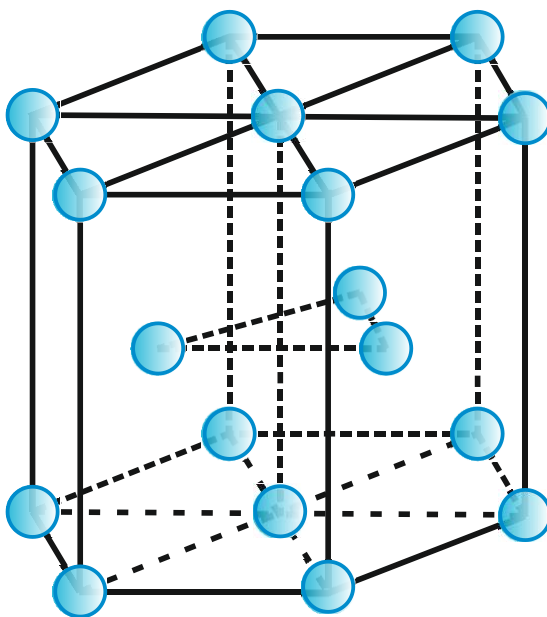
фиг. 2.5 Равнинно центрирана кубична кристална решетка

На *фиг. 2.6* е показано разположението на атомите при хексагонална плътно опакована решетка. *Към една клетка от хексагоналната плътно опакована решетка принадлежат  $12/6 + 2/2 + 3 = 6$  атома.*

Освен описаните най-често срещани се кристални решетки, при металите се наблюдават и други видове решетки: тетрагонална с елементарна клетка, представляваща тетрагонална призма, ромбоекдрична с елементарен ромбоекдр.

Атомите най-плътно изпълват пространството в стенноцентрираната кубична и хексагоналната плътно опакована решетки. Ако си представим атомите като еднакви, допиращи се сфери, при тези кристални решетки атомите изпълват 74% от пространството, докато при ОЦК решетка само 68%.

Разстоянията между центровете на атомите се наричат параметри на решетката или решетъчни константи. Кубичната решетка напълно се определя от един параметър – дължината на ръба на елементарния куб – „а“, докато определящите параметри на хексагоналната решетка са два – „а“ и „с“, съответно дължина на ръба на основата и височина. За плътно опакованата решетка съотношението между двата параметъра е  $c/a = 1,633$ . При друго съотношение хексагоналната решетка е неплътно опакована.



*фиг. 2.6 Хексагонална плътноопакована кристална решетка*

Свойствата на метала и устойчивостта на решетката зависят от връзката между атомите, която се определя от броя на атомите, намиращи се в най-голяма близост един от друг. *Броят на връзките, осъществените за най-малки междуатомни разстояния, се нарича координатно число.*

Видовете кристални решетки могат да се означат с буква и цифра, които определят типа на решетката и координатното число: проста кубична решетка –  $K6$ ; равнинно центрирана кубична решетка -  $K12$ ; пространствено центрирана кубична решетка –  $K8$ ; плътно опакована хексагонална решетка –  $X12$ ; хексагонална решетка (неплътно опакована) –  $X6$ .

## **5. Реален строеж на металните кристали**

Решетката на реалния кристал съвсем не представлява идеална конструкция, съставена от правилно подредени един спрямо друг атоми. Напротив, в решетката на реалния кристал обикновено се срещат дефекти в разположението на отделните атоми и кристалографски плоскости. Такъв дефект е например присъствието на чужд атом с по-голям или по-малък диаметър, който влияе върху кристалната решетка не само чрез своя обем, но и чрез локално изменение на концентрацията на свободните електрони.

Отделните атоми в кристала вибрират около определени положения. В някои места обаче се получават флуктуации, в резултат на което енергията на атомите нараства толкова, че те се откъсват от своето атомно обкръжение, като там оставят „вакантно“ място и започват да „блуждаят“ в решетката, докато намерят друго вакантно място. В празните места от решетката се получават деформации, като с повишаване на температурата броят на дислоцираните атоми расте, в следствие на което расте и броят на нарушенията в решетката, дължащи се на образуваните нови „ваканции“.

Друг вид нарушение на правилността на решетката представлява т.н. „мозаична“ структура. При нарастване на даден кристал в металната стопилка, върху неговите стени се наслагват кристални зародиши, които

имат различна ориентация. Именно по този начин се получава мозаичната структура. За да се редуцират дефектите от този вид, е необходимо по-бавно да нараства даден кристал под точката на топене при възможност без преохлаждане.

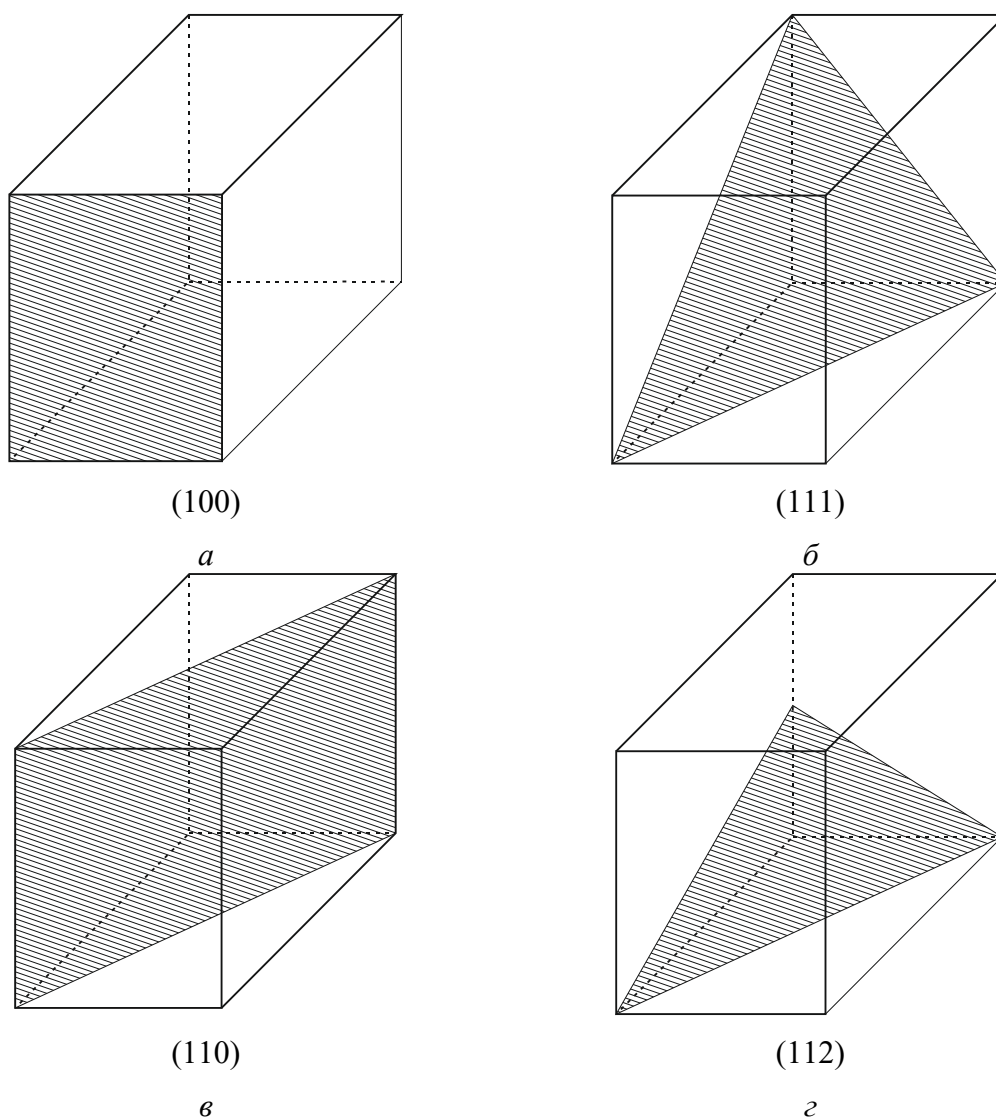
По време на кристализационния процес в стопилката кристалите най-напред започват да растат като разклоняващи се вейки. При среща на две вейки се получават изкривявания и неправилност в различни части на кристалната решетка. Този род структура се нарича „наследствена структура“. Най-големи нарушения в правилното подреждане на атомите се получава на границите между отделните кристали.

При растежа на кристалите се образуват също т.н. „дислокации“ – места, където един атомен ред от една кристалографска плоскост попада между два атомни реда на съседната кристалографска плоскост. Това води до изменения на параметрите на решетката, а оттам – до вътрешни напрежения.

Всички дефекти в реалният строеж на кристалната решетка водят до намаляване на механичните му свойства.

## **6. Кристалографски равнини и посоки (плоскости)**

Кристалографските плоскости в даден кристал са от особено значение за определяне на конкретна закономерност в дадено направление. Затова са приети индекси, които определят положението на плоскостта чрез отсечки, които тя отрязва от координатните оси (спрямо прието координатно начало). На *фиг. 2.7.а-г* са показани различни кристалографски плоскости, които са означени по следния начин: заштрихованата плоскост отрязва от координатните оси отсечки (равни или пропорционални на дължината на ръбовете на елементарната клетка, чиято дължина е приета за единица). *Кристалографските равнини се означават с реципрочните стойности на дължините на тези отрязъци, като стойностите се поставят в малки скоби, започвайки от оста x.*



Фиг. 2.7 Кристалографски плоскостни в кубична кристална решетка

Както се вижда, за определянето на дадена плоскост не се използват абсолютни величини, а техни съотношения. В противен случай равнината (112) (виж фиг. 2.7г) би трябвало да се означава като  $(\frac{1}{2} \frac{1}{2} 1)$ .

Кристалографските посоки се определят чрез индексите на перпендикулярните им равнини, поставени в средни скоби, например [111].

## 7. Анизотропия на кристалите

Съществуват две групи състояния на материята – изотропно и анизотропно.

*Изотропното (газообразно) се характеризира с безпорядък във взаимното разположение на атомите (молекулите) в пространството. Течното и аморфното се характеризират с относителен безпо-*

рядък във взаимното разположение на градивните частици в пространството, като механичните, физическите и други свойства на телата са еднакви във всички направления.

*Анизотропното (кристално) се характеризира със закономерност във взаимното разположение на атомите в пространството, следствие на което свойствата на телата са различни в различни направления. Например, якостта на опън на медния монокристал варира в зависимост от направлението спрямо геометричните оси в границите от  $146 \div 350$  МПа. Удължението му  $\Delta l$  варира в границите от  $10 \div 55\%$ . Ако в поликристалния метал всички кристали са еднакво ориентирани, също щяха да се наблюдават анизотропни свойства.*

Известно е обаче, че нормално отгрята поликристална мед има якост на опън във всички направления от порядъка на  $R_m = 200 \div 220$  МПа и удължение от порядъка на  $45 \div 50\%$ . *Поликристалният метал, изграден от различно ориентирани анизотропни кристали, е квазиизотропен, т.е. има еднакви свойства във всички направления.*

### **§3. Кристализация на металите**

#### **1. Механизъм на кристализационния процес**

##### ***1.1. Агрегатни състояния***

Металите, като част от материята, съществуват в три агрегатни състояния: газообразно, течно и твърдо.

Газообразното състояние на металите се характеризира с хаотично движение на атомите в пространството. Течното състояние на материята се определя като състояние, което е свързано с определен обем, но не и с определена форма. Това определение важи напълно за течните метали (металните стопилки). Твърдото състояние се характеризира преди всичко с устойчивост както на обема, така и на формата. Твърдото тяло притежава еластичност – възможност на възстановяване на формата след отстраняване на външни товари до определена граница. Друго свойство, което притежават твърдите тела е „твърдостта“ (способността на едно тяло да се съпротивлява срещу проникване на чуждо тяло). Това определение за твърдото състояние важи напълно за металите.

При стайна температура, с изключение на живака, металите са твърди тела. Те имат кристален строеж, притежават свойството твърдост,

еластични са до определена граница на натоварване и претърпяват невъзвратими (пластични) деформации след превишаване на тази граница.

Металите, както другите вещества, могат да съществуват и в трите агрегатни състояния. За машиностроенето от значение са свойствата на металите при работна температура, т.е. в твърдо състояние. Интерес представлява и течното състояние, тъй като именно в стопилката се зараждат и нарастват при определени условия кристалите – започва и протича структурообразуването, а структурата определя свойствата на металите.

### ***1.2. Строеж и свойства на стопилката***

При постоянно налягане течното състояние е устойчиво в определен, характерен за всички метали температурен интервал. За желязото например този интервал е  $1539 \div 2740$  °C. Над горната граница е устойчиво газообразното състояние, а под долната граница твърдото състояние, т.е. точките на топене и на изпарение са константни величини за всеки метал.

Твърдото и течното състояние се характеризират с постоянство на обема. От това може да се направи изводът, че в твърдите тела и в течностите частиците плътно изпълват пространството, независимо от външното налягане. Атомите също така плътно изпълват пространството в металната стопилка. Установено е, че при малки обеми и температура, близка до точката на замръзване, атомите заемат взаимно разположение, каквото имат в кристала. При висока температура подвижността им е по-голяма, но механизма на преместването на един атом в течността е същият както при твърдото тяло.

С повишаване на температурата на стопилката се увеличава свободата на движение и се намалява степента на подреденост на частиците. Въпреки това в стопилката няма пълна свобода на движение и пълна неподреденост и липса на връзки, както при газообразното състояние.

### ***1.3. Кристализационен процес***

*В природата могат да протекат без принуда само превръщания, при които се получава ново състояние, притежаващо по-малка*

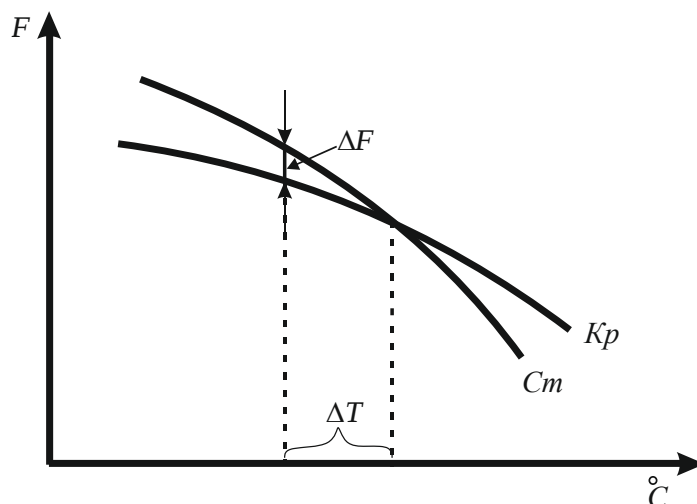
свободна енергия от изходното състояние. Следователно, превръщането винаги протича по направление на това състояние, което е по-стабилно при конкретните условия.

Свободната енергия  $F$  се изразява като разлика между вътрешната енергия  $U$  и количеството топлина  $TS$ , която тялото получава или отдава.

$$F = U - TS,$$

където  $T$  е абсолютната температура, а  $S$  е ентропията.

С изменение на температурата свободната енергия на течното и твърдото състояние се изменя по различни закони. Това изменение е изразено схематично на *фиг. 3.1* чрез кривите  $Cm$  – за металната стопилка и  $Kp$  – за твърдото състояние (кристал).



*Фиг. 3.1 Зависимост на свободната енергия за течно и твърдо състояние във функция от температурата*

При температура  $T_T$  двете криви се пресичат, т.е. свободната енергия на течното състояние е равна на свободната енергия на твърдото състояние. Точка  $T_T$  е точка на топене, респ. точка на втвърдяване на тялото. При тази температура могат да съществуват едновременно, без да се изменят, стопилка и кристали.

За да настъпи превръщане, макар и с малко, е необходимо преохлаждане под равновесната температура -  $\Delta T$ , при което се появява разлика между свободните енергии на течното и твърдото състояние -  $\Delta F$ . Както се вижда на *фиг. 3.1*, над точката на топене свободната енергия на течността е по-малка от свободната енергия на кристала и обратното. От това следва, че над  $T_T$  е устойчиво течното, а под  $T_T$  – твърдото

състояние. За да се премине от едно състояние в друго, трябва да се премине температурата  $T_T$ .

Процесът на кристализация започва с образуването на устойчиви кристализационни центрове (зародиши), около които нарастват кристалите. Когато кристалите се зараждат и нарастват в стопилката, е налице първична кристализация, в резултат на което се образува първичната структура на метала (сплавта). В някои случаи при охлаждане на втвърдения метал протича прекристализация – вторична кристализация, в резултат на която се образува вторична структура.

С повишаване на температурата на твърдия метал расте подвижността на изграждащите го атоми. *Стопяването се характеризира със скокообразно увеличение на свободата на движение на атомите, което рефлектира в определен термичен ефект – поглъщане на скритата (латентна) топлина на топене. Същото количество топлина (кристализационна топлина) се освобождава при втвърдяването на метала, характеризиращо се също със скокообразно намаляване на свободата на движение на атомите.*

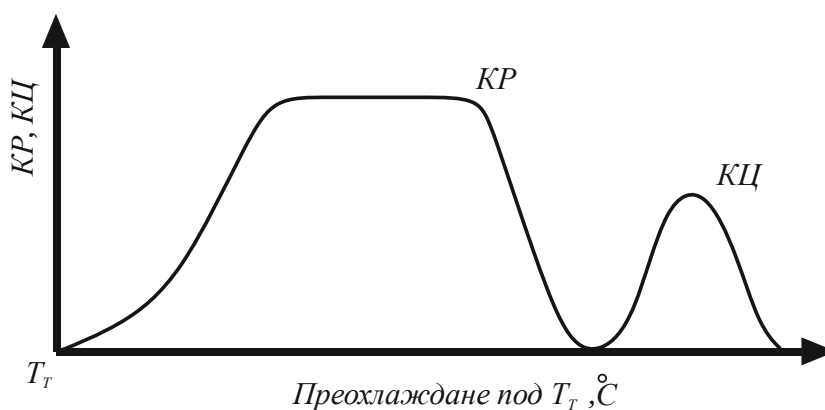
При известно преохлаждане на стопилката под точката на топене  $T_T$ , в нея се образуват спонтанно множество малки или големи групи от атоми. Много от тези кристални образувания обаче се разтварят обратно в стопилката (в дадени микрообеми се наблюдават енергийни флуктуации). За да бъде устойчив даден зародиш, е необходимо той да притежава един минимален размер, който зависи от степента на преохлаждане. При по-голяма степен на преохлаждане размерите на устойчивите зародиши са по-малки. При по-голяма степен на преохлаждане под равовесната температура  $T_T$  се очаква образуването на все по-голям брой устойчиви зародиши в единица обем за единица време – кристализационни центрове (КЦ). При достигане на определена степен на преохлаждане, намалената подвижност на атомите започва да се проявява в обратна посока – намаляване на броя на образуващите се в единица обем за единица време кристални зародиши, докато стане равен на нула (криви КЦ на *фиг. 3.2* и *3.3*).

При много бързо преохлаждане на дадена метална стопилка, тя се преохлажда под точката на втвърдяване, при която скоростта на придвижване на атомите е практически нула. Следствие на това вискозността на

стопилката се увеличава много и тя придобива свойството твърдост, като остава изотропна.

Образуваните кристални зародиши нарастват в кристалите с линейна скорост. При увеличаване на степента на преохлаждане нараства разликата между свободните енергии на течното и твърдото състояние (фиг. 3.1), което е двигател на превръщането. Същевременно намалява скоростта на придвижване на атомите от подхранващата стопилка към нарастващия кристал, докато този фактор вземе превес и скоростта на кристалния растеж (КР) започне да намалява с увеличаване на преохлаждането.

Образуването на кристалната структура зависи до голяма степен от взаимното разположение на кривите КЦ и КР. За да протече кристализационен процес, е необходимо (при дадена степен на преохлаждане) както скоростта на образуване на КЦ, така и скоростта на КР едновременно да са по-големи от определени критични стойност.

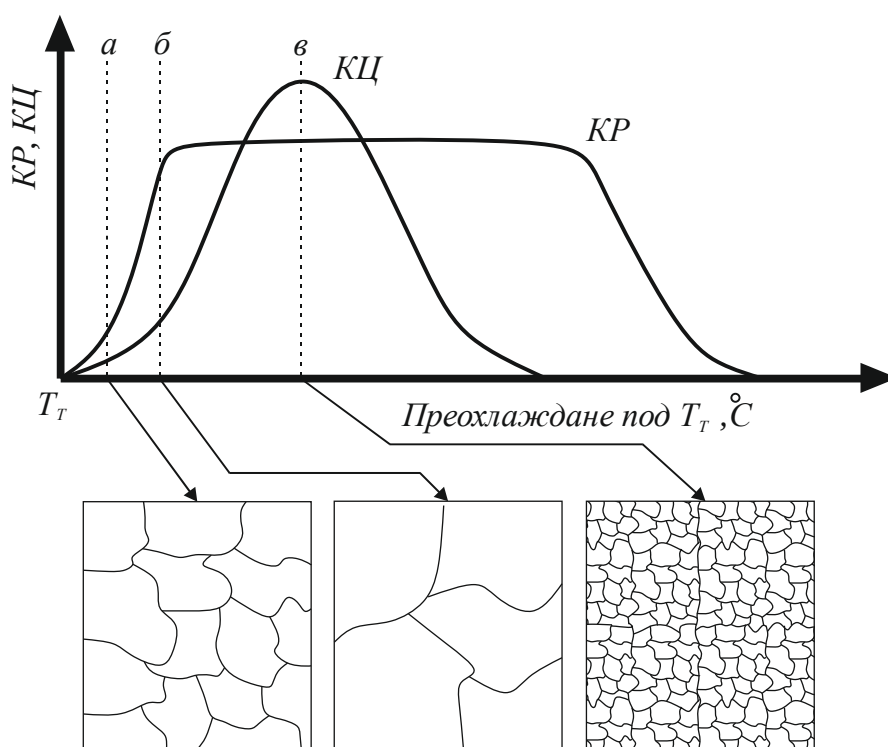


Фиг. 3.2 Изменение на скоростта на образуване на КЦ и на скоростта на КР с увеличаване на степента на преохлаждане (случай на изотропно втвърдяване кривите КЦ и КР не се застъпват)

От фиг. 3.3 се вижда, че при малка степен на преохлаждане (случай а) би трябвало да се получат средно големи кристали, при голямо преохлаждане (случай б) едри кристали и при много голямо преохлаждане (случай в) – много дребни кристали.

При втвърдяването на металите в действителност по-съществена роля играят т.н. изкуствени зародиши, а не образуващите се кристални зародиши. Това означава, че първичната кристализация започва най-често

принудено, а не спонтанно. Изкуствените зародиши най-често са субмикроскопични кристалчета от по-трудно топими и неразтварящи се в стопилката окиси, нитриди, карбиди и др., които образуват нещо подобно на „мътилка“ в разтопения метал. Върху чуждите неметални частици се групират атомите, като по този начин нарастват кристалите. С други думи, механизмът е както при непринудено образуващите се зародиши.



Фиг. 3.3 Зависимост на едрината на кристалите от скоростта на образуване на кристализационните центрове и скоростта на кристалния растеж

Чрез предварително обработване на стопилката така, че в нея да се създадат изкуствени зародиши, може да се влияе върху големината и вида на кристалите. За да се постигне това, в стопилката се внасят малки количества от определен химичен елемент или комбинация от елементи, които се разтварят равномерно в нея. Такова обработване на стопилката се нарича модифициране, а добавените елементи – модификатори. Този начин на влияние върху стопилката е широко разпространен в практиката.

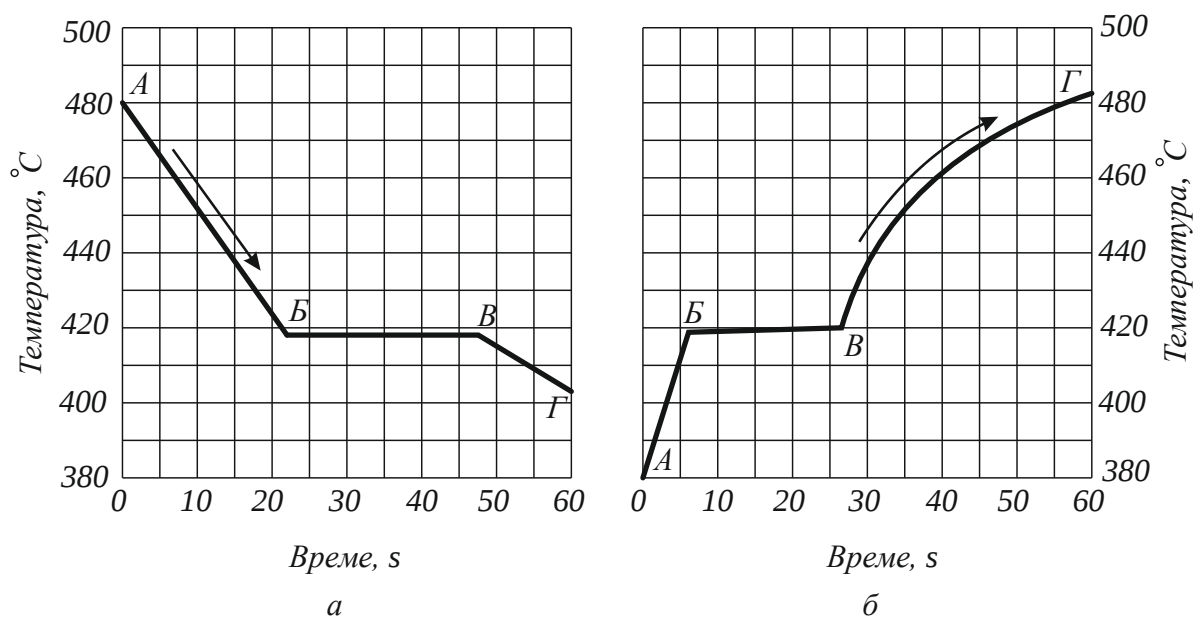
## 2. Температурни криви

Процесите на стопяване и кристализация на металите са свързани с поглъщане, респ. освобождаване на топлина – налице е термичен ефект. Термичният анализ е метод за изследване на металите, който се състои в определяне на температурите на превръщанията чрез отбелязване на термичния ефект.

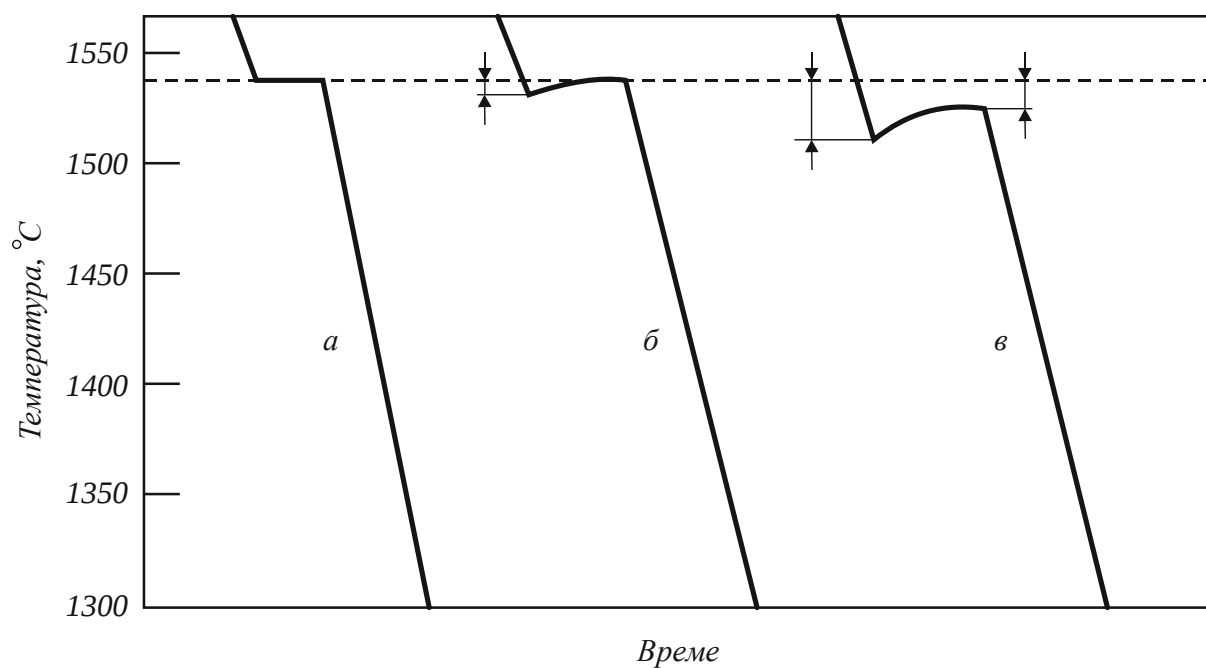
Метално тяло, загрято до висока температура и в последствие поставено в среда при стайна температура, се охлажда с течение на времето. При изстиването на тялото може да се измери количеството топлина, което се отдава от него за единица време и да се нанесе на абсцисата на една координатна система, като на ординатата ѝ се нанесе температурата на тялото, измерена за същите интервали от време. По този начин графично може да се изрази зависимостта между отдаденото количество топлина от тялото и температурата. Ако през периода на измерванията, в тялото не протичат процеси, свързани с поглъщане на топлина, кривата трябва да е непрекъсната и плавна. В обратния случай – ако протичат такива процеси – графиката съдържа хоризонтални участъци или се променя наклона ѝ.

В практиката се построяват криви, изразяващи връзката температура – време, като по абсцисата се нанася „времето“ вместо „количеството топлина“. В зависимост от термичния ефект – нагряване или охлаждане, кривата може да бъде означена като крива на нагряване, или крива на охлаждане. Характерът на получената време – температурна крива не се променя при изменение на скоростта на охлаждане или нагряване.

Най-важният момент при непрекъснатото нагряване на твърд метал е стопяването, а при охлаждането на стопилката – втвърдяването. Време – температурната крива, отразяваща промяната на агрегатното състояние, може да бъде означена като крива на втвърдяване, респ. крива на стопяване. На фиг. 3.4 са показани крива на втвърдяване (а) и крива на стопяване (б) на чист цинк. При бързо охлаждане на метална стопилка температурата ѝ може да се понижи доста под точката на втвърдяване и едва тогава да започне кристализационния процес. Но тъй като втвърдяването е съпроводено с освобождаване на топлина, температурата на преохладената течност се повишава и се задържа при точката на втвърдяване до пълното втвърдяване на метала (фиг. 3.4).



Фиг. 3.4 Време-температурни криви на охлаждане (а) и на нагряване (б) на чист цинк



Фиг. 3.5 Криви на втвърдяване на чисто желязо – случаи на преохлаждане  
а – равновесно охлаждане; б – преохладена стопилка; в – силно преохладена стопилка

При силно преохлаждане може да се наблюдава и показания на фиг. 3.5б, в случаи – освободената при втвърдяване топлина да не е достатъчна за повишаване на температурата до точката на втвърдяване на

стопилката, като тя се втвърдява при постоянно повишаване на температурата.

Аналогично, металната стопилка може да се втвърдява при непрекъснато понижаване на температурата, ако количеството отнета топлина при охлаждането е по-голямо от количеството топлина, отделена при кристализацията.

Всички тези случаи могат да бъдат отразени върху време – температурната крива, която дава представа за условията, при които протича кристализационния процес. За да се установи точката на топене на един метал, е необходимо време – температурната крива да се построи при бавно изменение на температурата, за да се избегне преохлаждане. Получените по този начин резултати са надеждни, защото термичният ефект е значителен при промяна на агрегатното състояние.

## **§4. Алотропия**

### **1. Същност на процеса полиморфизъм**

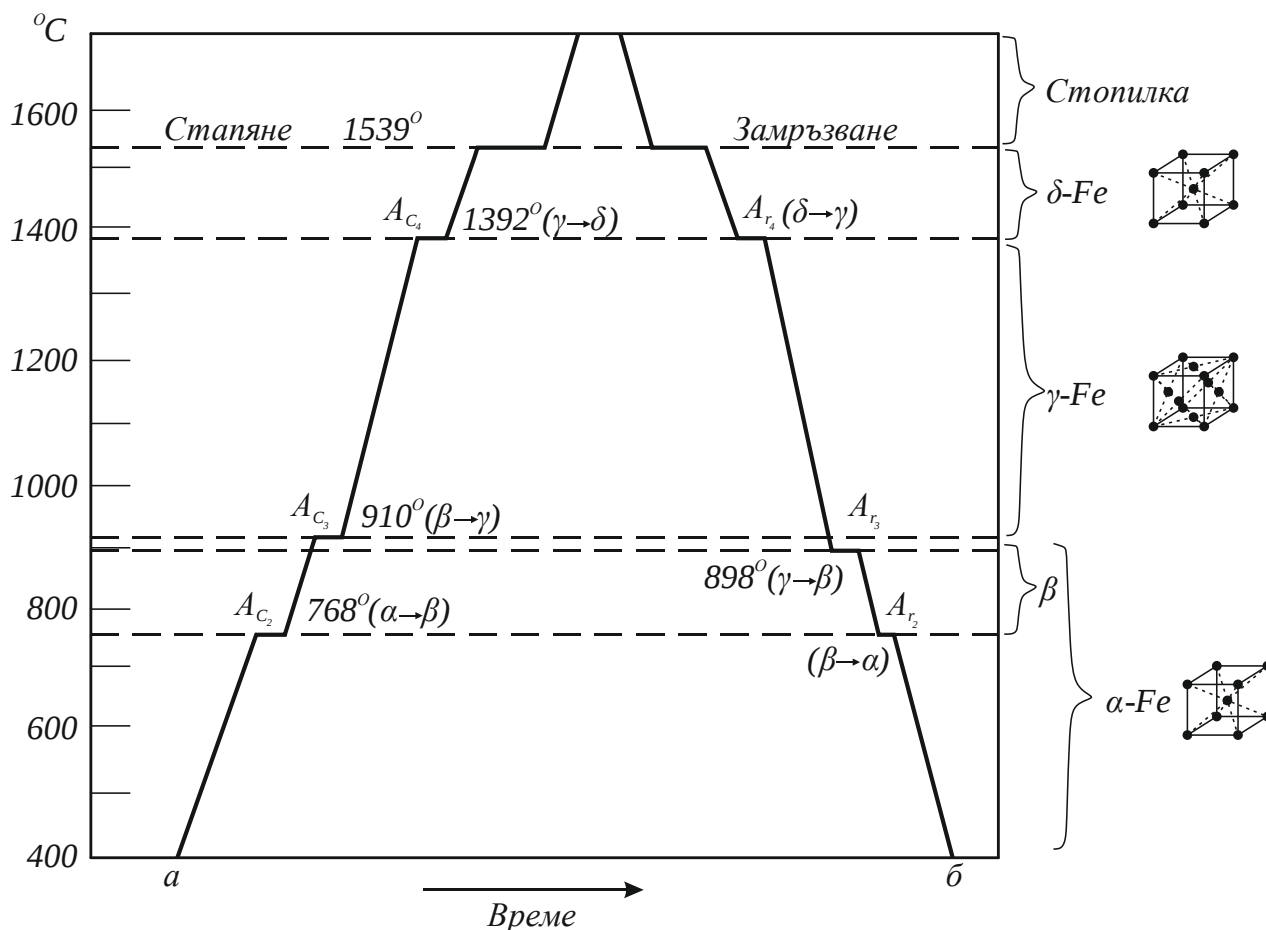
Както беше споменато, при охлаждане на някои метали под точката на топене, в тях настъпват превръщания, свързани с термичния ефект. Тези превръщания намират отражение върху температурните криви. Превръщанията са свързани не само с изменение на топлинното състояние на метала, но и с изменение на специфичния му обем, механичните и физичните му свойства, способността му да се разтваря в други елементи и т.н. Превръщанията са обратими – при преминаване на критичните точки при загряване и обратно, се връщат старите състояния (форми) на метала. Всяко от тези състояния се характеризира с различна форма на кристалната решетка. *Преминаването от едно състояние в друго, изразяващо се в промяна на кристалната решетка, се нарича фазово превръщане, аналогично „алотропно“ или „полиморфно превръщане“.* Различните форми на метала, които са устойчиви в определен температурен интервал и които се различават според вида на кристалната си решетка, се означават като „алотропни“ или „полиморфни модификации“. Явлението се нарича алотропия или полиморфизъм.

По отношение на феромагнитните метали съществува превръщане от друг тип, което се регистрира върху температурните криви. То се състои в изменение на магнитните свойства на метала, но без изменение на

кристалната решетка. Такъв тип превръщане не е фазово превръщане, т.е. не е алотропно превръщане.

Отделните полиморфни модификации се означават с букви от гръцката азбука:  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  и т.н., започвайки от нискотемпературните към високотемпературните. Самите полиморфни превръщания протичат по аналогичен начин на кристализацията на стопилката. Алотропните превръщания при охлаждане се извършват при по-ниска температура от тази, при която протича превръщането при нагряване (виж фиг. 4.1). Тази температурна разлика (термичен хистерезис) расте с увеличаване на скоростта на изменение на температурата. При дадени температурни условия – под или над точката на алотропно превръщане – е устойчива тази модификация, която се характеризира с по-малка свободна енергия.

## 2. Полиморфизъм на желязото



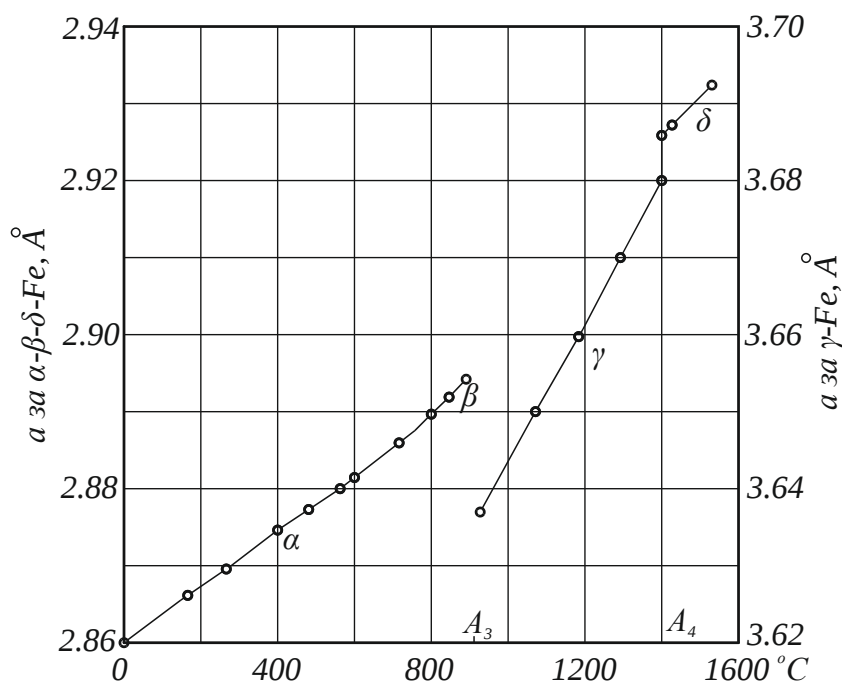
Фиг. 4.1 Температурни криви на нагряване и охлаждане на чисто желязо

Желязото има извънредно голямо значение за практиката. На фиг. 4.1 са показани кривите на нагряване и охлаждане на чисто желязо.

При температура  $1392\text{ }^{\circ}\text{C}$  се наблюдава още едно полиморфно превръщане –  $\gamma$  -  $Fe$  преминава в  $\delta$  -  $Fe$ .  $\delta$ -модификацията, която притежава ОЦК структура, както  $\alpha$ - $Fe$ , е устойчива до температурата на топене на желязото -  $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Обобщавайки, желязото притежава две алотропни модификации:  $\alpha$  (ниско- и високотемпературна) и  $\gamma$ .

При охлаждане се наблюдават същите явления, както при нагряване, като обратното превръщане  $\gamma \rightarrow \alpha$  е  $898\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а не при  $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Означенията на точките на задържане  $A$  при нагряване и охлаждане получават индекси съответно с и  $r$ . Точките  $A_{c1}$  и  $A_{r1}$  липсват при чистото желязо. Те се наблюдават при желязо-въглеродните сплави и са при температура  $723\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

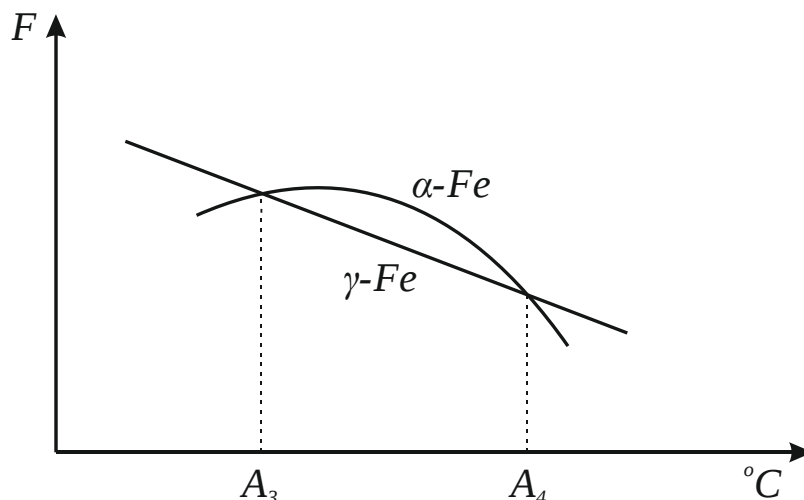


Фиг. 4.2 Зависимост на решетъчната константа на желязото от температурата

На фиг. 4.2 е отразена зависимостта на решетъчната константа  $a$  на желязото от температурата. Вижда се, че кривата  $\delta$  –  $Fe$  се явява продължение на кривата  $\alpha$  –  $Fe$  (магнитно и немагнитно –  $\beta$ ), тъй като по същество това е една и съща модификация на желязото.

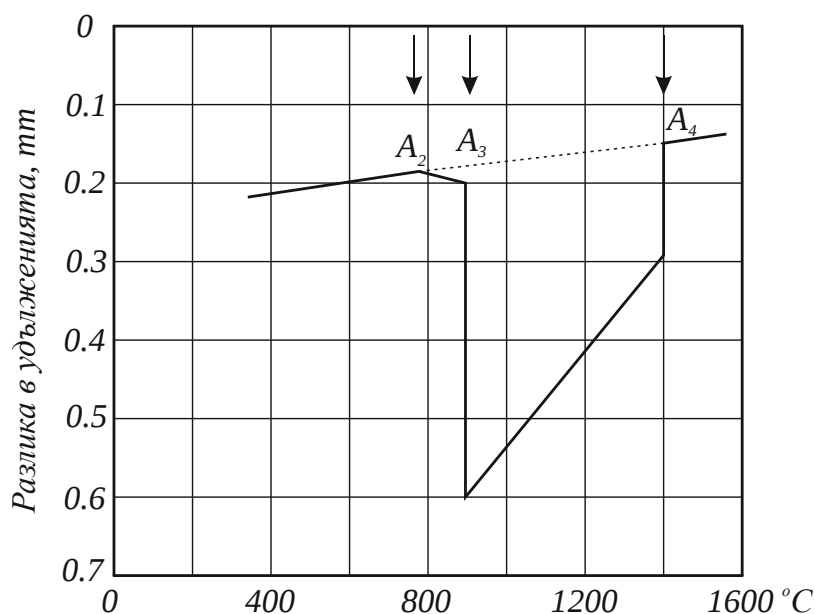
Като се има предвид, че при дадени условия е стабилна тази фаза, която има минимум свободна енергия, то показаните на фиг. 4.3 криви изразяват схематично свободната енергия на  $\alpha$  ( $\delta$ ) – и  $\gamma$  - фазите във

функция от температурата. В температурния интервал  $A_3 - A_4$  свободната енергия на  $\gamma$  – модификацията е по-малка.



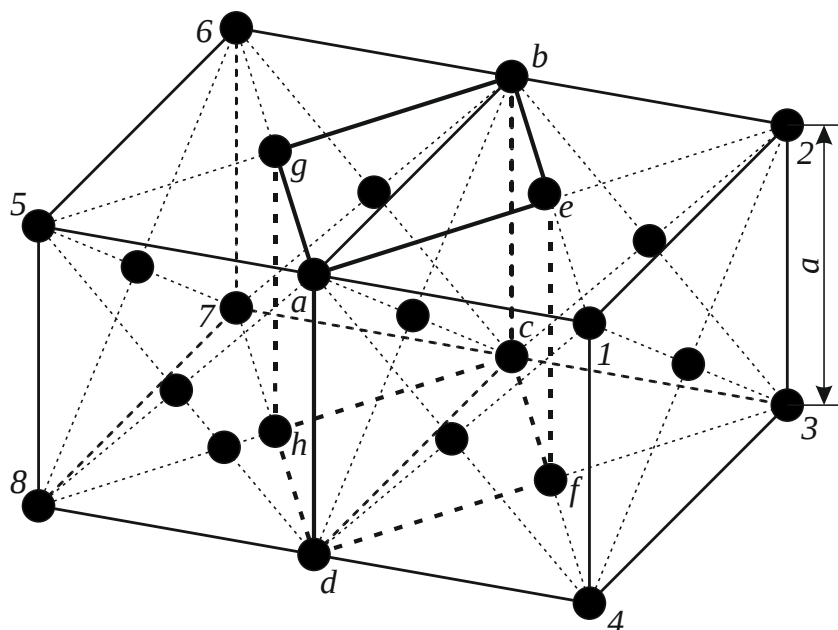
Фиг. 4.3 Криви, изразяващи свободната енергия на  $\alpha$  и  $\gamma$  фазите на желязото

$\alpha - Fe$  притежава ОЦК решетка, с два атома за една елементарна клетка, докато  $\gamma - Fe$  притежава равнинно центрирана кубична решетка, с четири атома за една елементарна клетка. При температурата на полиморфното превръщане  $\alpha - Fe$  има решетъчна константа  $a = 2.898 \text{ \AA}$ , като на един атом съответства обем от приблизително  $12.17 \text{ \AA}^3$ , докато решетъчната константа на  $\gamma - Fe$  при същата температура е  $a = 3.638 \text{ \AA}$ , а на един атом съответства обем приблизително от  $12.04 \text{ \AA}^3$ .



Фиг. 4.4 Изменение на обема при алотропните превръщания на желязото

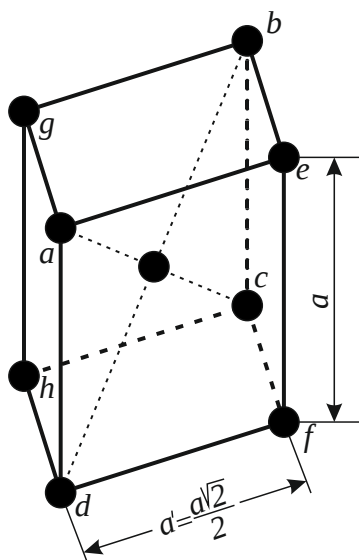
От това следва, че превръщането  $\alpha \rightarrow \gamma$  трябва да бъде съпроводено с рязко намаляване на обема, а от  $\gamma \rightarrow \delta$  с рязко увеличение на обема. На фиг. 4.4 се вижда скокообразното изменение на обема при алотропните превръщания на желязото.



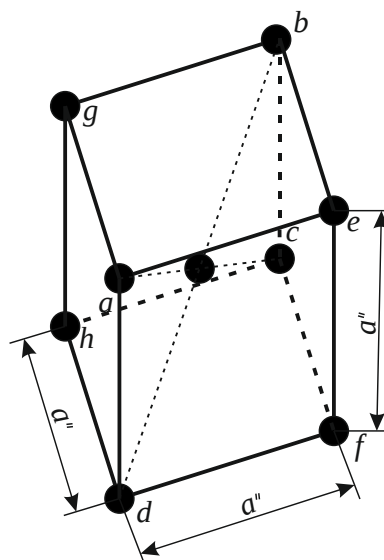
Фиг. 4.5 Геометрична връзка между  $\alpha$  и  $\gamma$  фазите на желязото

Фиг. 4.5 дава представа за съществуващата геометрична връзка между стенно центрираната и обемно центрираната кубични кристални решетки. Стенно центрираната кубична решетка може да се представи и като обемно центрирана тетрагонална решетка, като за една елементарна клетка се приеме тетрагоналната призма  $a, b, c, d, e, f, g, h$ , в центъра на тежестта на която се намира атомът, лежат в средата на общата стена на изображените два куба със стенно центрирана кубична решетка:  $1, 2, 3, 4, a, b, c, d$  и  $a, b, c, d, 5, 6, 7, 8$ . Височината на тетрагоналната призма е равна на страната на куба ( $h = a$ ), докато страната на основата ѝ е равна на половината от стенния диагонал на куба -  $a' = a\sqrt{2}/2$  (виж фиг. 4.6). Без да се извършват други придвижвания на атомите, достатъчно е да се изменят параметрите на тетрагоналната решетка така, че дължините на ръбовете ѝ да станат равни (виж фиг. 4.7), т.е. да се извърши превръщането на стенно центрирана кубична решетка в обемно центрирана, респ. превръщането  $\gamma \rightarrow \alpha$ .

При загряване  $\alpha$  – кристалите се разпадат на множество  $\gamma$  – кристали, докато при охлаждане от един  $\gamma$  – кристал се образува само един  $\alpha$  – кристал. От това следва, че нагряването над точката на фазово превръщане и последващо охлаждане ще рефлектира в получаването на по-дребнозърнеста структура.



Фиг. 4.6 Тетрагонална решетка след алотропно превръщане



Фиг. 4.7 Стенноцентрирана решетка след алотропно превръщане

Важен факт е, че  $\alpha$  – желязото практически не разтваря въглерод, докато  $\gamma$  – желязото е в състояние да разтвори значително количество въглерод. Както бе споменато по-горе в частта за „температурните криви“, чрез бързо охлаждане може да се осъществи голяма степен на преохлаждане на дадена високо-температурна полиморфна модификация. Този факт е изключително важен, тъй като на него се дължи възможността за закаляване на стоманата. При втвърдяването на дадена метална стопилка се образува първичната структура на метала, докато алотропните превръщания имат за последствие образуване на вторична структура.

## §5. Изпитване на твърдост

Твърдостта на дадено тяло се определя от съпротивлението, което то оказва срещу проникването в него на друго, по-твърдо тяло, намиращо се

под действието на определена сила. В техниката твърдостта на машиностроителните материали се измерва със степента на проникването в тях на твърдо тяло, изразена в определени единици.

Широко приложение намират три метода за изпитване на твърдост.

### 1. Изпитване по Бринел

Сфера от закалена стомана с диаметър  $D$  се натиска върху предварително добре изравнената повърхност на изпитваното тяло с определена сила  $P$  и се измерва диаметърът на отпечатъка  $d$  или пък дълбочината на проникването  $h$ .

Твърдостта по Бринел (НВ) се изчислява или чрез дълбочината на проникването  $h$ , или чрез диаметъра на отпечатъка  $d$ . И в двата случая се определя повърхнината на отпечатъка  $f$ . Твърдостта се мери в  $N/m^2$ :

$$HB = \frac{P}{f} N/m^2 \rightarrow HB = \frac{P}{\pi D h} = \frac{2P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

За да се осигури правдоподобен резултат при изпитването, диаметърът на отпечатъка на стоманената сфера се изменя в определени граници, зависещи от  $D$ :  $d = (0,2 \div 0,5)D$ . Диаметърът на сферата се избира в съответствие с дебелината  $s$  на изпитваното пробно тяло (табл. 5.1):

| Влияние на дебелината на пробното тяло спрямо диаметъра на използваната сфера |                              | Таблица 5.1 |
|-------------------------------------------------------------------------------|------------------------------|-------------|
| Дебелина на пробата $s$ , mm                                                  | Диаметър на сферата $D$ , mm |             |
| $s > 6$                                                                       | 10                           |             |
| $s \in (3 \div 6)$                                                            | 5                            |             |
| $s < 3$                                                                       | 2,5                          |             |

Силата  $P$ , с която се натиска сферата, се избира с оглед на естеството на изпитвания метал (табл. 5.2).

При извършване на експеримента натоварването се увеличава бавно и плавно – без удар. Силата  $P$  трябва да достигне максималната си големина за 15 s. Максималното натоварване се прилага в продължение на около 30 s.

Изпитването на твърдост със закалена стоманена сфера се извършва върху материали с  $HB$  до  $400 MN/m^2$ .

Съществува зависимост между твърдостта на незакалените стомани и тяхната якост на опън: при въглеродни стомани –  $R_m=0,36 \text{ HB}$ ; при хромови, манганови и хром-манганови стомани –  $R_m=0,35 \text{ HB}$ ; при никелови, хром-никелови и хром-молибденови стомани –  $R_m=0,34 \text{ HB}$ .

| Изменение на диаметъра и натоварването в зависимост от изпитвания материал |                        |                     |                              | Таблица 5.2     |
|----------------------------------------------------------------------------|------------------------|---------------------|------------------------------|-----------------|
| Диаметър на сферата $D$ , mm                                               | Натоварване на сферата |                     |                              |                 |
|                                                                            | $P=300D^2$ ,<br>$N$    | $P=100D^2$ ,<br>$N$ | $P=50D^2$ ,<br>$N$           | $P=25D^2$ , $N$ |
| 10                                                                         | 30000                  | 10000               | 5000                         | 2500            |
| 5                                                                          | 7500                   | 2500                | 1250                         | 625             |
| 2,5                                                                        | 1875                   | 625                 | 312                          | 156             |
| Изпитван материал                                                          | Стомана и чугун        | Мед и медни сплави  | Алуминий и алуминиеви сплави | Композити       |

## 2. Изпитване по Викерс

Изпитването се извършва по същия начин, както при изпитването по Бринел. Разликата е в геометрията на използвания индентор – диамантна четиристенна пирамида с ъгъл при върха  $136 \pm 20'$ . Този ъгъл е избран с оглед на това резултатите да са близки до тези, получени чрез изпитване по Бринел. Във всички случаи се използва една и съща пирамида, като се прилагат следните натоварвания: 50, 100, 200, 300, 500, 1000 и 1200 N.

При изпитване на тънки предмети се използват натоварвания от 5 до 30 N, тъй като дебелината на пробата трябва да бъде най-малко 1,5 пъти по-голяма от диагонала на отпечатъка на пирамидата (дебелината на пробата трябва да е най-малко 7 пъти по-голяма от дълбочината на проникване на пирамидата).

Твърдостта по Викерс се изчислява по формулата:  $HV = P/f \text{ N/m}^2$ .

За да се пресметне лицето на отпечатъка  $f$ , се измерват двата диагонала  $d$  с точност до 0,001 mm и се определя средно-аритметичната стойност:  $f = d^2/2 \cos 22^\circ = d^2/1,8544$ .

### 3. Изпитване по Роквел

При изпитване на твърдостта по Роквел ( $HR$ ) се използва диамантен конус (за твърди материали) с ъгъл при върха  $120^\circ$  и радиус на закръгление  $0.2\text{ mm}$  или стоманена сфера (за по-меки материали) с диаметър  $1/16'' = 1,59\text{ mm}$ . Измерва се дълбочината на проникване на конуса (съответно сферата) в материала.

Изпитването се провежда в следните стъпки:

1. Диамантният конус (сфера) се натиска върху повърхнината на образеца с предварителен товар (сила  $P_1$ ), вследствие на което той потъва на известна малка дълбочина. Това положение се приема за изходно, като стойността на стрелката на циферблата се завърта, така че да показва  $0$  или  $100$  (скалата за диамантния конус има  $100$  деления, а за стоманената сфера  $130$ ).

2. Към силата  $P_1$  се прибавя основният товар  $P_2$ . Под действието на общия товар конусът (сферата) потъва още, като по този начин целият апарат се намира под напрежение и претърпява известна еластична деформация. Последната също се отчита от индикатора, т.е. стрелката показва сумата от големината на потъването под действие на втория (основния) товар и деформацията на апарата.

3. След определено изчакване (около  $20\text{ s}$ ), основният товар  $P_2$  се отстранява, така че върху конуса остава да действа само предварителният товар  $P_1$ . Стрелката на измервателния часовник се връща и застава в положение, което показва размера на потъването на диамантния конус само под действието на товара  $P_2$ . По този начин се избягва влиянието на фактори, които могат да деформират верния резултат.

Дълбочината на потъването се измерва посредством индикатор или по оптичен път. Задължително е да се отчита с точност до  $0.002\text{ mm}$ , представляваща единицата за твърдост по Роквел. Колкото е по-голяма твърдостта на изпитвания материал, толкова е по-малка е дълбочината на проникване на диамантния конус (стоманената сфера). Измерването в Роквелови единици би се изразило с малко число за по-твърд материал и с по-голямо при по-мек материал. Естествено е обаче по-голямата твърдост да се изрази с по-голямо число. По тази причина дълбочината на потъване се изважда от общия брой деления на скалата на индикатора. Това се извършва при самото измерване, тъй като при проникване

на конуса (сферата) стрелката на индикатора се движи в обратна посока – от по-големите към по-малките числа.

При изпитването на твърдост посредством диамантен конус (*HRC*) се използва предварителен товар  $P_1=100\text{ N}$  и главен товар  $P_2=1400\text{ N}$ , така че се получава общ товар  $P_1+P_2=1500\text{ N}$ . В такъв случай отчитането става по т.нар. С скала на уреда ( $C=Cono=конус$ ), притежаваща 100 деления: от 0 до 100. Първо се поставя предварителният товар  $P_1=100\text{ N}$ . След това циферблатът на индикатора се завърта, докато стрелката застане върху деление за 100. Прилага се главният товар  $P_2=1400\text{ N}$ . В резултат стрелката започва да се движи от 100 към 0. Отстранява се товарът  $P_2$  (при което стрелката се връща малко назад) и се извършва отчитането, започвайки от 0. При отчитането върху конуса действа предварителният товар  $P_1$ .

При изпитването на твърдост посредством сфера (*HRB*) се използва предварителен товар  $P_1=100\text{ N}$  и основен товар  $P_2=900\text{ N}$ , т.е.  $P_1+P_2=1000\text{ N}$ . Опитът се провежда по същия начин, като се използва т.нар. В-скала ( $B=Ball=сфера$ ), притежаваща 130 деления.

Измерването на твърдост по Роквел позволява изпитване на много твърди метали. Поради тази причина този метод за измерване на твърдост намира широко приложение в практиката.

## Глава 2. Сплави – основни сведения

### §6. Вътрешен строеж на сплавите

#### 1. Определение за сплави

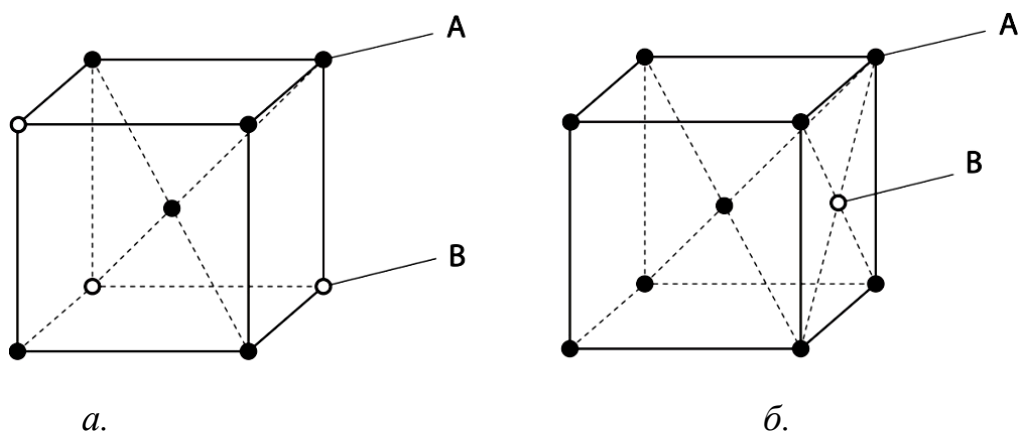
Сплавите представляват сложни вещества, изградени от два или повече метала или от метали и металоиди. Наименованието сплав означава, че сложното вещество се получава чрез смесване /сплавяне/ на елементите в течно състояние, въпреки че в някои случаи може да се образува и по друг начин:

- ✓ чрез разтваряне на твърди компоненти в стопилки на чист метал;
- ✓ по различни металургични способи;
- ✓ през спичане по пътищата на праховата металургия;
- ✓ чрез дифузионно проникване на елементи в твърд метал при високи температури.

Отделните елементи (метали или металоиди), от които се състоят сплавите, се наричат техни компоненти. Според броя на компонентите сплавите биват: дву, три и многокомпонентни.

#### 2. Твърд разтвор

Ако компонентите А и В, при преминаването от течно в твърдо състояние, образуват обща кристална решетка, при което се запазва решетката поне на единия от тях, те са разтворими в твърдо състояние и образуват твърд разтвор. При изследване на такава структура под микроскоп, се забелязват един вид зърна, наподобяващи микроструктурата на чист метал. Кристалната решетка е идентична с тази на единия от компонентите, който се нарича разтворител. Атомите на втория елемент са се разтворили в нея. Ако атомите на втория компонент заместват атомите във възлите на кристалната решетка на първия компонент, образувателите се твърди разтвори са чрез заместване – фиг.6.1.а. Ако атомите на втория компонент заемат кухините в кристалната решетка на първия, се образуват твърди разтвори чрез внедряване - фиг.6.1.б.



Фиг.6.1. Твърди разтвори: **а.** получени чрез заместване и **б.** чрез внедряване в обемноцентрирана кристална решетка.

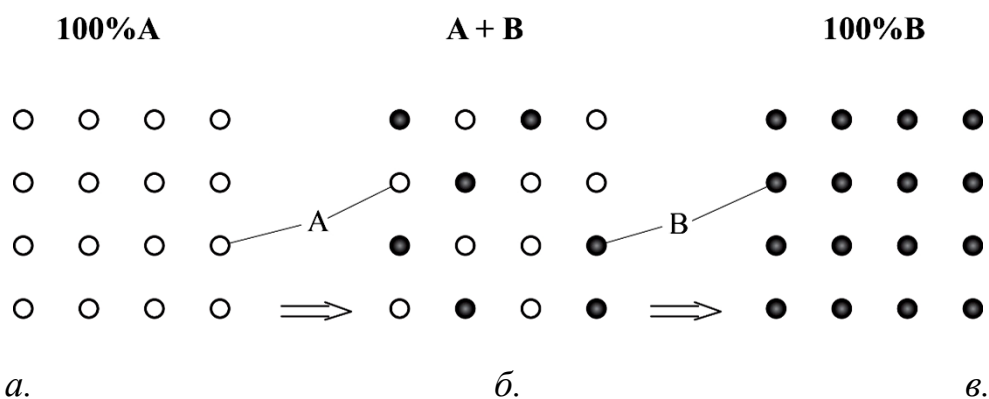
*A* - атоми на разтворителя , *B* - разтворени атоми.

## 2.1.Твърди разтвори чрез заместване

Твърди разтвори на заместване се наричат още субституционни твърди разтвори. При тях атомите на разтварящия се компонент заместват във възлите на кристалната решетка атомите на разтворителя – фиг.6.1.а.

Такива твърди разтвори например образуват с желязото елементите: никел, кобалт, молибден, ванадий, титан и др.

Когато при заместването на атомите в кристалната решетка се преминава постепенно от 100% *A* към 100% *B*, твърдият разтвор се нарича неограничен – фиг.6.2.



Фиг.6.2. Схема на заместване на атомите при получаване на неограничени твърди разтвори: **а.** чистия компонент *A*;

**б.** твърд разтвор на компонентите *A* и *B*; **в.** чистия компонент *B*.

Ако при това заместване могат да се заменят само определен процент от атомите на компонента *A*, твърдият разтвор е ограничен. Компонентите

А и В могат да образуват неограничени твърди разтвори само, ако отговарят на следните условия:

- ✓ да притежават един и същ вид кристална решетка с приблизително еднакви параметри на решетките;
- ✓ атомните им радиуси да не се отличават с повече от 14%. В противен случай при заместването на атомите на А и В кристалната решетка се деформира, възникват напрежения и разтворимостта се прекратява;
- ✓ да са от една и съща или две съседни групи от периодичната таблица на елементите, ако са в отдалечени групи между тях възникват силни химични връзки и се получава химично взаимодействие.

## ***2.2. Твърди разтвори чрез внедряване.***

При този вид твърди разтвори атомите на втория компонент В се разполагат в тетраедричните и октаедричните кухини на кристалната решетка на компонента А – фиг.6.1.б. В този случай атомният радиус на В трябва да е по-малък от този на компонента А.

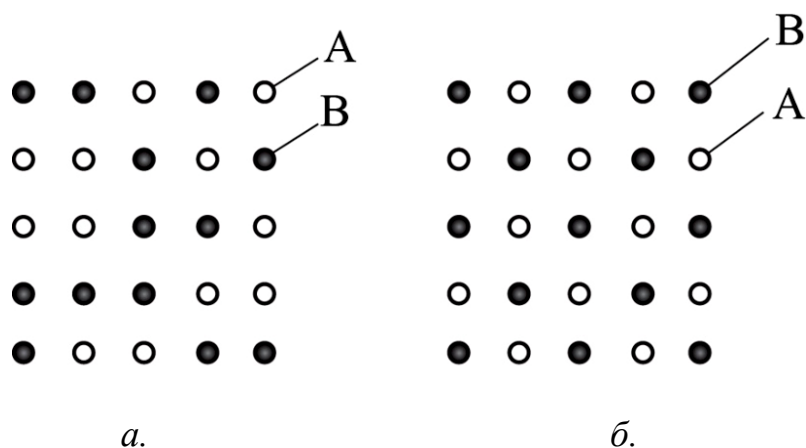
Така например с желязото такива разтвори на внедряване образуват елементите: водород, азот, кислород, бор, фосфор и др.

Тъй като кухините в решетката са ограничени, то внедряването на втори атом води до локални деформации на решетката на метала разтворител и тези разтвори са винаги ограничени.

## ***2.3. Подредени твърди разтвори.***

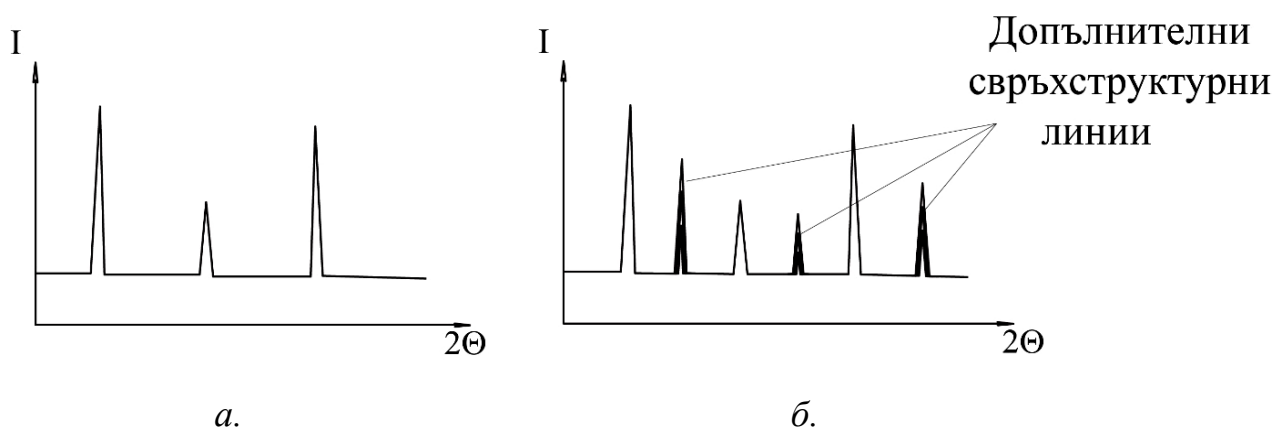
Открити от акад. Курников, който изследва електрическото съпротивление за сплави на медта и златото. Той установява, че при определени условия някои от изследваните сплави рязко променят свойствата си.

При твърдите разтвори на заместване атомите на компонента В произволно заместват атомите на компонента А в кристалната решетка. Тоест при обикновените твърди разтвори атомите на двата компонента се разпределят безпорядъчно – фиг.6.3.а. В определени случаи, атомите на втория компонент заемат строго определени места във възлите на кристалната решетка – фиг.6.3.б. Този процес се нарича „подреждане“, а получените твърди разтвори - подредени. Подреждането може да бъде пълно или не пълно и затова се въвежда понятието „степен на подреденост“. Процеса е дифузионен и протича при бавно охлаждане и продължително задържане.



Фиг.6.3.Твърд разтвор на заместване: *а.* не подреден, *б.* подреден.

Ако подреден твърд разтвор се изследва чрез рентгеноструктурен анализ на рентгенограмата на такъв твърд разтвор, се появяват допълнителни (свръхструктурни) линии и затова се наричат „свръхструктури”- фиг.6.4.



Фиг.6.4.Рентгенограма получена при изследване на:  
*а.* не подреден и *б.* подреден твърд разтвор.

Подредените твърди разтвори могат да се разглеждат като междинно състояние между химичните съединения и твърдите разтвори. Когато са в подредено състояние те приличат на химичните съединения по:

- ✓ определено съотношение между броя атоми на А и В, в решетката, изразяващо се с формула;
- ✓ строго определени места на разположение на атомите на двата компонента във възлите на кристалната решетка.

- ✓ свойства рязко отличаващи се от тези на двата компонента и не подредения твърд разтвор.

Различават се от химичните съединения по това, че се запазва кристалната решетка на единия компонент и при подходящ вид термично обработване - нагряване и бързо охлаждане, преминават в не подредено състояние.

### **3. Химично съединение**

Получава се при химично взаимодействие между компонентите. В сплавта се образуват нови кристални зърна рязко различаващи се по строеж и свойства от изграждащите ги компоненти. Характерно за тях е, че имат точно определена температура на топене и кристална решетка, която като правило е различна от тази на компонентите. Разпределението на атомите в нея е строго определено и зависи от начина на взаимодействие.

Химични съединения могат да се образуват както между металите (връзката между атомите е метална), така и между метал и неметал (връзката между атомите е йонна). По характера на атомните връзки в решетката химичните съединения се делят на: химични съединения с нормална валентност; фази на внедряване; фази на Лавес; електронни съединения. Тези съединения, са описани в параграф 12, точка 1.

## **§7. Кристализация на сплавите**

### **1. Агрегатни състояния**

Металите, като част от материята съществуват в три агрегатни състояния: газообразно, течно и твърдо.

Газообразното състояние на металите се характеризира с хаотично движение на атомите в пространството. Течното състояние на материята се определя като състояние, което е свързано с определен обем, но не и с определена форма. Това определение важи напълно за течните метали (металните стопилки). Твърдото състояние се характеризира преди всичко с устойчивост както на обема, така и на формата. Твърдото тяло притежава еластичност (възможност за възстановяване на формата след отстраняване на външни товари до определена граница) и твърдост

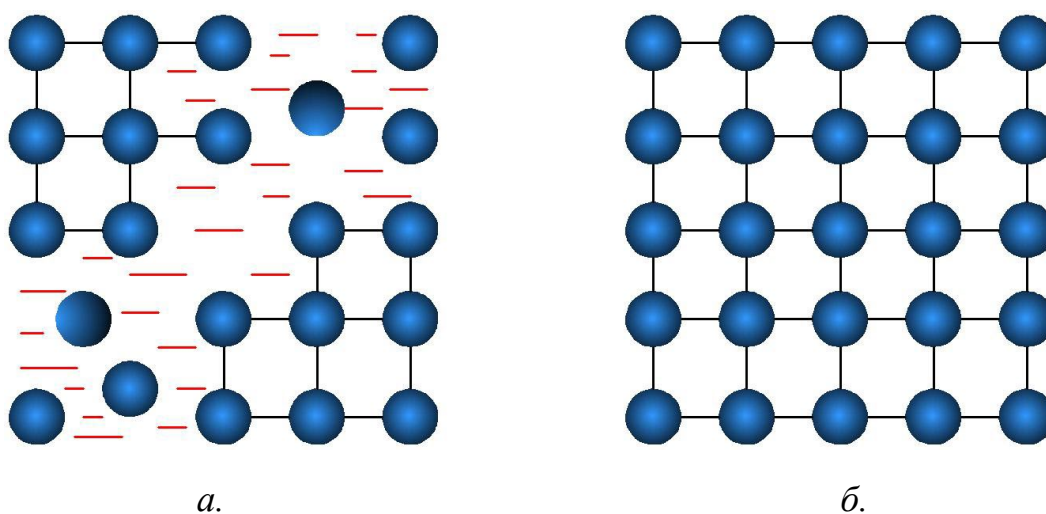
(способността да се съпротивлява срещу проникване). Това определение за твърдото състояние важи напълно за металите.

При стайна температура с изключение на живака металите са твърди тела, но те могат да съществуват като другите вещества и в трите агрегатни състояния. За машиностроенето от значение са свойствата на металите при работна температура, т.е. в твърдо състояние. Големината, формата и ориентацията на кристалите, определящи свойствата на металите в твърдо състояние зависят от условията, при които те се зараждат и нарастват. Поради това определен интерес представлява строежът на стопилката, в която се зараждат и нарастват металните кристали.

## 2. Строеж и свойства на стопилката

Установено е, че в стопилката плуват субмикроскопични атомни групировки наподобяващи твърдо състояние. В тези групировки (клъстери) атомите са се подредили и заемат приблизително това положение, което ще заемат в твърдо състояние. Това е така нареченият „близък порядък“ фиг.7.1.а. При близкия порядък атомните равнини са изградени ограничен брой пъти.

В твърдо състояние съществува така нареченият „далечен порядък“ - фиг.7.1.б. При него кристалографските плоскости се повтарят неограничен брой пъти.



Фиг. 7.1. Подреждане на атомите

*а. в стопилката „близък порядък“; б. в твърдия кристал „далечен порядък“*

### 3. Енергетични условия на кристализационния процес

В природата самопроизволно протичат само такива процеси, които водят до понижаване на свободната енергия ( $F$ ).

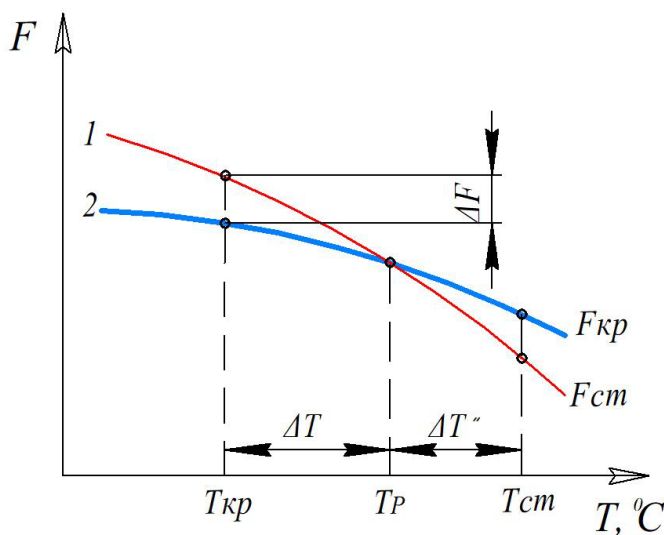
Кристализационния процес (преминаването на метала от течно в твърдо състояние) е самопроизволен процес на преминаване от „близък” към „далечен порядък”. Като всеки самопроизволен процес, той може да протича само ако води до понижаване на свободната енергия.

Енергийното състояние на една система се характеризира с нейната свободна енергия

$$F=U-T.S \quad (7.1)$$

Където:  $F$  – свободна енергия,  $U$  – вътрешна пълна енергия,  $TS$  – свързана енергия:  $T$  – абсолютна температура;  $S$  – ентропия - показва посоката, в която ще протича превръщането.

Колкото „ $F$ ” е по-висока, толкова състоянието е по-неустойчиво и в него съществува стремеж да премине в друго по-устойчиво състояние, с по-ниска свободна енергия. Изменението на свободната енергия на течното и твърдото състояние с промяната на температурата е показано на фиг.7.2.



Фиг. 7.2. Влияние на температурата върху изменението на свободната енергия на течното и твърдо състояние

На фигурата:

линия 1 ( $F_{ст}$ ) – свободна енергия на течното състояние;

линия 2 ( $F_{кр}$ ) – свободна енергия на твърдото състояние;

$T_p$  – теоретична (равновесна) температура на кристализация (топене);

$T_{кр}$  – действителна температура на кристализация;

$T_{ст}$  – действителна температура на топене;

$\Delta T$  – степен на преохладане;

$\Delta T''$  – степен на прегряване.

От фигурата се вижда, че при температура по-висока от  $T_p$ , течното състояние има по-ниска свободна енергия и устойчиво ще бъде течното състояние. При температура по-

ниска от  $T_P$ , твърдото състояние има по-ниска свободна енергия и то ще бъде устойчиво. При температура равна на  $T_P$  течното и твърдото състояния имат еднаква свободна енергия и  $F_{кр} = F_{см}$ . Т.е. с еднаква вероятност може да съществува стопилка и твърдо състояние. За да протича кристализационен процес, температурата трябва да бъде по-ниска от равновесната – това е температурата  $T_{кр}$ . Тогава  $F_{кр} < F_{см}$  и разликата в свободните енергии  $\Delta F = F_{см} - F_{кр}$  се явява енергиен стимул на кристализационния процес.

Разликата  $\Delta T = T_P - T_{кр}$  се нарича степен на преохлаждане.  $\Delta T'' = T_{см} - T_{кр}$  се нарича степен на прегряване, когато има процес на топене. Кристализационният процес протича само при наличие на степен на преохлаждане.

#### 4. Механизъм на кристализационния процес

Установено е, че кристализационният процес се състои от два елементарни процеса. Първоначално той започва с образуването на устойчиви кристализационни центрове (зародиши), около които в последствие нарастват кристалите. Когато кристалите се зараждат и нарастват в стопилката е налице първична кристализация, в резултат на което се образува първичната структура на метала (сплавта). В някои случаи при охлаждане на кристализирания метал протича прекристализация – вторична кристализация, в резултат на която се образува вторична структура.

##### 4.1. Образуване на кристализационни центрове

Нека предположим, че стопилка е поставена в условията на преохлаждане, т.е. при температура по-малка от равновесната  $T_P$ , в случая  $T_{кр}$  – фиг.7.2. В нея започват да се образуват кристализационни центрове (твърди частички), върху които започва да нараства твърдия кристал. В резултат на образуването на нова твърда фаза, имаща по-ниска свободна енергия от течната фаза, свободната енергия на системата се променя.

Изменението на свободната енергия е:

$$\Delta F = -V \cdot \Delta f + \sigma \cdot S \quad (7.2)$$

Където:  $\Delta F$  - изменението на свободната енергия;

$\Delta f$  - разликата между свободните енергии на течната и твърда фази -  $\Delta f = F_{см} - F_{кр}$ ;

$V$  – обема на кристализационния център (знакът „–“ показва, че свободната енергия намалява);

$\sigma$  – повърхностно напрежение действащо на границата между стопилката и кристализационния център, падащо се на единица повърхност;

$S$  – повърхност на кристализационния център.

В същото време свободната енергия нараства, тъй като в досега съществуващата течна фаза се появява нова фаза – твърда и между тях започва да действа повърхностно напрежение -  $\sigma$ .

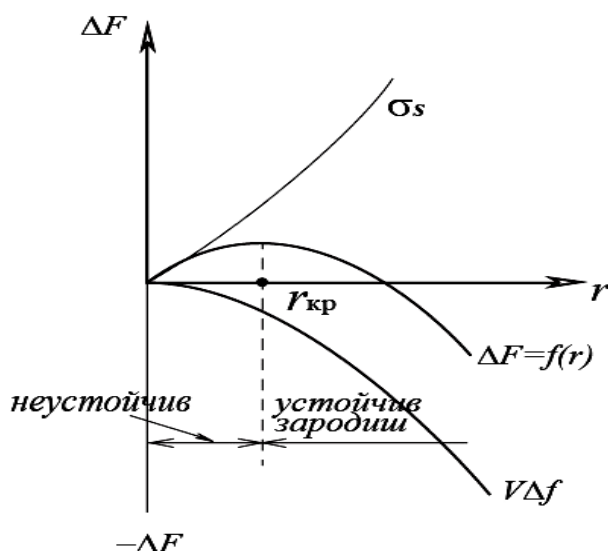
Ако допуснем, че в стопилката се образува не един, а „ $n$ “ кристализационни центри и, че тези кристализационни центри имат сферична форма, то изменението  $\Delta F$  ще е:

$$\Delta F = -\frac{3}{4}\pi r^3 \Delta f n + 4\pi r^2 \sigma n \quad (7.3)$$

където:  $r$  – радиуса на кристализационния център;

$\frac{3}{4}\pi r^3$  - обема на кристализационния център;

$4\pi r^2$  - повърхността на кристализационния център.



Фиг.7.3. Влияние на радиуса  $r$  на кристализационния център върху изменението на свободната енергия  $\Delta F$ .

Ако проследим графично, как се изменя функцията  $\Delta F = f(r)$  на фиг. 7.3 се вижда, че при някаква стойност на радиуса „ $r_{кр}$ “ (критичен радиус) функцията има максимум. За кристализационни центри с размери по-

малки от  $r_{кр}$ , тяхното нарастване ще води до нарастване на „F“, т.е. тяхното нарастване е енергетически неизгодно. Затова, ако в стопилката се образуват такива центри, в следващия момент те се разпадат.

Кристализационни центри с размери на радиуса по-малки от  $r_{кр}$  се наричат неустойчиви.

Нарастването на кристализационните центри с размери равни и по-големи от  $r_{кр}$  ще води до намаляване на F, т.е. тяхното съществуване ще е енергетически изгодно. Кристализационни центри с размери на радиуса по-големи или равни на  $r_{кр}$  се наричат устойчиви.

За определяне на  $r_{кр}$  е необходимо да се намери първата производна на функцията  $\Delta F = f(r)$  и се приравни на нула:

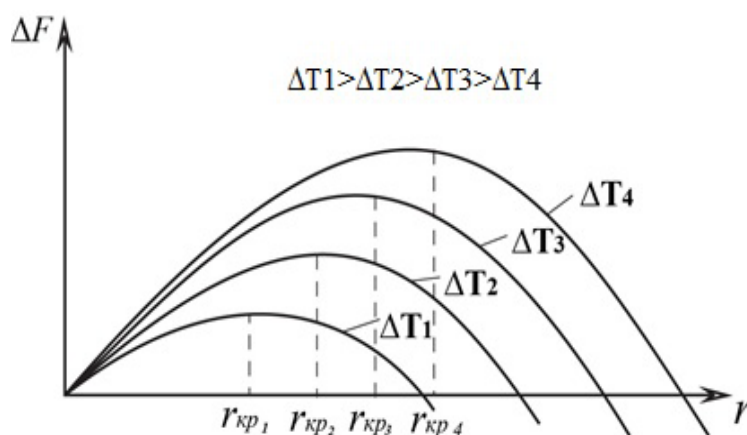
$$\frac{d\Delta F}{dr} = 0 \quad (7.4)$$

Диференцираме уравнението по радиуса, приравняваме на нула и то добива вида:

$$\frac{d\Delta F}{dr} = -4\pi r_{кр}^2 \Delta f_V n + 8\pi r_{кр}^2 \sigma n = 0 \text{ или} \\ r_{кр} = \frac{2\sigma}{\Delta f} \quad (7.5)$$

Образуването на кристализационни центри с размери на  $r$  по-големи или равни на  $r_{кр}$  става в резултат на енергийни и концентрационни флуктуации, в местата с повишено енергийно ниво.

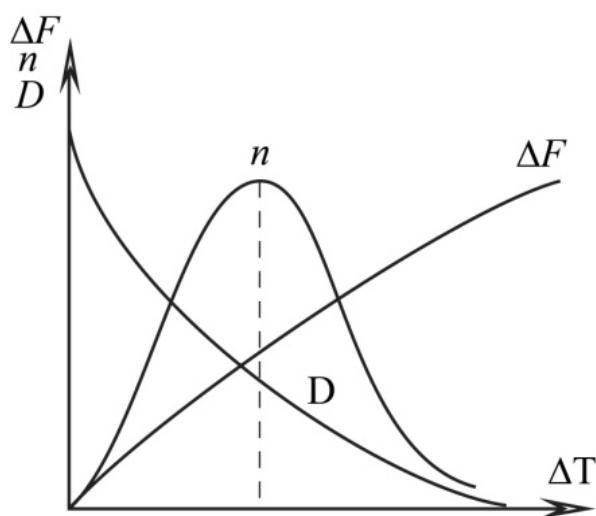
Големината на  $r_{кр}$  зависи от степента на преохлаждане  $\Delta T$  - фиг.7.4.



Фиг.7.4. Влияние на степента на преохлаждане  $\Delta T$  върху големината на критичния радиус  $r_{кр}$

С увеличаване на степента на преохлаждане  $\Delta T$ , критичния радиус  $r_{кр}$  намалява. От една страна това стимулира нарастването на броя образувани се устойчиви кристализационни центри. От друга страна с нарастване на  $\Delta T$  се понижава дифузионната подвижност на атомите.

За да могат да се образуват и нарастват нови и нови кристализационни центри е необходима дифузионна подвижност на атомите, които да се подреждат в кристални решетки. Влиянието на тези два противоречиви фактори на броя „ $n$ ” кристализационни центри е показано на фиг.7.5.



$\Delta F$  – разлика в свободната енергия на течното и твърдо състояние;

$D$  – коефициент на дифузия;

$n$  – брой образувани се кристализационни центри;

$\Delta T$  – степен на преохлаждане

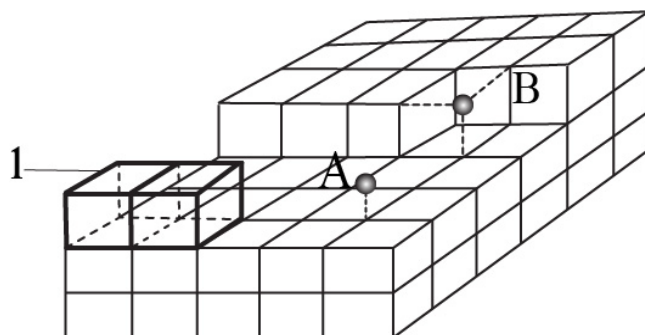
Фиг.7.5. Влияние на степента на преохлаждане  $\Delta T$  върху броя на кристализационни центри

#### 4.2. Нарастване на кристализационните центри

След образуването на кристализационните зародиши започва тяхното нарастване. То протича послойно, в два етапа, чрез прилепяне на отделни атоми едномерни или двумерни зародиши – фиг.7.6.

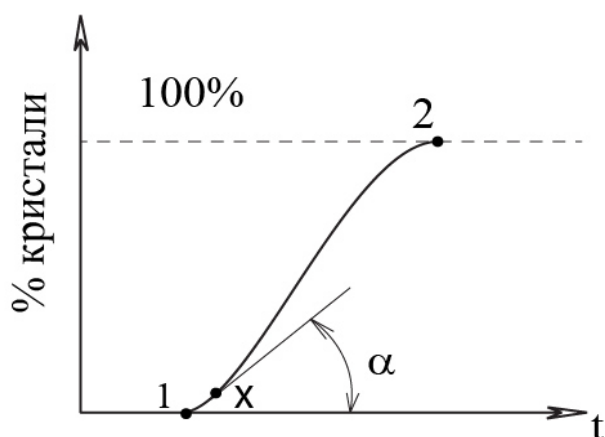
1. Върху плоскостта се залепя двумерен зародиш;
2. Залепяне на атоми А и В.

Изграждането на новата атомна плоскост започва със захващане на двумерен зародиш - 1. Най-неустойчиво се е захванал атом А, който може най-лесно да се откъсне и върне в стопилката. Най-устойчив е атома в положение „В”, който реализира три връзки с нарастващия кристал.



Фиг.7.6.Схема на нарастване на кристализационен център  
1-двумерен зародиш, A и B – захващане на отделни атоми.

След изграждането на една кристалографска равнина скоростта на процеса намалява, до момента, в който се залепи нов двумерен или тримерен зародиш. Кристализационния процес може да се представи с кинетична крива показана на – фиг.7.7.



Фиг.7.7.Кинетична крива на кристализационния процес.

Кристализационния процес започва в точка 1 след известен период от време – наречен инкубационен период. Това е времето за образуване на устойчиви кристализационни центрове. За начало (точка 1) обикновено се приема образуването на 1% от новата фаза. Отначало процеса протича с ниска скорост, тъй като броя на устойчивите кристализационни центрове е нисък. След което

скоростта нараства и накрая отново намалява, тъй като се изчерпва старата фаза (стопилката). Процесът завършва в точка 2.

Във всеки един момент, например точката x, скоростта на кристализационния процес може да се определи чрез тангенса на ъгъла, който сключва допирателната към точката в този момент

$$V = \operatorname{tg} \alpha \quad (7.6)$$

## 5. Фактори влияещи на кристализационния процес

Механичните свойства на металите и сплавите зависят силно от размера на кристалите. По-дребнозърнестите структури имат по-високи якост и

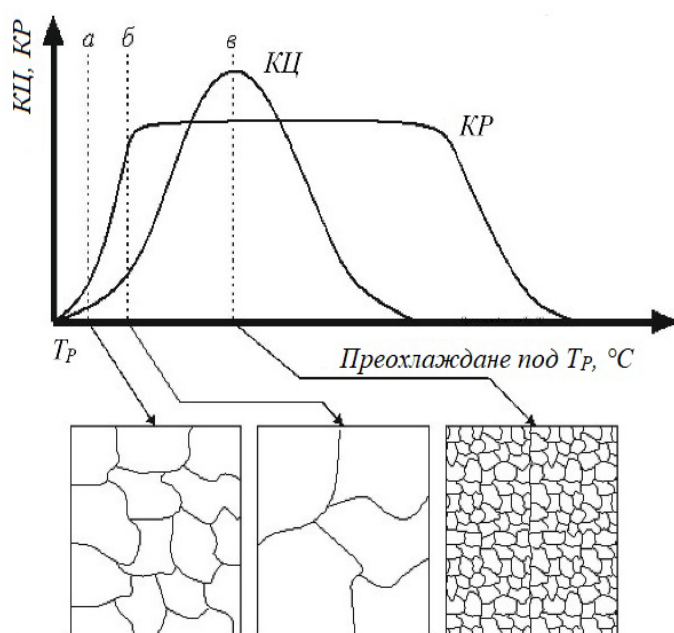
пластичност. От своя страна, едрозърнестите структури имат по-висока топлоустойчивост и затова е от значение да може да се влияе на кристализационния процес, респективно на едрината на кристалите.

Два са начините за влияние на кристализационния процес:

- чрез степента на преохлаждане -  $\Delta T$ .
- чрез внасяне на готови кристализационни центрове или повърхностно активни вещества, понижаващи повърхностното напрежение  $\sigma$ .

### 5.1. Влияние чрез степента на преохлаждане.

Влияейки върху степента на преохлаждане можем да променим  $r_{KP}$  - фиг. 7.4. С повишаване на степента на преохлаждане критичния радиус  $r_{KP}$  намалява. Това позволява образуването на повече устойчиви кристализационни центрове от които започват да нарастват повече кристали в единица обем, което води до издребняване на структурата - фиг. 7.8.



Фиг. 7.8. Зависимост на едрината на кристалите от скоростта на образуване на кристализационни центрове (КЦ) и скоростта на кристалния растеж (КР)

От фиг. 7.8 се вижда, че при малка степен на преохлаждане (случай а) би трябвало да се получат средно големи кристали, при голямо преохлаждане (случай б) едри кристали и при много голямо преохлаждане (случай в) много дребни кристали. Така например при леене в метални форми се получават по-дребнозърнести структури, от колкото в пясъчни форми. Издребняването се постига защото при леене в метална форма топлоотвода е по-голям и степента на преохлаждане е по-голяма. От тук и  $r_{KP}$

е по-малък, образуват се повече устойчиви кристализационни центрове, започват да нарастват повече кристали, което води до по-дребнозърнестата структура.

### **5.2. Чрез внасяне на изкуствени центри на кристализация.**

Това са така наречените модификатори. Те представляват готови кристализационни центри или повърхностно активни вещества, понижаващи повърхностното напрежение  $\sigma$ .

За да стане едно вещество изкуствен кристализационен център, то трябва да отговаря на условията:

- ✓ Температурата на топене на изкуствения кристализационен център да е по-голяма от температурата на топене на стопилката. В противен случай той ще се стопи.
- ✓ Повърхностното напрежение  $\sigma$  действащо на границата стопилка – изкуствен център ( $\sigma_{L/ИЦ}$ ) да е по-малко от повърхностното напрежение, действащо на границата стопилка-собствен център ( $\sigma_{L/СЦ}$ ),  $\sigma_{L/ИЦ} < \sigma_{L/СЦ}$ . В противен случай, макар по-трудно и по-бавно, стопилката ще отхвърли тези центрове и ще си произведе собствени.
- ✓ Да имат един и същи тип кристална решетка и атомните им радиуси да се отличават не повече от 9%.

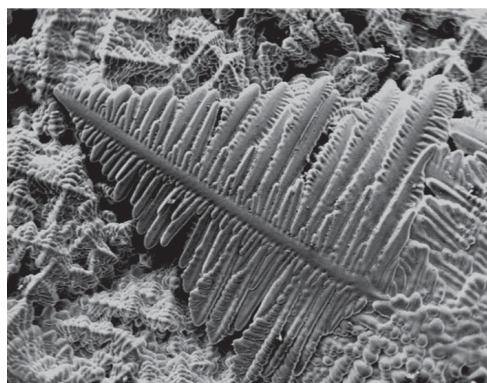
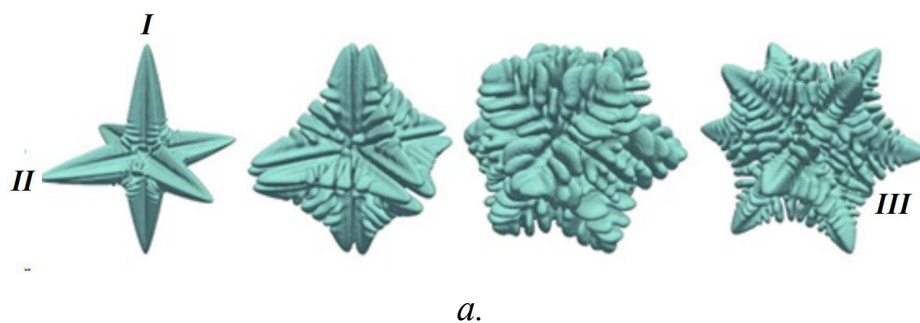
Повърхностно активните вещества се разполагат по разделителната повърхност между стопилката и нарастващите кристализационни центри. Те понижават повърхностно напрежение, стимулирайки образуването на устойчиви кристализационни центри.

### **6. Форма на кристалите**

От енергетична гледна точка кристалите би следвало да имат сферична форма. При равни обеми, сферата има най-малка повърхност, т.е. тази форма ще осигурява най-ниска свободна енергия, тъй като делът на повърхностното напрежение е най-малък. Върху кинетиката на кристализационния процес влияние оказват различни фактори, определящи формата на кристалите. Това са: посока на отвеждане на топлина и начин на подхранване с атоми от стопилката; наличие на конвекционални течения; наличие на неразтворени частици; тип на кристалната решетка и др.

Нарастването на кристалите протича в следната последователност. Първоначално кристалът нараства като игла. Това са т.н. оси от първи род – фиг. 7.9.а. По-нататък заедно с нарастването на осите от първи род, същите започват да се разклоняват. Това са осите от втори род. Накрая

и те се разклоняват – осите от трети род. Кристала добива дървовидна т.н. „дендريدна” форма – фиг. 7.9.б. Тази форма е най-нежелана, тъй като осите от първи род са богати на трудно топимия компонент, а осите от трети род - на лесно топимия. Това води до вътрешно-кристална химическа нееднородност, наречена *ликвация*.

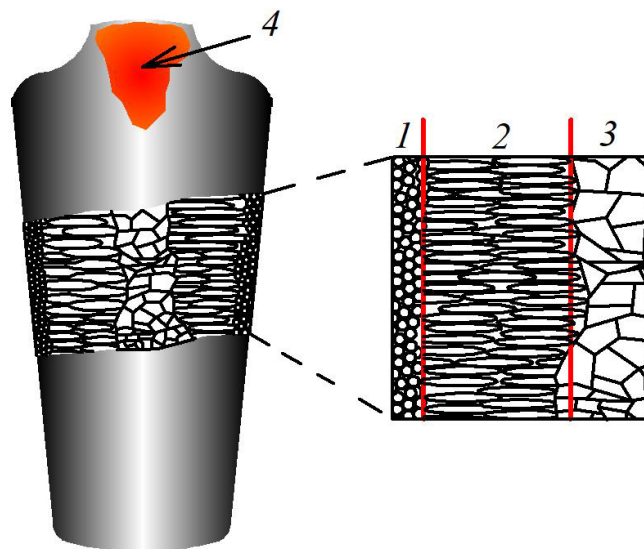


Фиг.7.9. Схема на нарастване на дендريدен кристал **а.** дендريدна структура **б.**

## 7. Строеж на отливката

Върху строежа на отливката влияние оказват всички фактори определящи формата на кристалите. Степен на преохлаждане, възможността кристалите да нарастват в различните направления, наличие на стопилка, която да подхранва кристалите с атоми, образуване на кристализационни центри и др. Ако се направи разрез на една отливка в нея се наблюдават три зони фиг. 7.10.

*Зона I* - изградена от дребни равноосни кристали. Тя се формира на повърхността на отливката. Тук степента на преохлаждане е много голяма и критичният радиус  $r_{кр}$  е много малък. Образуват се множество устойчиви кристализационни центри, които нямат време и възможност да нарастват.



Фиг. 7.10. Схема на стоеж на отливката

Зона 2 - зона на иглести (стълбчати) кристали. В тази зона степента на преохлаждане е по-малка. Критичният радиус  $r_{кр}$  е по-голям и се образуват по-малко устойчиви кристализационни центрове. Тези центрове нарастват по посока обратна на отвеждане на топлината – към центъра, от където се подхранват с атоми от стопилката. В другите две направления нарастването им е ограничено от останалите кристали. Това определя игловидната им форма.

Зона 3 – тя се състои от едри равноосни кристали. Тази зона се формира в центъра. Тук степента на преохлаждане е най-малка, а  $r_{кр}$  е най-голям. Образуват се най-малко устойчиви кристализационни центрове, които се подхранват със стопилката от всякъде и нарастват във трите посоки. Образоващите се кристали имат сфероподобна форма.

В горния край на отливката се образува кухина – 4, наречена всмукнатина. Тя се формира от обстоятелството, че при кристализацията се променя плътността и последните количества течен метал отиват за подхранване на растящите кристали. Стопилката се изсмуква, от където идва и името. Всмукнатината се образува в така наречените термични възли. Това са най-дебелите зони на отливката, които кристализират последни.

За получаване на плътни отливки в термичните възли се поставят „мъртви“ глави. Те кристализират последни и всмукнатината остава в тях. В последствие мъртвите глави се отрязват и се претопяват. Това спомага за получаване на плътни отливки, но се намалява рандемана.

## §8. Диаграми на състоянието

### 1. Дифузия

Много съществен фактор в металознанието е дифузията. В редица случаи тя е основният процес, който определя свойствата на изделията. От гледна точка на металознанието, спрямо дифузията се предявяват различни изисквания. Например в някои случаи (химико-термична обработка например) се изисква висока скорост на дифузия, а в други случаи (например закаляване като вид термична обработка на металите) целта е въобще да не протича дифузия.

Фазовите превръщания са свързани с процеси на дифузия, които, както всеки друг процес, протичат във времето. *Процесът дифузия представлява изменение на местоположението на атомите (йоните) в газове, течности и твърди тела.* Разликата в съставите между две точки от една фаза (например нехомогенен кристал) причинява при подходящи условия дифузионен поток, т. е., миграция на атоми от точката с по-голяма концентрация към точката с по-малка концентрация. Процесът, който по природа е необратим, протича до изравняване на концентрациите в двете точки. Масата вещество  $dm$ , преминаваща през единица сечение от точка 1 към точка 2, разстоянието между които е  $dx$ , е пропорционална на разликата между концентрациите  $dc$  в двете точки и на времето  $dt$ :

$$J = -D \frac{dc}{dx}, \quad (8.1)$$

където  $J = \frac{dm}{dt}$  е плътност на дифузионния поток;  $D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$  е коефициент на дифузия, зависещ от температурата;  $A$  е величина, слабо зависеща от температурата;  $Q$  е активиращата енергия (за мол);  $R$  е газова константа;  $T$  е абсолютната температура. Уравнение (8.1) описва *първия закон на дифузията*, формулиран от немския физик и физиолог Адолф Фик. Очевидно, количеството дифундиращо вещество е толкова по-голямо, колкото е по-голяма разликата в концентрациите, по-продължително е времето и по-малко е разстоянието между двете точки.

Ако изразът за коефициента на дифузия се логаритмува, т.е.  $\ln D = \ln A - \frac{Q}{RT}$ , се вижда, че малка промяна на температурата  $T$  влияе

силно върху коефициента на дифузия. Скоростта на дифузия (плътността на дифузионния поток) зависи и от други фактори, като например големината на концентрацията, степента на студената пластична деформация и др.

Първият закон на дифузията се отнася до *установен дифузионен поток*, т.е., концентрацията на насищания елемент в коя да е точка от дифузионния слой остава постоянна с течение на времето. Когато концентрацията на насищания елемент се изменя в дълбочина на дифузионния слой с течение на времето, дифузионният поток е *неустановен* (нестационарен). Изменението на концентрацията във времето и в дълбочина се дефинира от *втория закон на дифузията*, формулиран също от Адолф Фик:

$$\frac{\partial c}{\partial t} - D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = 0 \quad (8.2)$$

Горното уравнение се решава само при определени гранични условия.

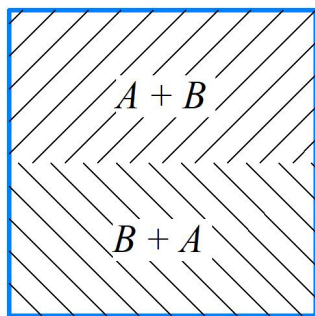
## 2. Двухкомпонентни системи

Системата представлява вещество или съвкупност от вещества в твърдо, течно или газообразно състояние, между които могат да протичат топлообменни и дифузионни процеси. Системата се разглежда винаги при определени температура, налягане и концентрация на веществата.

В зависимост от броя на компонентите, системите могат да бъдат – прости (еднокомпонентни); двойни (двухкомпонентни); тройни (трикомпонентни) и т.н.

Като компоненти могат да се използват както чисти метали и неметали, така и устойчиви при нагряване химични съединения. В техниката се използват главно компоненти, които са неограничено разтворими в течно състояние. Това означава, че ако такава сплав се разтопи, ще се получи хомогенна стопилка, като по-леснотопимия компонент може да разтвори по-труднотопимия при температура, лежаща под точката на топенето му.

По-рядко се използват сплави между компоненти, които са ограничено разтворими в течно състояние - фиг. 8.1. В този случай компонента А



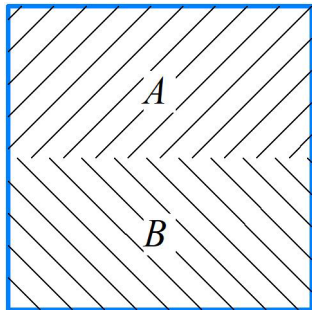
Фиг. 8.1. Ограничена разтворимост между компонентите в течно състояние

може да разтвори само едно определено количество от компонента В, както и компонента В е в състояние да разтвори ограничено количество от А. След добро разбъркване на стопилката, двата компонента (А и В) образуват постепенно два разграничени слоя. Единият слой (по-

тежкият) представлява разтвор на А и В, а другият (по-лекият) на В и А.

С повишаване на температурата способността на А да разтваря В расте. Расте също така и способността на В да разтваря А. По този начин може да се стигне до пълна разтворимост на двата компонента един в друг, при което слоевете изчезват и се получава хомогенна стопилка.

Най-рядко се използват сплави от неразтворими в течно състояние компоненти - фиг. 8.2. Ако се смесят стопилките на два неразтварящи се в



Фиг. 8.2. Пълна неразтворимост между компонентите в течно състояние

течно състояние компонента, ще се обособят отделни слоеве, тъй като стопилката на по-лекия ще изплава над другата. При кристализиране ако не се вземат мерки за разбиване на двете стопилки в емулсия, ще се получи слитък, състоящ се от отделни пластове. Очевидно

такива тела не могат да се нарекат сплави, тъй като всеки пласт запазва състава, строежа и свойствата на определен компонент.

### 3. Правило на фазите

Фазата е хомогенна част на една хетерогенна система, която е с едно и също агрегатно състояние, идентичен термодинамичен потенциал и е отделена от останалите части с разделна повърхнина. Преминаването от

една фаза в друга е свързано със скокообразно изменение на структурата или на химичния състав.

### **3.1. Правило на Гибс**

Общите закономерности за съществуването на устойчиви фази, които да отговарят на теоретичните условия на равновесие, могат да се изразят в математична форма чрез правилото на фазите, или т. нар. закон на Гибс. Това правило дава количествената зависимост между броя степени на свобода – „С“, броя компоненти „к“ и броя на фазите „f“.

При постоянно налягане то гласи:

$$C = k - f + 1 \quad (8.3)$$

където:

С – брой на степените на свобода;

к – брой на компонентите.

f – брой на фазите;

Цифрата 1 отчита независимата променлива – температура, тъй като всички разсъждения се провеждат за налягане  $P = const$ .

Ако налягането се изменя, то уравнението добива вида:

$$C = k - f + 2 \quad (8.4)$$

Ако **C=0**, системата се нарича нонвариантна. Това означава, че промяната на един външен фактор (температура или концентрация) ще води до промяна във фазовото състояние. В този случай превръщането протича при постоянна температура  $T = const$  и във времемпературната крива се появява площадка.

Ако **C=1**, системата се нарича моновариантна. Промяната на един външен фактор не води до промяна във фазовото състояние. Превръщането протича в температурен интервал и води до промяна в наклона на времемпературната крива.

Ако **C=2**, системата се нарича бивариантна. Означава, че промяната на два външни фактора не променя фазовото състояние.

При **C=3** и повече системата се нарича поливариантна.

Максималният брой фази, които могат да бъдат в равновесие при дву-компонентните системи е равен на три.

#### 4. Построяване на диаграма на състоянията

Диаграма на състоянието представлява графично изображение на фазовото състояние на сплави от дадена система, във функция от температурната концентрация. На нея се изобразяват фазите, които при дадените условия притежават минимум свободна енергия.

Диаграми на състоянието се строят в координати температура-концентрация, на базата на експериментални данни. Критичните точки в тях се установяват по термичния ефект, чрез термичен анализ.

За построяването на диаграми на състоянието се строят серия от време-температурни криви за различна концентрация на сплавта – фиг. 8.3.а. Получените критични точки се пренасят върху диаграмата на състоянието – фиг. 8.3.б. за съответната концентрация.

На диаграмата (фиг. 8.3.б) пренасяме, за всяка една концентрация (от 100% А / 0% В до 0% А / 100% В) всички точки 1 и 2.

Точките 1 показват момента, в който започва кристализацията. В този момент от стопилката започват да се отделят кристали. При температура по-висока от тази на точките 1 има стопилка - означена с L.

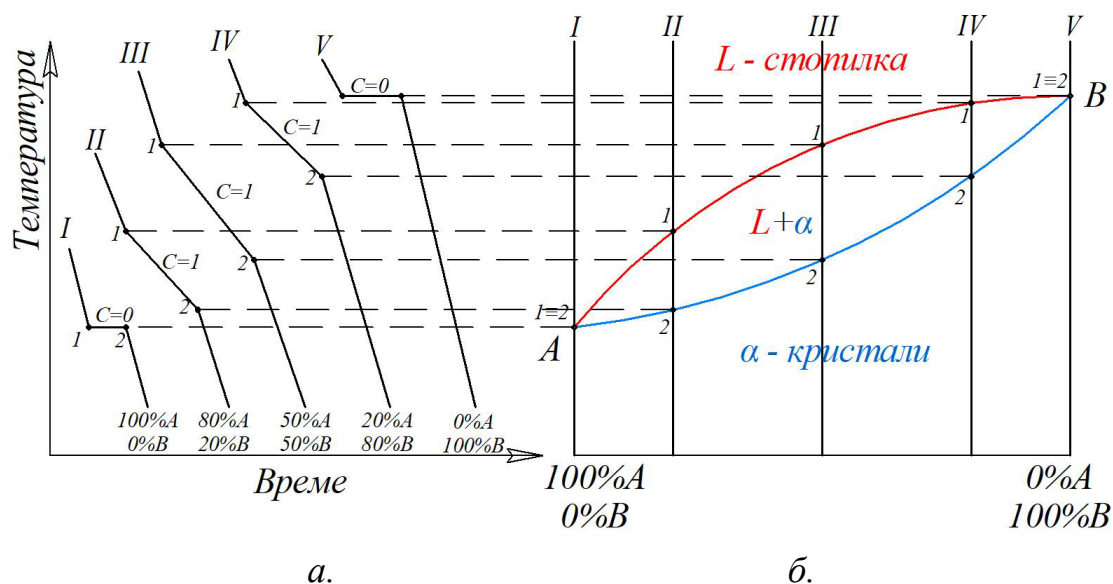
Точките 2 показват момента на края на кристализационния процес. Под тях има твърдо състояние - кристали. В случая  $\alpha$  кристали.

Между точките 1 и 2 протича кристализацията и в това поле съществуват две фази – стопилка и кристали.

На диаграмата се забелязват две характерни линии:

Линията A1B – наричана ликвидус линия. Идва от латинското „*liquidus*”- което означава течност. Над нея има стопилка, течно състояние. Ликвидус линията представлява – геометрично място от точки, където започва кристализационния процес.

Линията A2B – се нарича солидус – геометрично място от точки, където завършва кристализационния процес. Наименованието и' идва от латинското „*solidus*” – което означава твърдо. Под нея всичко е в твърдо състояние.



Фиг. 8.3. Построяване на диаграми на състоянието.

а. записване на време-температурни криви за сплави с различна концентрация и б. диаграма на състоянието

## §9. Двуконпонентни сплави с пълна неразтворимост на компонентите

Нека компонентът А и компонентът В образуват в течно състояние хомогенна стопилка L. В твърдо състояние двата компонента са пълно неразтворими един в друг и всеки кристализира сам за себе си, със собствени кристали - кристали на чистия компонент А и кристали на чистия компонент В.

Диаграмата е показана на фиг. 9.1. Наименованието *евтектикум* - идва от гръцката дума *eutektos*, което означава лесно топим.

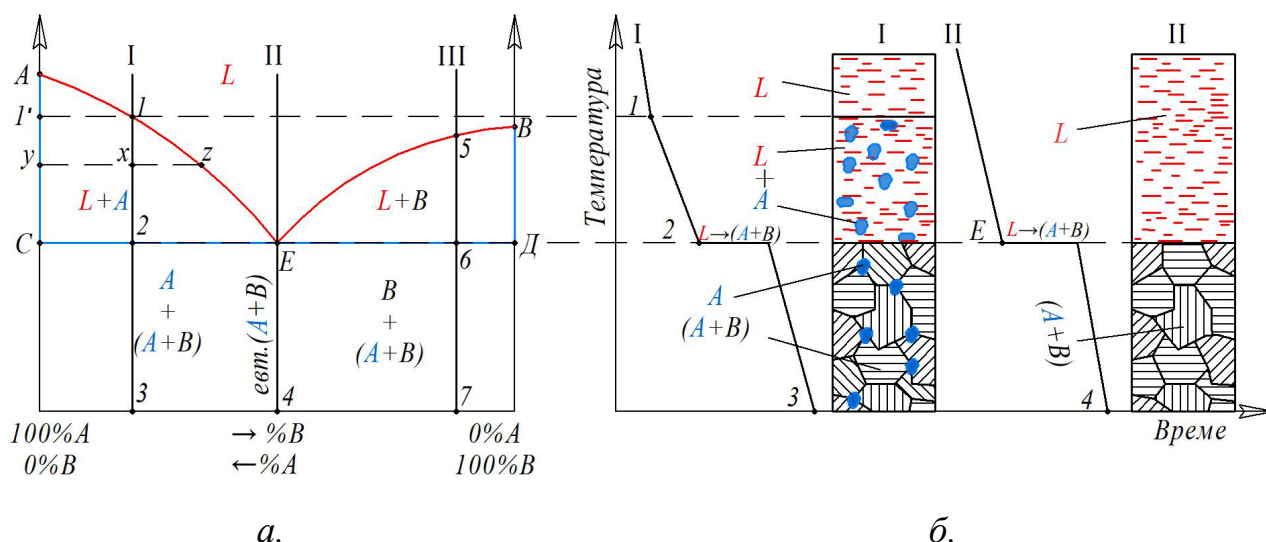
При евтектичната кристализация стопликата кристализира с едновременно отделяне на два кристални вида, в случая А и В кристали.

На диаграмата:

Точка А - точката на топене (кристализация) на чистия компонент А

Точка В - точката на топене (кристализация) на чистия компонент В

Точка Е - евтектична точка. Стопилка със състав съответстващ на точката Е кристализира евтектично -  $L_E \rightarrow (A+B)$ .



Фиг. 9.1. Диаграма с евтектикум и пълна неразтворимост на компонентите в твърдо състояние: а. диаграма на състоянието; б. време-температурна криви на кристализация и изменения в структурата.

Линиите:

АЕВ - ликвидус линия,

АСЕДВ - солидус линия,

СЕД - евтектична линия. На нея стопилка със състав на точка Е кристализира с едновременно отделяне на два кристални вида, в случая А и В кристали -  $L_E \rightarrow (A + B)$ . Получената смес се нарича евтектична.

### Кристализация на сплав I.

Сплав I е с концентрация между точките „С“ и „Е“. Тази сплав се нарича подевтетична – фиг. 9.1.а.

До т.1 има стопилка, просто физическо охлаждане. Точка 1 е точка от ликвидуса. Започва отделяне на кристали, които като се спусне хоризонтала до солидус линията – т.1' и се засече върху концентрационната ос виждаме, че това са кристали съдържащи 100% А, т.е. кристали на чистия компонент А. Броят на степените на свобода в т.1 е:  $C_1 = k - f + 1 = 2 - 2 + 1 = 1$  (два компонента - А и В и две фази - стопилка L и кристали А). Това означава, че се променя наклона на време-температурната крива. От т.1 до т.2 от стопилката се отделят А кристали, в резултат стопилката се обогатява на компонента В и нейния състав се променя по линията 1Е. В една междинна точка т.х можем да определим какво е количеството на стопилката и А кристалите –  $\frac{L_z}{A_y} = \frac{\overline{xy}}{\overline{xz}}$ .

Когато достигнем т.2, имаме А – кристали и стопилка със състав на т. Е, т.е. стопилката има евтектичен състав и ще кристализира евтектично с едновременно отделяне на кристали А и кристали В. Получава се финна механична смес от кристали (А + В), която има пластинчат характер. Броят на степените на свобода в т.2 е:  $C_2 = 2 - 3 + 1 = 0$ , (2 компонента – А и В, 3 фази – L, А и В). Кристализацията ще протича при постоянна температура  $T=const$  и на време-температурната крива се получава площадка. От т.2 до т.3 промени не настъпват. При стайна температура структурата е кристали А и евтектикум (А + В).

### **Кристализация на сплав II.**

Сплав II е със състав съответстващ на точка Е и се нарича евтектична. До т.Е има просто физическо охлаждане на стопилката. При достигане температурата на точка Е стопилката кристализира евтектично  $L_E \rightarrow (A+B)$ , броят на степените на свобода е равен на  $C_E = 2 - 3 + 1 = 0$  (2 компонента – А и В, 3 фази – L, А и В). Кристализацията протича при постоянна температура. От т.Е до т.4 промени не настъпват. Структурата е евтектикум от А и В кристали (А + В) – фиг. 9.1. б.

За сплави с концентрации между т.Е и т.Д, (сплав III) кристализацията протича като при сплав I, но вместо А кристали ще има В кристали. Тези сплави се наричат надевтектични.

## **§10. Двухкомпонентни сплави с неограничена разтворимост на компонентите**

Нека компонента А и компонента В образуват в течно състояние хомогенна стопилка L. В твърдо състояние двата компонента са неограничено разтворими един в друг и образуват неограничено твърд разтвор  $\alpha$  - фиг. 10.1.

Неограничено разтворими означава, че каквото и да е количеството от компонента В може да се разтваря в кристалната решетка на компонента А и обратно, каквото и да е количеството от А, може да се разтваря в кристалната решетка на компонента В.

Това е възможно, ако двата компонента имат един и същи тип кристална решетка, атомните им радиуси не се отличават с повече от 14% или се намират в една и съща или две съседни групи в таблицата на Менделеев.

На диаграмата:

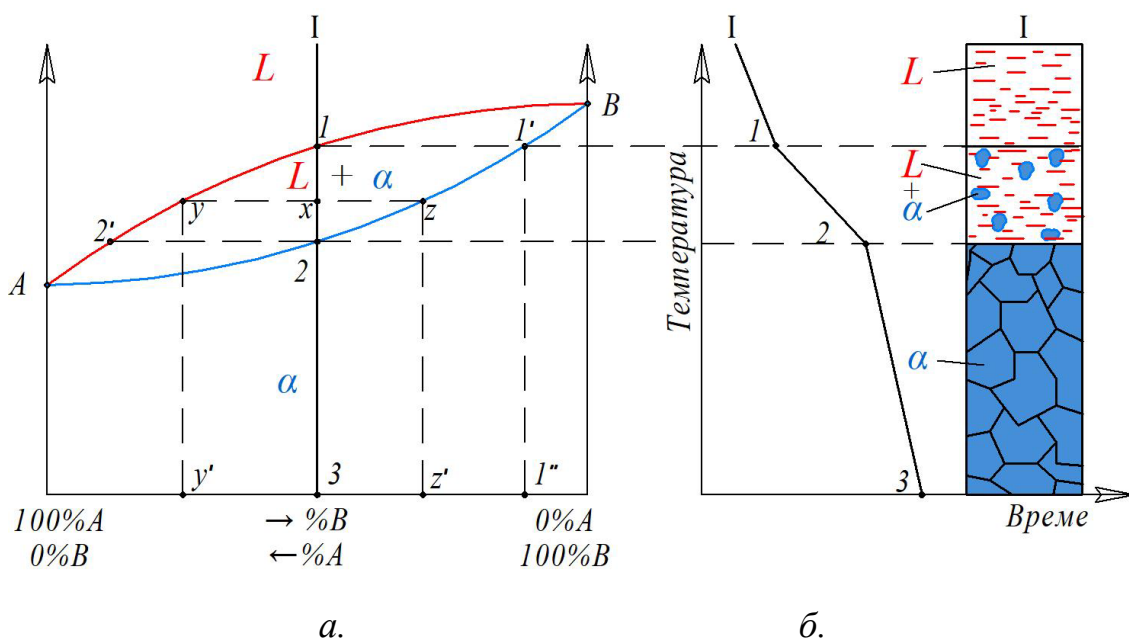
точка А - точка на топене (кристализация) на чистия компонент А;  
 точка В – точка на топене (кристализация) на чистия компонент В;  
 линията А1В – ликвидус линия;  
 А2В – солидус линия.

### Кристализация на сплав I.

До точка 1 има хомогенна стопилка L – просто физическо охлаждане. Броят на степените на свобода до тази точка е равен на:  $C=k-f+I=2-1+1=2$  – два компонента (А и В) и една фаза (стопилка L). Това означава, че до точка 1 могат да се променят два външни фактора (температура и концентрация) без да се променя фазовото състояние на сплавта.

При достигане на температурата в т.1, (точка от ликвидус линията) ще започне кристализацията на сплавта.

Разглежданата сплав е с концентрация проекцията на точка 1 върху концентрационната ос – т.е. съответства на точка 3 (~ 50 % А и 50 % В) – фиг.10.1.а.



Фиг.10.1. Диаграма на състоянието с пълна разтворимост на компонентите в твърдо състояние: **а.** диаграма на състоянието и **б.** време-температурна крива на кристализация за сплав I и изменение на структурата.

При започване на кристализацията обаче, от термодинамична гледна точка, енергетически по-изгодно (осигурява по-ниска свободна енергия) е

ако състава на отделящите се кристали се промени и съответства, в този момент, на проекцията на точка 1 – върху солидус линията – точка 1'. Тоест, състава на кристалите ще съответства на проекцията на точка 1' върху абсцисната ос – точка 1''. В хода на кристализационния процес състава на кристалите се променя по солидус линията, в случая по линията от 1' до 2. Същото нещо важи и за стопилката. Отделяйките се от нея кристали  $\alpha$  (със съдържание на компонентите В по-високо от средния за сплавта), тя респективно обеднява на В компонента и се обогатява с А. Затова по време на кристализацията състава на стопилката се променя по линията от 1 до 2' – т.е. по ликвидус линията. За една междинна точка от двуфазното поле – примерно „х” състава на кристалите ще съответства на проекцията на точка „z” върху абсцисата (z'), а на стопилката – на проекцията на точка „у”.

От тук произтича и първия извод на така нареченото „Правило на отсечките” (лостово правило). В точката „х”, от двуфазното поле (L +  $\alpha$ ), сплавта съдържа стопилка със състав  $L_y$  и кристали  $\alpha_z$ . В този момент общото количество на сплавта е равно на сбора от количествата на стопилката и кристалите.

$$Q_{СП} = Q_{Ly} + Q_{\alpha z} \quad (10.1)$$

където:

$Q_{СП}$  – количеството на сплавта;

$Q_{Ly}$  – количеството на стопилката със състав на точката „у”;

$Q_{\alpha z}$  – количеството на кристалите със състав от точка „z”.

Количеството на сплавта  $Q_{СП}$  може да се изрази и със средната концентрация давана от точка „х”.

$$Q_{СП} = Q_{Lx} + Q_{\alpha x} \quad (10.2)$$

или

$$Q_{Ly} + Q_{\alpha z} = Q_{Lx} + Q_{\alpha x} \quad (10.3)$$

откъдето:

$$Q_{L(y-x)} + Q_{\alpha(x-z)}$$

От диаграмата се вижда, че (у-х) е равна на отсечката  $\overline{xu}$  и (х-з) е равна на отсечката  $\overline{xz}$ ,

$$\text{Откъдето: } \frac{Q_L}{Q_\alpha} = \frac{\overline{xz}}{\overline{xu}}.$$

Тъй като общото количество на сплавта е 100 %, можем да определим и какво е количеството на всяка една от фазите в този момент:

$$\text{На кристалите: } \alpha = \frac{\overline{xy}}{\overline{yz}} \cdot 100, \%$$

$$\text{На стопилката: } L = \frac{\overline{xz}}{\overline{yz}} \cdot 100, \%$$

От тук произтича и още един извод от така нареченото лостово правило. *Ако през точка от двуфазно поле, даваща средната концентрация на сплавта, прекараме линия успоредна на абсцисата, получените две отсечки се отнасят, както количествата на двете фази.*

За разглежданата сплав I (фиг.10.1.) при достигане на т.1 се спуска хоризонтала до солидус линията – точка 1' и се вижда, че това са  $\alpha$  – кристали, чийто химичен състав може да се определи чрез проектиране на точка 1' върху концентрационната ос – точка 1'' (примерно 15 % А и 85 % В). Броят на степените на свобода в точка 1 е:  $C_1 = 2 - 2 + 1 = 1$  - два компонента А и В и две фази – L и  $\alpha$ . Това означава, че се променя само наклона на време-температурната крива.

От точка 1 до точка 2 от стопилката се отделят  $\alpha$  кристали, чийто състав се променя по линията 1' - 2, а съставът на стопилката се променя по линията 1 - 2'. В точка от дифузното поле (L+ $\alpha$ ), примерно в т. х ще имаме стопилка със състав на т. у ( $L_y$ ) и кристали със състав на т. z ( $\alpha_z$ ). За тази точка и за която и да е друга точка между т. 1 и т. 2 може да приложим правилото на отсечките:

$$\text{за точка х} - \frac{L_y}{\alpha_z} = \frac{\overline{xz}}{\overline{xu}}$$

*Правилото гласи: количеството на стопилката (със състав проекцията на точка у) към количеството на кристалите (със състав на точка z), се отнасят тъй както отсечките хz към ху.* Точка 2 е точка от солидуса и тук кристализацията завършва. Цялото количество стопилка е преминало в  $\alpha$  кристали, които имат състав проекцията на точка 2. Броят на степените на свобода в точка 2 е:  $C_2 = 2 - 1 + 1 = 2$  (2 компонента А и В, 1 фаза -  $\alpha$ ). Това означава, че се променя наклона на време-температурната крива. От точка 2 до точка 3 промени не настъпват. Има просто физическо охлаждане на отделените се  $\alpha$  кристали. Промените в структурата на сплав I могат да се проследят на фиг. 10.1.б.

## §11. Двуконпонентни сплави с ограничена разтворимост на компонентите

### 1. Диаграма на състоянието с евтектикум и ограничена разтворимост на компонентите в твърдо състояние

Нека компонентите А и В образуват в течно състояние хомогенна стопилка L. В твърдо състояние двата компонента са ограничено разтворими един в друг и образуват ограничени твърди разтвори  $\alpha$  и  $\beta$  - фиг. 11.1.

На диаграмата:

Точка А - точката на топене (кристализация) на чистия компонент А;

Точка В - точката на топене (кристализация) на чистия компонент В;

Точка Е - евтектична точка. В тази точка стопилката кристализира в евтектикум от  $\alpha$  и  $\beta$  кристали:  $L_E \rightarrow (\alpha_C + \beta_D)$ .

Линията АЕВ – ликвидус линия. Над нея има хомогенна стопилка и при достигането и започва кристализационният процес.

Линията АСЕДВ – солидус линия. На нея приключва кристализационния процес. Под нея съществуват два ограничени твърди разтвора  $\alpha$  и  $\beta$ :

$\alpha$  - твърд разтвор на компонента В в решетка на компонента А.

$\beta$  - твърд разтвор на компонента А в решетка на компонента В.

Линията СЕД – евтектична линия. На тази линия стопилката кристализира евтектично:  $L_E \rightarrow (\alpha_C + \beta_D)$ .

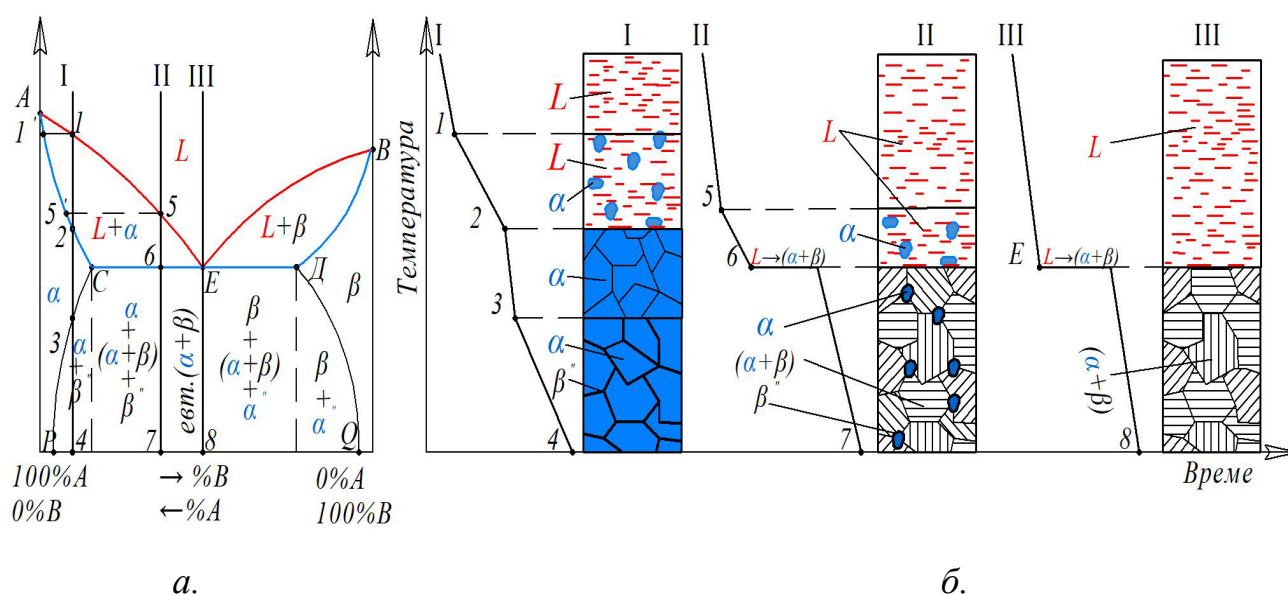
Линиите СР и ДQ – линии на насищане. Линията СР показва при всяка една температура какво количество от компонента В може да се разтваря в компонента А (респективно колко % от В има в  $\alpha$  твърдия разтвор). ДQ обратно - какво количество от А може да се разтвори в  $\beta$ -твърдия разтвор.

Първите две сплави, показани на фиг. 11.1.а. са подевтектични а третата – евтектична.

#### **Кристализация на сплав I.**

До т.1 има стопилка. Точка 1 е точка от ликвидуса и започва отделяне на  $\alpha$  кристали със състав проекцията на т.1'. Броят на степените на свобода в т.1 е:  $C_I = k - f + I = 2 - 2 + 1 = 1$  (два компонента - А и В и две фази – стопилка L и кристали  $\alpha$ ), променя се наклона на време-температурната крива. От т.1 до т.2 количеството на  $\alpha$  кристали нараства и в т.2 има 100%  $\alpha$ . Кристализацията приключва, тъй като тя лежи на солидус

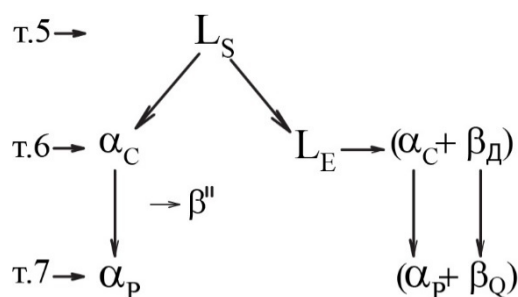
линията. От т.2 до т.3 има просто физическо охлаждане на  $\alpha$  твърдия разтвор, който е ненаситен. Ненаситен е защото в него има разтворено по-малко количество от В, от което той може да разтваря. Точка 3 е точка от линията на насищане – СР. В този момент в кристалната решетка на компонента А има толкова атоми на компонента В, колкото може да разтваря. Под тази температура  $\alpha$  твърдия разтвор става преситен и излишното количество на В се отделя под формата на кристали, богати на В, а именно  $\beta''$ . Степените на свобода в т.3 са:  $C_3 = 2 - 2 + 1 = 1$  (2 компонента – А и В, 2 фази  $\alpha$  и  $\beta''$ ), променя се наклона на време-температурната крива. От т. 3 до т. 4 състава на  $\alpha$  кристалите се променя по линията ЗР. Тъй като старата фаза:  $\alpha$  кристали е твърда, тя възпрепятства отделянето на  $\beta''$ , те се отделят по границите на зърната под формата на мрежа. При стайна температура структурата е  $\alpha$  кристали с отделени по границата им  $\beta''$  - фиг. 11.1.б.



Фиг. 11.1. Диаграма на състоянието с евтектикум и ограничена разтворимост: **а.** диаграма на състоянието; **б.** време-температурна криви на кристализация и изменения в структурата.

### Кристализация на сплав II.

До точка 5 има стопилка L. Точка 5 е точка от ликвидуса и започва отделяне на  $\alpha$  кристали със състав проекцията на т.5'. Степените на свобода в т.5 са:  $C_5 = 2 - 2 + 1 = 1$  (2 компонента – А и В, 2 фази – L и  $\alpha$ ). Променя се наклона на време-температурната крива в т.5. От т.5 до т.6 от стопилката се отделят  $\alpha$  кристали. Техният състав се променя по



Фиг.11.2. Схема на кристализацията на сплав II

линията 5'С, а на стопилката – по линията 5Е. Когато се достигне температурата на т.6 има  $\alpha$  кристали със състав на т.С –  $\alpha_C$  и стопилка със състав на т.Е –  $L_E$ . Количеството на двете фази в този момент  $\frac{L_E}{\alpha_C} = \frac{\overline{6C}}{\overline{6E}}$ .

Стопилката е достигнала евтектичната концентрация на т. Е. Останалата стопилка кристализира евтектично с

едновременно отделяне на  $\alpha$  и  $\beta$  кристали,  $L_E \rightarrow (\alpha_C + \beta_D)$ . Образува се евтектикум (финна механична смес) от  $(\alpha + \beta)$  кристали. Превръщането протича при  $T^0 = const$ , защото:  $C_6 = 2 - 3 + 1 = 0$  (2 компонента - А и В, 3 фази – L,  $\alpha$  и  $\beta$ ). От т.6 до т.7, в резултат на намаляващата разтворимост на В в А,  $\alpha$  ще отделя  $\beta''$  по границите си. Поради изменение разтворимостта и на  $\beta$  кристалите, в рамките на евтектикума също се променя концентрацията на  $\alpha$  и  $\beta$  кристали и от  $(\alpha_C + \beta_D)$  се променя до  $(\alpha_P + \beta_Q)$ . При стайна температура структурата е  $\alpha_P + \beta'' + (\alpha_P + \beta_Q)$  – фиг. 11.1.б. Схематично кристализацията е показана на фиг. 11.2.

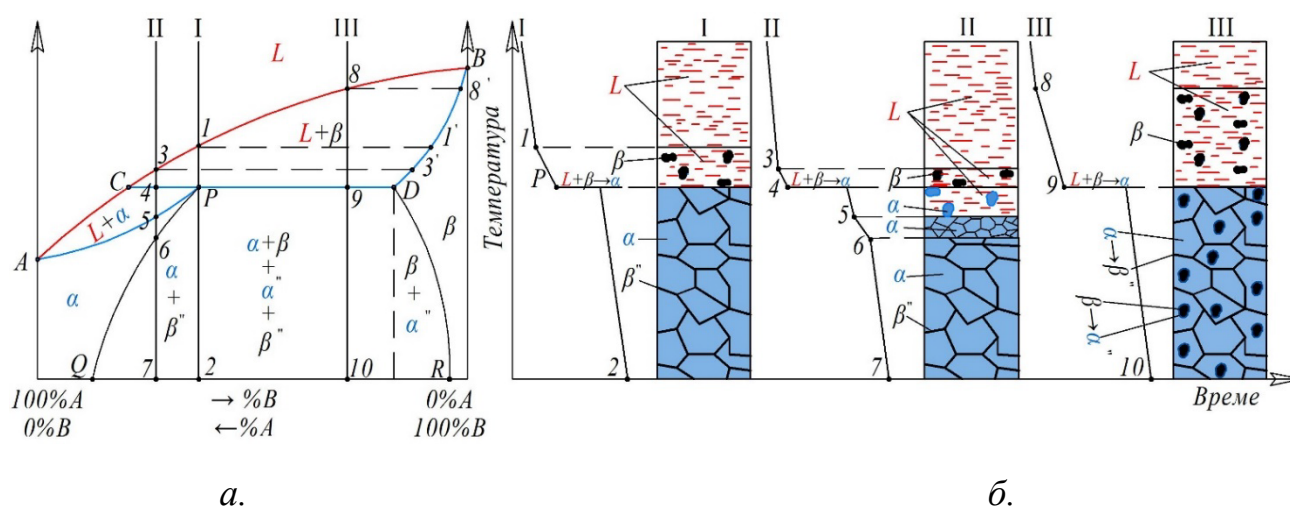
### Кристализация на сплав III.

Тя е със евтектичен състав и се нарича евтектична сплав. В т.Е стопилката има евтектичен състав и кристализира евтектично  $L_E \rightarrow (\alpha_C + \beta_D)$ . Кристализацията протича при постоянна температура, тъй като степените на свобода в т.Е са равни на нула:  $C_E = 2 - 3 + 1 = 0$  (2 компонента А и В, 3 фази L,  $\alpha$  и  $\beta$ ). От т.Е до т.8 структурата е евтектикум от  $\alpha$  и  $\beta$  кристали, които от състав  $(\alpha_C + \beta_D)$  се променя при стайна температура до  $(\alpha_P + \beta_Q)$ . В микроструктурата не се наблюдават изменения, тъй като отделящите се вторични фази, в резултат на понижаващата се разтворимост, се наслаgват към предварително отделилите се  $\alpha$  и  $\beta$  кристали.

За сплави в дясно от т.Е кристализацията е същата, както при сплав I, но вместо  $\alpha$  кристали от стопилката се отделят  $\beta$  кристали, които под линията СЕД отделят вторични кристали  $\alpha''$ . Тези сплави се наричат над-евтектични.

## 2. Диаграма на състоянието с перитектикум и ограничена разтворимост на компонентите в твърдо състояние

Нека компонентите А и В образуват хомогенна стопилка L в течно състояние. В твърдо състояние двата са ограничено разтворими един в друг и образуват два ограничени твърди разтвора  $\alpha$  и  $\beta$  – фиг.11.3.



Фиг. 11.3. Диаграма на състоянието с перитектикум: **а.** диаграма на състоянието; **б.** време-температурна криви на кристализация и изменения в структурата.

На диаграмата:

точка А - точката на топене (кристализация) на чистия компонент А;

точка В - точката на топене (кристализация) на чистия компонент В;

точка Р - перитектична трчка.

Линиите: ACB - ликвидус линия; APDB - солидус линия; CPD – перитектична линия. На нея протича перитектична реакция  $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P$ ; PQ и DR -линии на насищане.

$\alpha$  - твърд разтвор на компонента В в кристалната решетка на А;

$\beta$  - твърд разтвор на компонента А в кристалната решетка на В.

При този вид диаграми съществува нов вид нонвариантна кристализация ( $C = 0$ ) - перитектична. При нея стопилката взаимодейства с отделената се до момента твърда фаза и се образува нова твърда фаза.

*Перитектично превръщане (перитектична реакция) е превръщането (реакция) между една течна и една твърда фаза, при което се образува нова твърда фаза –  $L + \beta \rightarrow \alpha$ .*

Такива диаграми се получават, когато има голяма разлика в температурите на кристализация на компонентите.

Време-температурните криви и изменението на структурата за трите разглеждани сплави може да се проследи на фиг. 11.3.б.

### **Кристализация на сплав I.**

Кристализацията започва в т.1 с отделяне на  $\beta$  кристали със състав проекцията на т.1'. От т.1 до т.2 от стопилката се отделят  $\beta$  кристали, чийто състав се променя по линията 1'D. Съставът на стопилката се променя по линията 1C. Когато се достигне температурата на точка P, сплавта съдържа  $\beta$  кристали със състав на т.D ( $\beta_D$ ) и стопилка със състав на т.C ( $L_C$ ). Между тях протича перитектично взаимодействие и се образуват  $\alpha$  кристали със състав на т.P ( $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P$ ). Протича т.н. пълна перитектична реакция, при която двете фази - L и  $\beta$  се изразходват напълно. Количеството им преди началото на перитектичната реакция е  $\frac{L_C}{\beta_D} = \frac{\overline{PD}}{\overline{PC}}$ . Превръщането протича при постоянна температура, тъй като броя на степените на свобода в т.P е  $C_P = 0$  (2 компонента - A и B, 3 фази - L,  $\beta$ ,  $\alpha$ ),  $C_P = 2 - 3 + 1 = 0$ . От т.P до т.2 поради намаляване на разтворимостта на B в A,  $\alpha$  отделя  $\beta''$  по границите си - фиг. 11.3.а и б.

### **Кристализация на сплав II.**

До т.3 има стопилка L, просто физическо охлаждане. Точка 3 е точка от ликвидус линията и започват да се отделят  $\beta$  кристали със състав на т.3'. От т.3 до т.4 от стопилката се отделят  $\beta$  кристали, чийто състав се изменя по линията 3'D, а състава на стопилката се променя по линията 3C. В т.4 стопилката е със състав на точка C, а  $\beta$  кристалите имат състав на точка D. Количеството на двете фази е  $\frac{L_C}{\beta_D} = \frac{\overline{4D}}{\overline{4C}}$ . Между двете фази протича

непълна перитектична реакция, при която остава неизразходвана стопилка, тъй като отсечката  $4D > PD$ , количеството на стопилката е повече от необходимото за перитектична реакция.

Реакцията протича при постоянна температура  $T = const$ , защото  $C_4 = 0$  (2 компонента - А и В, 3 фази – L,  $\beta$ ,  $\alpha$ ). От т.4 до т.5 от стопилката се отделят директно новообразуваните се  $\alpha$  кристали. В този интервал броят на степените на свобода е:  $C_{4+5} = 2 - 2 + 1 = 1$  (2 компонента А и В, 2 фази – L и  $\alpha$ ), превръщането протича с промяна в наклона на време-температурната крива. Точка 5 е точка от солидуса и кристализацията приключва. От т.5 до т.6  $\alpha$  твърдият разтвор е ненаситен. В т.6  $\alpha$  разтвора е наситен и от т.6 до т.7  $\alpha$  отделя  $\beta''$ .

### **Кристализация на сплав III.**

До т.8 има стопилка L. В т.8 от стопилката започват да се отделят  $\beta$  кристали със състав проекция на т.8', броят на степените на свобода за тази точка е  $C_8 = 2 - 2 + 1 = 1$  (компоненти: - А и В, 2 фази: L и  $\beta$ ). Променя се наклона във време-температурната крива. От т.8 до т.9 от стопилката се отделят  $\beta$  кристали. При температурата в т.9, стопилката е със състав на т.С, а  $\beta$  кристалите със състав на т.D. Количеството им е  $\frac{L_C}{\beta_D} = \frac{9\bar{D}}{9\bar{C}}$ . Между стопилка и кристали протича непълна перитектична реакция  $LC + \beta_D \rightarrow \alpha_P$ . При това взаимодействие остават неизразходени част от  $\beta$  кристалите, тъй като  $9C > PC$ . Превръщането протича при  $T = const$ , тъй като  $C_9 = 0$  (2 компонента - А и В, 3 фази – L,  $\beta$ ,  $\alpha$ ). Под температурата на т.9, структурата на сплавта ще бъде  $\alpha$  кристали, получени по перитектична реакция, които ще отделят  $\beta''$  и неизразходвани  $\beta$  кристали, отделящи  $\alpha''$ .

Изследвайки перитектичната реакция за трите сплави може да се каже, че на линията CPD винаги протича една и съща перитектична реакция:  $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P$ . Разликата е само в количеството на фазите, които си взаимодействат. В първия случай за сплав I, те се изразходват напълно -  $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P$ , във втория случай (сплав II) остава неизразходена стопилка -  $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P + L_C$  и в третия случай, при сплав III остават неизразходени  $\beta$  кристали -  $L_C + \beta_D \rightarrow \alpha_P + \beta_D$ .

## §12. Сплави, чиито компоненти в твърдо състояние образуват химическо съединение

### 1. Химически съединения

**а. с нормална валентност** - образуват се между елементи с различен електронен строеж на атома и различна кристална решетка. Характерно за тях е, че:

- имат кристална решетка различна от тази на изграждащите ги компоненти;
- атомите заемат точно определени места в кристалната решетка съгласно стехиометричното съотношение;
- стехиометричното съотношение се определя от валентността на елементите;
- не разтварят елементите от които са изградени;
- свойства рязко различаващи се от тези на изграждащите ги елементи.

**б. електронни химически съединения** - наричат се още фази на *Юм-Розери*. Характеризират се не с определено стехиометрично съотношение между атомите, а с определена концентрация на валентните електрони в решетката, падащи се на един атом. Образуват се между метали – единият от които е едновалентен или преходен, а другият с валентност от втора до пета. Познати са електронни съединения с електронни концентрации  $3/2$ ,  $7/4$  и  $21/13$ .

-  $3/2$  - имат обемноцентрирана кубична решетка. Означават се с  $\beta$  фази. Такива са - CuZn, CuSn, Cu<sub>5</sub>SiO;

-  $21/13$  – имат сложна кубична решетка. Отбелязват се като  $\gamma$  фази: Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>, Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>, Cu<sub>31</sub>Si<sub>8</sub> и др;

-  $7/4$  – имат плътноупакована хексагонална решетка и се означават като  $\varepsilon$  фази – CuZn<sub>3</sub>, Cu<sub>8</sub>Si и др.

Електронните съединения имат кристална решетка различна от тази на двата компонента. Могат да разтварят изграждащите ги метали. При повишаване на температурата атомите не заемат строго определено място в кристалната решетка и свойствата им зависят от степента на подреждане.

**в. фази на вместване** - образуват се между металите от преходната група и металоидите с малък атомен радиус (азот, въглерод, бор,

водород) и носят наименованията: нитриди, карбиди, бориди, хидриди. Съотношението между атомния радиус на метала и неметала е:  $\frac{r_H}{r_M} \leq 0.59$ , където:  $r_H$  е атомен радиус на неметала а  $r_M$  – атомен радиус на метала.

Фазите на вместиране имат собствен тип кристална решетка. Металните атоми заемат възлите на кристалната решетка, а неметалните кухините в нея. Обикновено кристалната решетка е от типа: стенноцентрирана кубична (К12), хексагонална плътноопакована (Х12), проста хексагонална (Х6) и обемноцентрирана кубична (К8). Съотношението на атомите в кристалната решетка е:  $Me_4X$ ,  $Me_2X$ ,  $MeX$ ,  $MeX_2$ , където: Me е метален атом, а X-неметален.

Най-често броя на металните атоми е повече от това, което е по формулата и създава представа за внедреност на тези атоми в междувъзлията на кристалната решетка, от където идва и наименованието им.

Фазите на вместиране притежават висока електропроводимост, метален блясък, високи температура на топене и твърдост. Такива фази на вместиране образуват ванадий, волфрам, титан, молибден, ниобий, цирконий и др.

## **2. Диаграма на състоянията на сплави, при които се образува химическо съединение**

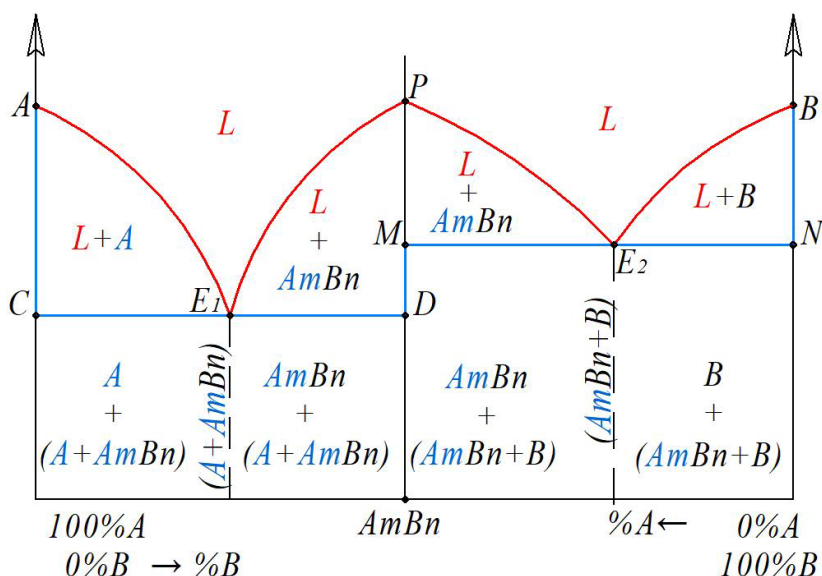
### ***2.1. Диаграма на състоянието с устойчиво химично съединение***

Химичното съединение се нарича устойчиво или трайно, ако се запазва до температурата на топене.

При кристализацията на сплави, съдържащи два компонента - А и В е възможно химическо взаимодействие между тях, при което се образува химично съединение  $A_mB_n$ .

Ако компонентите А и В в течно състояние образуват хомогенна стопилка. В твърдо състояние са пълно неразтворими един в друг и всеки кристализира със собствени кристали А и В. При определена концентрация на сплавта се образува трайно химично съединение  $A_mB_n$  - чието стехиометрично съотношение на атомите е  $A:B = m:n$  фиг. 12.1. На диаграмата:  $AE_1PE_2B$  - ликвидус линия;  $ACE_1DME_2NB$  - солидус линия;  $CE_1D$  и  $ME_2N$  - евтектични линии. Точките:  $E_1$  и  $E_2$  - евтектични точки на тях, стопилката

кристализира, като отделя евтектикум от  $(A + A_mB_n)$  в т  $E_1$  ( $L_{E1} \rightarrow (A + A_mB_n)$ ) и евтектикум от  $(A_mB_n + B)$  в точка  $E_2$  ( $L_{E2} \rightarrow (A_mB_n + B)$ ).



Фиг. 12.1. Диаграма на състоянието с устойчиво химично съединение

Диаграмите от този род, могат да се разделят на две:

I<sup>ва</sup> диаграма - между компонента А и компонента  $A_mB_n$ ;

II<sup>ра</sup> диаграма - между  $A_mB_n$  и В, които могат да се разглеждат независимо една от друга.

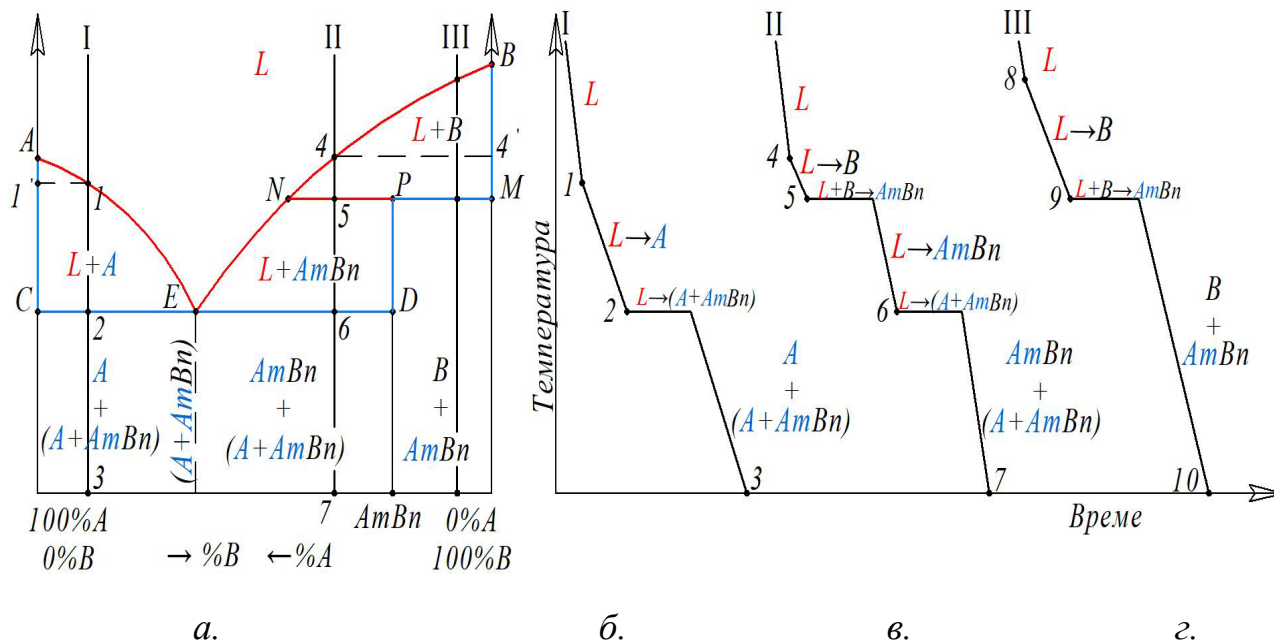
Кристализацията на сплавите и разсъжденията са същите както за диаграмата с евтектикум и пълна неразтворимост на компонентите в твърдо състояние, описана в § 9.

## 2.2. Диаграма на състоянието с неустойчиво химично съединение

Ако едно химическо съединение, например  $A_mB_n$  при нагряване се разпадне преди достигане температурата на топене то се нарича неустойчиво.

Нека компонентите А и В образуват хомогенна стопилка в течно състояние. В твърдо състояние са пълно неразтворими един в друг и кристализират с кристали на чистите компоненти А и В. При стехиометрично съотношение на А и В = m:n се образува нетрайно химическо съединение  $A_mB_n$ , което при нагряване и достигане линията NPM се разпада на стопилка и В кристали – фиг 12.2.а.

На диаграмата: AENB - ликвидус линия, ACEDPMB - солидус линия, CED - евтектична линия, на нея -  $L_E \rightarrow (A + AmBn)$ , NPM - перитектична линия, на нея протича перитектична реакция по схемата  $L_N + B_M \rightarrow AmBn$ . Точка Е евтектична точка, а точка Р перитектична точка.



Фиг. 12.2. Диаграма на състоянието с неустойчиво химично съединение а. диаграма на състоянието; б., в. и г. време-температурни криви на кристализация.

### Кристализация на сплав I.

При температура на т.1 има стопилка. Кристализацията на сплавта ще започне при достигане на ликвидус линията в т. 1 с отделяне на кристали със състав проекцията на т.1' - 100% А или А кристали. От т.1 до т.2 от стопилката се отделят А кристали. В резултат тя се обогатява на В и нейният състав се променя по линията 1Е. В т.2 количествено съотношение между А кристали и стопилка L се отнасят така, както отсечката  $\overline{2C}$  към отсечката  $\overline{2E}$ :  $\frac{L_E}{A_C} = \frac{\overline{2C}}{\overline{2E}}$ . Останалата стопилка има евтектичен състав на т.Е и кристализира евтектично –  $L_E \rightarrow (A + AmBn)$ . Кристализацията протича при постоянна температура, тъй като  $C_2 = 0$  ( $k = 2 - A$  и  $B$ ,  $f = 3 - L$ ,  $A$  и  $AmBn$ ). От т.2 до т.3 промени в структурата не настъпват. При стайна температура структурата е А кристали + евтектикум ( $A + AmBn$ ) – фиг. 12.2. а и б.

### **Кристализация на сплав II.**

До т.4 има стопилка. Т.4 е точка от ликвидуса и започват да се отделят кристали със състав проекцията на т.4' - В кристали (100% В). От т.4 до т.5 от стопилката се отделят В кристали. Кристализацията протича с промяна в наклона на време-температурната крива тъй като  $C_4=1$  – фиг. 12.2.в. При достигане на т.5, стопилката има състава на т.N. Точка 5 е точка от перитектичната линия NPM и между стопилката и отделилите се В кристали протича перитектично взаимодействие, при което се образува неустойчиво химично съединение  $L_N + B_M \rightarrow AmBn$ . Тъй като сплавта не преминава през перитектичната точка Р и отсечката  $\overline{5M} > \overline{PM}$  (винаги се сравнява със сплавта, преминаваща през перитектичната точка, където двете фази се изразходват напълно) протича непълна перитектична реакция, понеже, остава неизразходвана стопилка. Реакцията протича при постоянна температура –  $C_5 = 0$  ( $k = 2 - A$  и  $B$ ,  $f = 3 - L$ ,  $B$  и  $AmBn$ ). От т.5 до т.6 от стопилката се отделят директно кристали на химичното съединение  $AmBn$ . В резултат съставът ѝ се променя по линията NE. В т.6 стопилката има състав на т.Е (евтектичен) и кристализира евтектично -  $L_N \rightarrow (A + AmBn)$ .  $C_6 = 0$  ( $k = 2$ ,  $f = 3$ ) и кристализацията протича при  $T = const$ . От т.6 до т.7 промени не настъпват, структурата е химично съединение  $AmBn$  и евтектикум от  $(A + AmBn)$ .

### **Кристализация на сплав III.**

До т.8 – стопилка. В т.8 стопилката започва да кристализира с отделяне на В кристали. Броя на степените на свобода е равен на 1 ( $C_8=2-2+1=1$ ) и кристализацията протича с промяна в наклона на време-температурната крива. От т.8 до т.9 от стопилката се отделят В кристали. Т.9 е точка от перитектичната линия NPM и между стопилката и образувалите се В кристали протича перитектично взаимодействие -  $L_N + B_M \rightarrow AmBn$ . Протеклата перитектична реакция е непълна. Количеството на взаимодействащите си фази е :  $\frac{L_N}{B_M} = \frac{\overline{9M}}{\overline{9N}}$ . Тъй като  $\overline{9N} > \overline{PN}$ , то количеството на реагиращите В кристали е повече от необходимото за взаимодействието и част от тях остават неизразходвани. Реакцията протича при  $T = const$ ,  $C_9 = 0$  ( $k = 2$ ,  $f = 3$ ). С това приключва и кристализацията. От т.9 до т.10 промени не настъпват. Структурата е В кристали + кристали на химичното съединение  $AmBn$  (фиг. 12.2.г.)

### **§13. Връзка между свойствата на сплавите и диаграмите на състоянията**

Връзката между състава (промяната в концентрациите на компонентите), структурата и характера на диаграмите на състоянията е установена за първи път от академик И. С. Курнаков въз основа на разработения от него физико-химичен анализ на сплави. На фигура 13.1. са показани четири основни вида диаграми със съответстващите им закономерности за изменение на свойствата в зависимост от микроструктурата на сплавите.

В първият случай при образуване на сплав в диаграма с евтектикум и пълна неразтворимост на компонентите в твърдо състояние изменението на свойствата става по линейна зависимост – фиг. 13.1.а. Свойствата на сплавите не могат да бъдат много по-различни от тези на съставлящите ги компоненти. Например ако втората фаза В има по-висока твърдост от първата, колкото е по-голямо количеството и в сплавта, толкова тя ще е по-твърда.

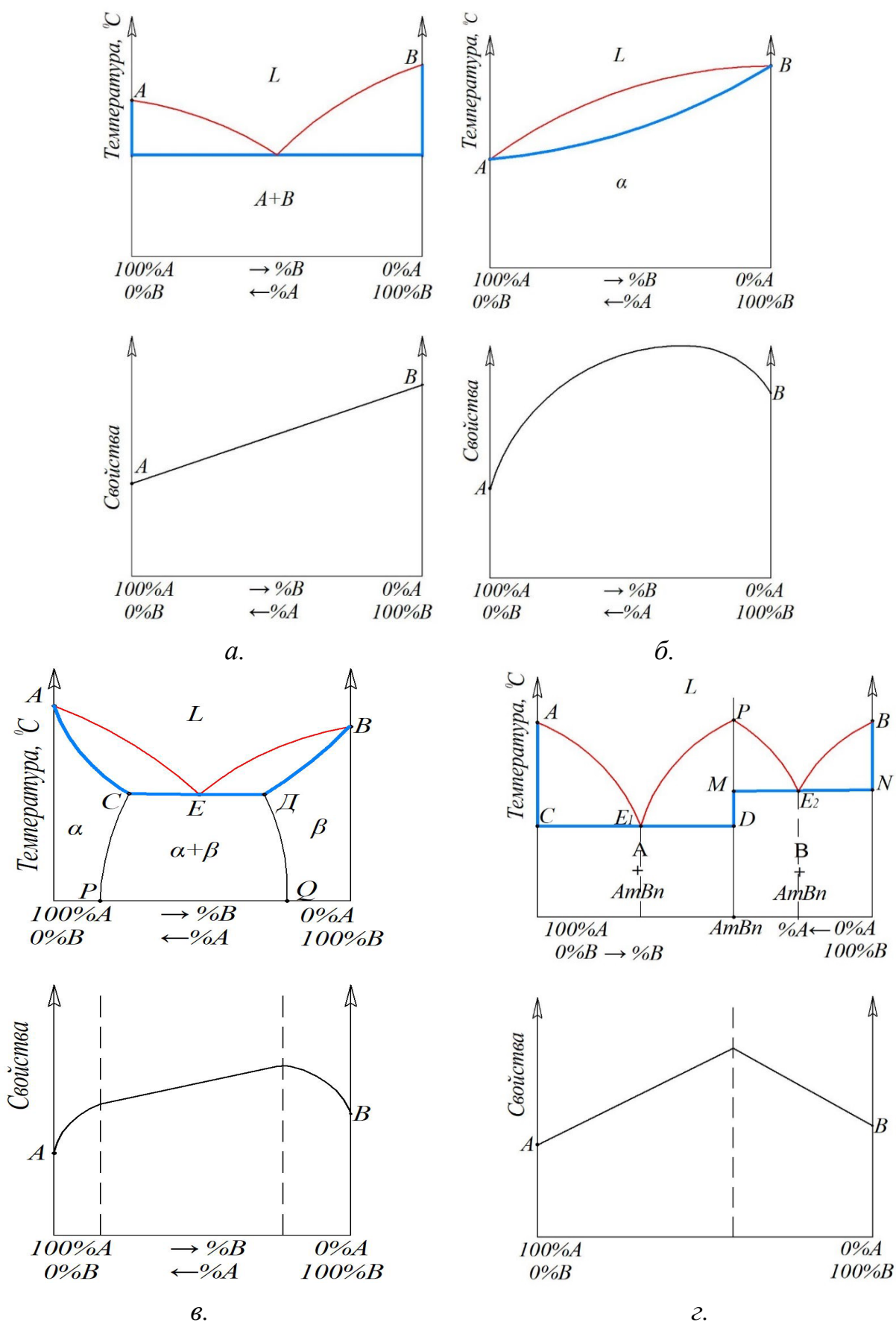
При образуване на твърди разтвори свойствата на сплавите се изменят нелинейно - фиг. 13.1.б., като някои от свойствата се различават значително от тези на компонентите.

Свойствата на сплавите в диаграмата с евтектикум и ограничена разтворимост се изменят в зависимост от получената структура - фиг. 13.1.в.:

- ако сплавта е в интервала на твърдия разтвор (еднофазна), свойствата се изменят нелинейно;
- ако сплавта е в двуфазната област на диаграмата (между т. С и т. Д) свойствата се изменят по линеен закон.

При образуването на химично съединение в диаграмата с координати „сплав – свойства” - фиг. 13.1.г. свойствата на сплавите се определят от две прави с възходящ или низходящ характер (т. н. сингулярна точка). Максимумът или съответно минимумът се намира в мястото на химичното съединение.

Определянето на свойствата от показаните на фигура 13.1. диаграми са приблизителни, тъй като те зависят не само от вида на фазите, но и от структурното им състояние (големина и форма на зърната, взаимното им разположение в структурата, състоянието на субструктурата и др.).



Фиг. 13.1. Връзка между диаграмите на състоянията и свойствата на сплавите

## ГЛАВА 3. ДИАГРАМА НА СЪСТОЯНИЕТО НА ЖЕЛЯЗО-ВЪГЛЕРОДНИ СПЛАВИ

### §14. Технически сплави на желязото

#### 1. Системата желязо-въглерод

В практиката намират широко приложение сплавите на желязото с други елементи – метали и неметали. Едни от тях влизат в състава на железните сплави още в процеса на получаването им, поради което са техни неизбежни спътници; това са  $C$ ,  $Mn$ ,  $Si$ ,  $P$  и  $S$ . Други химични елементи, като  $Cr$ ,  $Ni$ ,  $W$ ,  $V$ ,  $Mo$  и др., се прибавят към железните сплави, за да изменят в желана посока някои от свойствата на сплавите. От постоянните спътници на железните сплави  $P$  и  $S$  са вредни и количеството им трябва да бъде възможно най-малко. Останалите три елемента –  $C$ ,  $Mn$  и  $Si$ , са полезни и чрез тяхното количество се регулират свойствата на обикновените (нелегирани) сплави на желязото. Най-важният от всички елементи в състава на железните сплави е въглеродът, откъдето най-голямо значение за практиката имат сплавите от системата желязо – въглерод. В тези сплави въглеродът влиза или в свободно състояние (елементарен въглерод под формата на графит), или химически свързан с желязото в железен карбид – цементит  $Fe_3C$ . В първия случай се получава т. нар. стабилна или графитна система  $Fe - C$ . Във втория случай цементитът е самостоятелна компонента, която е неустойчива и при определени условия се разпада на желязо и въглерод. Затова цементитната (или карбидната) система  $Fe - Fe_3C$  се означава като метастабилна система.

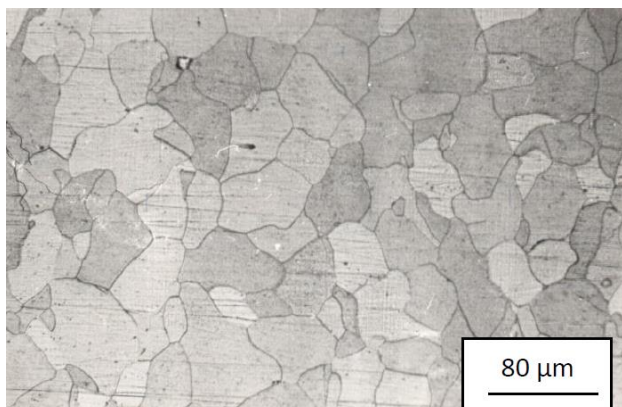
#### 2. Структурни съставляващи в желязо-въглеродните сплави

Желязото и въглеродът образуват различни елементи на структурата на желязо-въглеродните сплави в зависимост от условията, при които се образуват и от състава им.

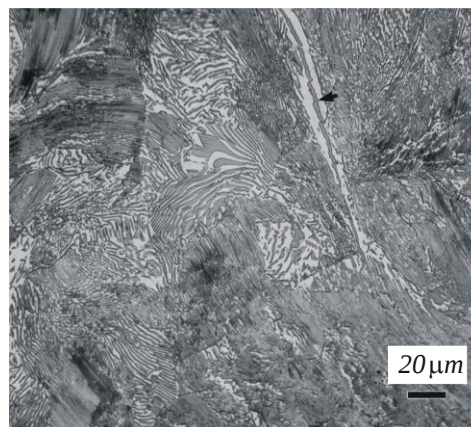
##### *Ферит*

Феритът е фаза и представлява твърд разтвор на въглерода в  $\alpha$ - $Fe$ . При стайна температура феритът може да разтвори най-много 0.008% въглерод, а при 727° C - 0.02% въглерод. В желязо-въглеродните спла-

ви феритът съдържа не само въглерод, но и  $Si$ ,  $Mn$ ,  $P$  и други елементи, които могат значително да изменят свойствата му. Структурата на ферита е аналогична на тази на чистото желязо и се състои от еднообразни зърна (фиг. 14.1). Кристалната решетка на ферита е кубична обемно-центрирана, тъй като той е  $\alpha\text{-Fe}$ , в чиято решетка е разтворен въглеродът. Феритът притежава магнитни свойства до температура  $760^{\circ}\text{C}$ . Той е мек и пластичен с твърдост (когато е чист)  $HB=600\text{ MPa}$ .



Фиг. 14.1. Ферит в отгрято желязо  
[3]



Фиг. 14.2. Цементит във вид на мрежи [6]

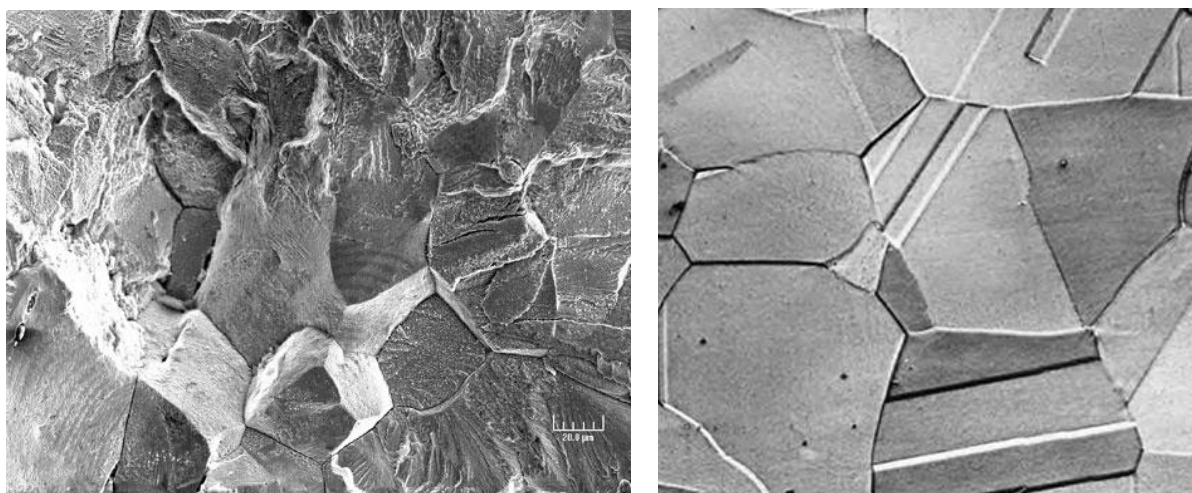
### Цементит

Цементитът е фаза и представлява химическо съединение  $\text{Fe}_3\text{C}$  – желязен карбид с 6.67% въглерод. Кристалната му решетка е тетрагонална. До  $210^{\circ}\text{C}$  е феромагнитен. Топи се при около  $1250^{\circ}\text{C}$ . Цементитът е много твърд ( $HRC>65$ ), но и много крехък. Той е нестабилно съединение, тъй като при повишаване на температурата над  $400^{\circ}\text{C}$  се разпада на желязо и въглерод (графит). Когато цементитът се образува направо от стопилката, се нарича първичен. Вторичният цементит се отделя в процеса на охлаждане от разтвор на въглерода в  $\gamma\text{-Fe}$  (аустенит), а третичният цементит се отделя от ферита. Цементитът в структурата на желязо-въглеродните сплави им придава твърдост и крехкост. Той показва светъл лом при разрушение и може да има различна форма: във вид на мрежи (фиг. 14.2), които обвиват други елементи на структурата, във вид на игли, или като светли отделяния.

### Аустенит

Аустенитът е фаза и представлява твърд разтвор на въглерод в  $\gamma\text{-Fe}$ . Той има стенно-центрирана кубична решетка, в центъра на която е разположен въглеродният атом. Аустенитът е немагнитен. Той е стабилен

само в температурния интервал, в който съществуват  $\gamma$ -модификации на желязото, т.е. в интервала от  $910^{\circ}\text{C}$  до  $1392^{\circ}\text{C}$ . Количеството на разтворения въглерод определя интервала на стабилност на аустенита, като при  $0.83\%\text{C}$  аустенитът е устойчив до  $727^{\circ}\text{C}$ , след което се разпада на ферит и цементит. Някои легиращи елементи ( $\text{Ni}$ ,  $\text{Mn}$ ,  $\text{N}$ ) разширяват устойчивите граници на аустенита до стайна температура. Разтворимостта на въглерода в аустенита се изменя в зависимост от температурата, като при  $1147^{\circ}\text{C}$  може да достигне най-много  $2.14\%$ . Аустенитът е жилав и пластичен. При минимално количество примеси има твърдост  $170\text{--}220\text{ HB}$ . Аустенитът има характерна структура, в която се виждат рязко очертани еднородни зърна с двойници (фиг. 14.3).



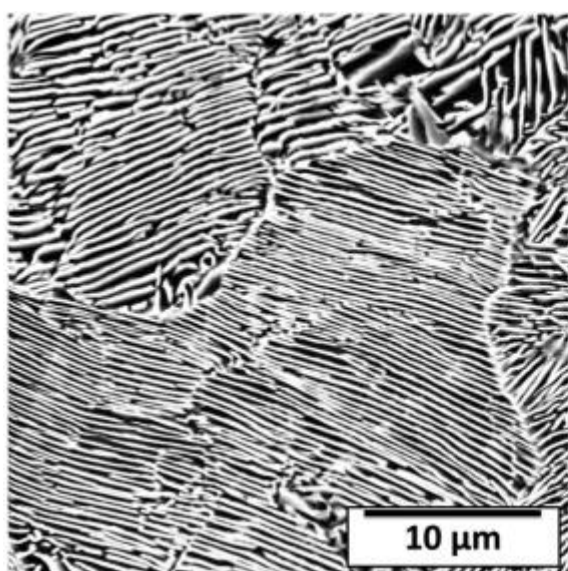
Фиг. 14.3. Аустенит – SEM изображения

### Перлит

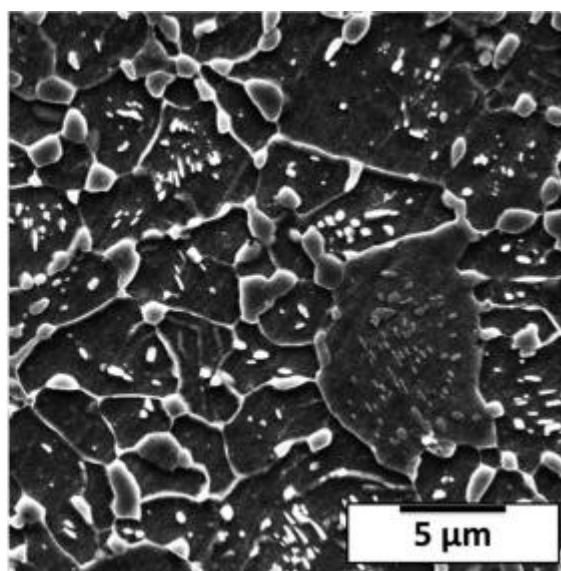
Представлява кристална смес от ферит и цементит. Перлитът е елемент на структурата, но не е фаза (която е хомогенна част от системата). Под микроскоп перлитът проблясва подобно на седефа, откъдето идва и името му – от Perlmutter. Перлитът е евтектоид на системата желязо-железен карбид и се получава от разпадането на аустенит със съдържание на въглерод  $0.83\%$  при  $723^{\circ}\text{C}$ . Примесите могат да увеличат или да намалят съдържанието на въглерод в перлита. Когато перлитното зърно е изградено от пластинки (ламели), перлитът се нарича пластинчат (ламеларен) – светлите пластинки са цементитни, а тъмните са феритни (фиг. 14.4а). Като резултат от специална ТО цементитът може да

получи вид на малки закръглени зърна, поместени във феритна основа. Този перлит се нарича зърнест (глобуларен) (фиг. 14.4б).

Тъй като перлитът се състои от една мека фаза (ферит) и една твърда фаза (цементит), механичните му свойства зависят от вида, големината и разпределението на тези два кристални вида. Якостта е в границите  $\sigma_B = 550 - 1300 \text{ MPa}$ , а твърдостта е  $HB = 1600 - 2600 \text{ MPa}$ .



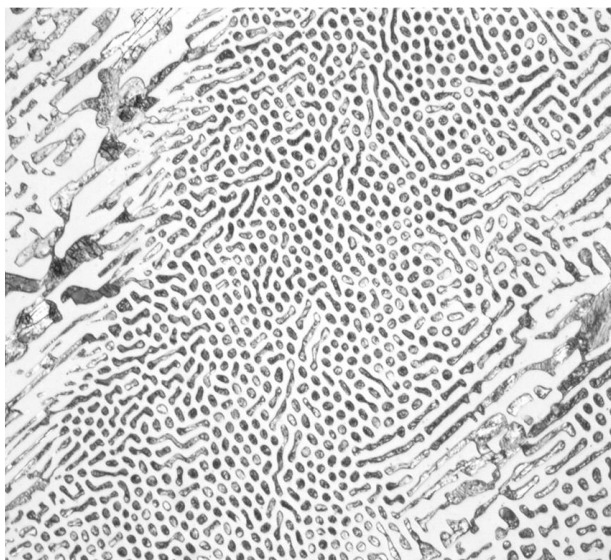
а.



б.

Фиг. 14.4. Перлитна структура – SEM снимки: а. пластинчат перлит;  
б. зърнест перлит [6]

### Ледебурит

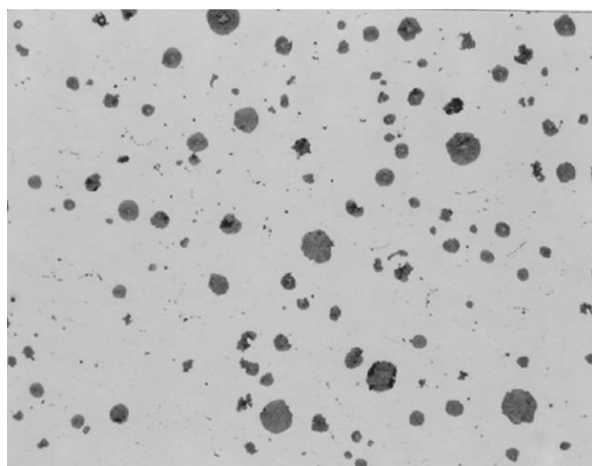


Фиг. 14.5. Ледебурит в бял чугун ( $Fe-4,0\% C-0,3\% Si-0,16\% Mn-0,91\% Cr$ )[6]

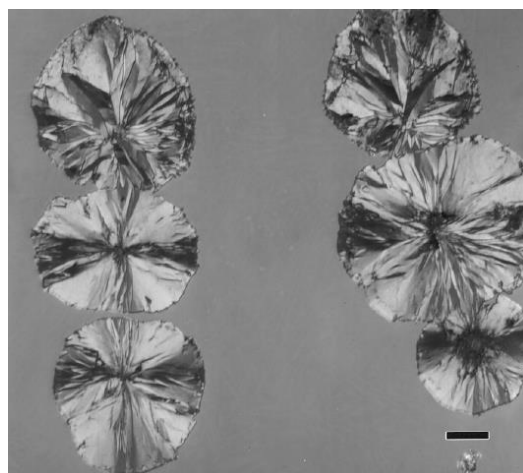
Ледебуритът е елемент на структурата на желязо-въглеродните сплави (главно на чугуните), но не е фаза. Той се състои от две фази и съдържа 4.3% въглерод. В температурния интервал между  $1147^{\circ}\text{C}$  и  $727^{\circ}\text{C}$  той е изграден от аустенит и цементит, а под  $727^{\circ}\text{C}$  се състои от ферит и цементит. Под микроскоп ледебуритът изглежда бяла маса – цементит с тъмни петна от перлит върху нея (фиг. 14.5). Ледебуритът е много твърд ( $HB > 7000 \text{ MPa}$ ) и крехък.

### Графит

Графитът е една от двете кристални модификациите на чистия въглерод (другата е диамантът). Кристалната му решетка е хексагонална. Графитът се съдържа в структурата на сивите чугуни и на графитизираната стомана. Може да се наблюдава под микроскоп, без да се разяжда с реактив полираната повърхнина на шлифа. Формата на графита може да бъде доста различна (пластинки, гнезда, зърна) в зависимост от условията, при които е образуван (фиг. 14.6). Графитът е с много ниска якост и присъствието му в структурата води до намаление на якостта поради намаленото носещо сечение на металната матрица и концентрацията на напреженията.



а.



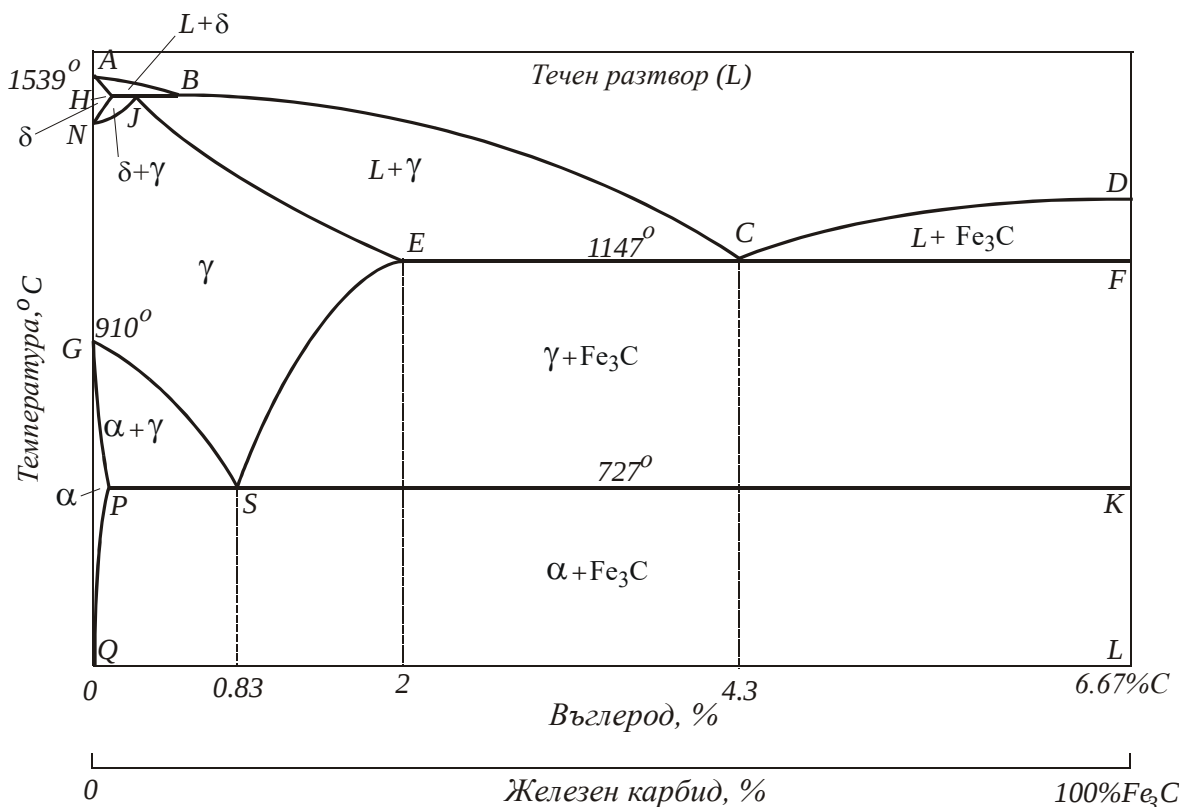
б.

Фиг. 14.6. По-големи, добре оформени сфероидални графитни зърна в ковък чугун: а. полиран шлиф 200X; б. микроструктура на сфероидалния графит, увеличителен бар 20  $\mu\text{m}$  [6]

## §15. Диаграма на състоянието желязо-железен карбид ( $Fe_3C$ )

### 1. Общ вид

Метастабилната система  $Fe-Fe_3C$  обхваща всички желязо-въглеродни сплави между 0 и 100%  $Fe_3C$  (фиг. 15.1). За удобство в практиката, по абсцисата се нанася преизчисленото в проценти съдържание на въглерод – от 0 до 6.67%. По този начин 100%  $Fe_3C$  (най-вдясно на диаграмата) съдържа 6.67% въглерод. Диаграмата е от типа диаграми на ограничена разтворимост с евтектикум и евтектоидно разпадане на  $\gamma$  - твърдия разтвор. Отделните полиморфни модификации на желязото ( $\alpha$ ,  $\gamma$  и  $\delta$ ) са разтворители на въглерода и образуват съответно  $\alpha$  - твърд разтвор (ферит),  $\gamma$  - твърд разтвор (аустенит) и  $\delta$  - твърд разтвор (или  $\delta$  смесени кристали). Тези разтвори, заедно с цементита ( $Fe_3C$ ), са основните фази на желязо-въглеродните сплави, кристализиращи по метастабилната система. По тази система се образуват структурите на всички стомани и на белия чугун.



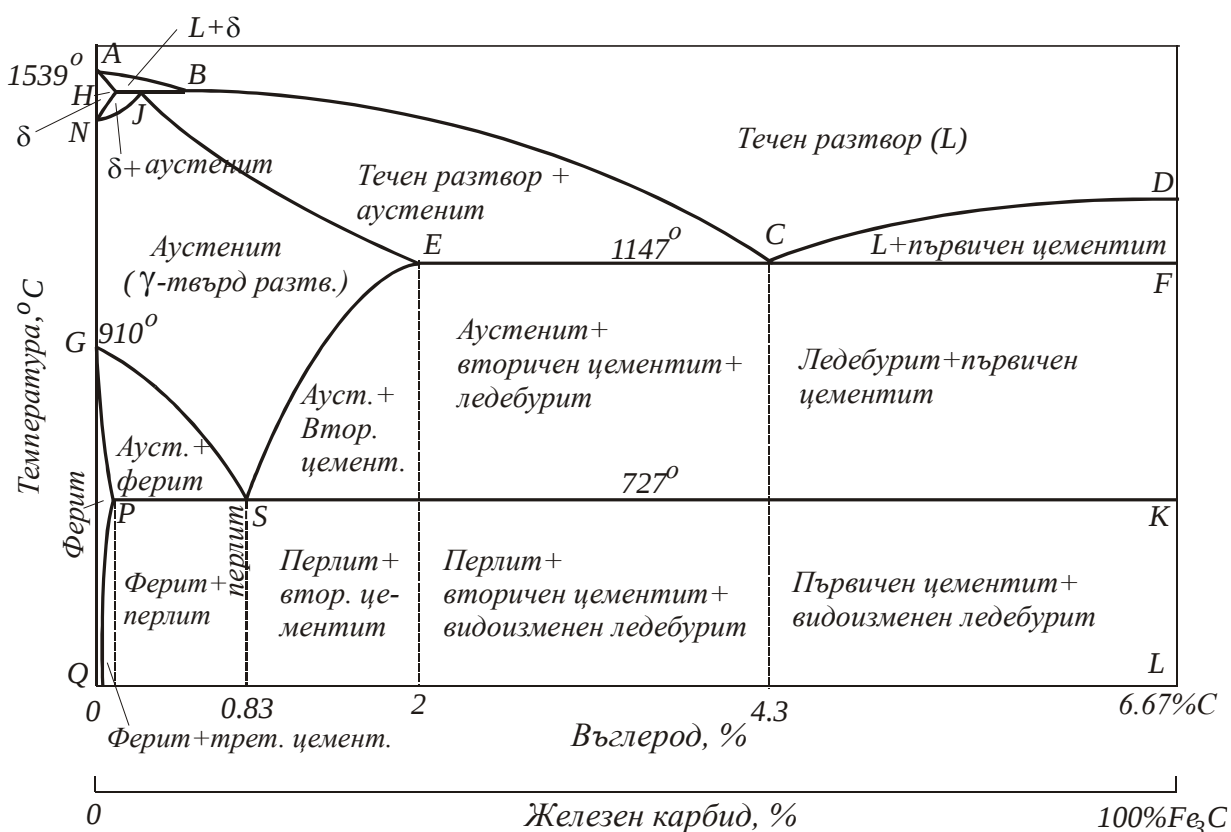
Фиг. 15.1. Метастабилната система  $Fe-Fe_3C$ : фазов състав

Координатите на точките от метастабилната система  $Fe-Fe_3C$  (фиг. 15.1) са показани в табл. 15.1.

Таблица 15.1 Характерни точки от диаграмата Fe-Fe<sub>3</sub>C

| Точки | A    | H    | J    | B    | N    | D    | E    | C    | F    | G   | P    | S    | K    | Q/L       |
|-------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-----|------|------|------|-----------|
| T, °C | 1539 | 1499 | 1499 | 1499 | 1392 | 1250 | 1147 | 1147 | 1147 | 911 | 727  | 727  | 727  | стайна    |
| C, %  | 0    | 0.1  | 0.16 | 0.51 | 0    | 6.67 | 2.14 | 4.3  | 6.67 | 0   | 0.02 | 0.83 | 6.67 | 0.08/6.67 |

Структурният състав на метастабилната система  $Fe-Fe_3C$  е показан на фиг. 15.2. Цементитът, който се отделя непосредствено от стопилката по линията  $CD$ , се нарича първичен. Вторичният цементит се отделя от аустенита по линията  $ES$ . Третичният цементит се отделя от ферита по линията  $PQ$ .

Фиг. 15.2. Метастабилната система  $Fe-Fe_3C$ : структурен състав

## 2. Точки и линии в диаграмата

Точка  $A$  ( $1539^{\circ}\text{C}$ ) съответства на температурата на топене на чистото желязо, а точка  $D$  – на температурата на топене на цементита. Температурите в точките  $G$  и  $N$  съответстват на температурите на полиморфните превръщания на желязото. Точките  $H$  и  $P$  дефинират максималната концентрация на въглерод във високо-температурния и в ниско-температурния ферит. Точка  $E$  дефинира максималното въглеродно съдържание в аустенита.

Превръщанията в желязо-въглеродните сплави протичат както при кристализация на течната фаза, така и в твърдо състояние. Линията  $ABCD$  е ликвидус-линия. Тя определя началните температури на кристализацията, респ. края на топенето, на сплавите. За сплавите с въглеродно съдържание от 0 до 4.3% кристализацията започва с образуване на кристали  $\delta$ -твърд разтвор по линията  $AB$  и аустенит по линията  $BC$ . За сплави със съдържание на въглерод повече от 4.3% кристализацията започва по линията  $CD$  с образуване на кристали от цементит. Цементитът, образуван при кристализация на стопилката от дадена сплав (първична кристализация), е първичен цементит.

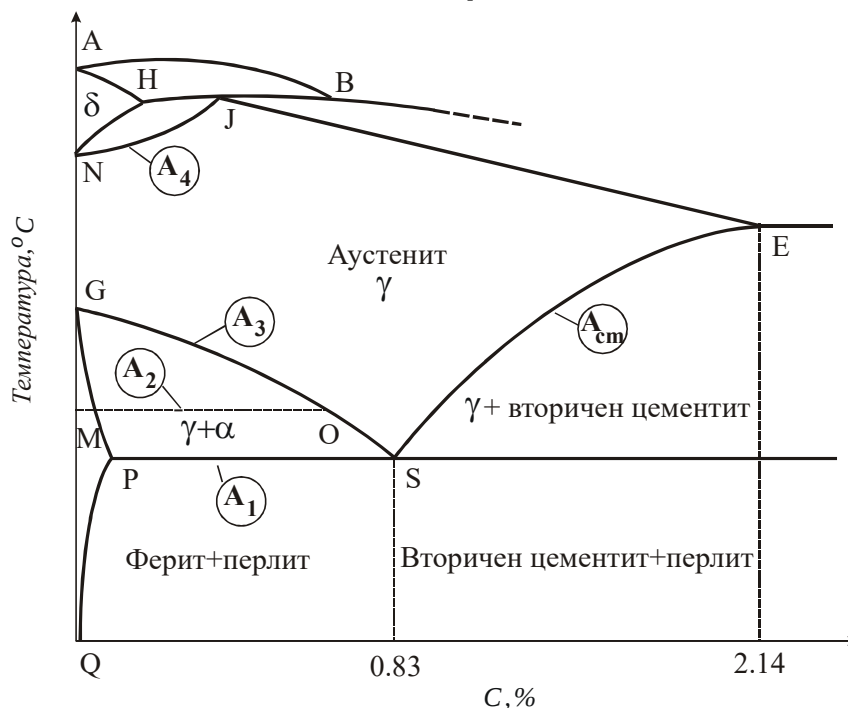
Линията  $AHJECF$  е солидус-линия. Тя показва крайните температури на кристализацията, респ. началото на топене, на сплавите. Първичната кристализация се извършва в температурния интервал, дефиниран от ликвидус и солидус линиите. Солидус-линията съдържа две характерни точки:  $J$  и  $C$ . Точка  $J$  се нарича перитектична точка, а линията  $HJB$  – перитектична линия. По тази линия протича перитектична реакция между  $\delta$ -твърдия разтвор с концентрация  $H$  (0.1%  $C$ ) и течната фаза  $L$  със състав  $B$  (0.51%  $C$ ). Като резултат от взаимодействието на твърдата фаза  $\delta$  и течната фаза  $L$  се получава нова твърда фаза:  $\gamma$ -твърд разтвор със състав  $J$  (0.16%  $C$ ). Точка  $C$  се нарича евтектична точка, а линията  $ECF$  – евтектична линия. По тази линия се извършва евтектичната реакция  $L_C \rightarrow \gamma_E + Fe_3C$ . Желязо-въглеродните сплави със съдържание на въглерод от 2.14% до 4.3% се наричат подевтектични, а от 4.3% до 6.67% – наdevтектични. Евтектичните сплави съдържат 4.3%  $C$ . Последните кристализират при 1147°C, при което стопилката се превръща във фина смес от аустенит и първичен цементит, т.е. ледебурит.

Линиите ( $NH$ ,  $NJ$ ,  $GS$ ,  $ES$ ,  $GP$ ,  $PSK$ , и  $PQ$ ), разположени под солидус-линията, показват превръщанията в твърдо състояние. Вторичната кристализация е причинена от полиморфното превръщане на желязото и от променливата разтворимост на въглерода в аустенита и ферита, която намалява с намаляване на температурата. Излишният въглерод се отделя от твърдия разтвор под формата на цементит. Точка  $S$  по положение в диаграмата е подобна на т.  $C$ . Точка  $S$  се нарича евтектоидна точка, а линията  $PSK$  – евтектоидна линия. По тази линия протича евтектоидното превръщане  $\gamma_S \rightarrow \alpha_P + Fe_3C$ . Разпадането на един твърд разтвор

при постоянна температура с образуването на фина механична смес от два вида кристали се нарича евтектоидно разпадане.

Трите характерни точки ( $J$ ,  $C$  и  $S$ ) от диаграмата определят условията на трифазно равновесие в системата.

### 3. Критични точки в желязо-въглеродните сплави



Фиг. 15.3. Критични точки на желязо-въглеродните сплави

Положението на критичните точки (температури) на фазовите превръщания в желязо-въглеродните сплави се определя от техния състав и линиите в диаграмата  $Fe-Fe_3C$ , които лежат в областта на твърдото състояние. Тези критични точки се означават с буквата  $A$  и съответен индекс (1, 2, 3 и 4), с които се означа видът на превръщането (фиг. 15.3). Пред цифровия индекс се поставя индекс  $c$  или  $r$ : когато температурата е определена при бавно нагряване -  $c$ ; при бавно охлаждане -  $r$ .

Долната критична точка  $A_1$  лежи на линията  $PSK$  ( $727^\circ C$ ) и с нея се означава температурата на трифазното равновесие ферит+цементит+аустенит. Очевидно, критичната точка на превръщане на перлита в аустенит е  $A_{cl}$ , а на аустенита в перлит -  $A_{r1}$ . Неравенствата  $A_{cl} > A_1 > A_{r1}$  са винаги в сила. Точката  $A_2$  е точката на Кюри, която за ферита е  $768^\circ C$  (линията  $MO$ ). Положението на т.  $A_2$  е неизменно, т.е., зависи от това дали е определена при нагряване или при охлаждане. Желязо-въглеродните сплави имат и друга точка на Кюри – за цементита ( $210^\circ C$ ).

Горната критична точка  $A_3$  лежи на линията  $GSE$ ; критичните точки  $A_3$ , лежащи на линията  $SE$ , се означат с  $A_{cm}$ . По линията  $GS$  с  $A_3$  се означава точката, при която завършва образуването на аустенита при нагряване с равновесна скорост, а при охлаждане с равновесна скорост започва превръщането на аустенита във ферит. Винаги са изпълнени неравенствата  $A_{c3} > A_3 > A_{r3}$ . По линията  $SE$  с  $A_{cm}$  се означава температурата, при която вторичният цементит се разтваря напълно в аустенита при нагряване с равновесна скорост, а при охлаждане с равновесна скорост под тази температура аустенитът се пресища с въглерод и започва да отделя вторичен цементит. Тази критична точка не променя индекса си нагряване и охлаждане, т.е., по линията  $SE$   $A_{c3} = A_{r3}$ , поради което е прието по тази линия  $A_3$  да се означава с  $A_{cm}$ . За чисто желязо  $A_3 = 910^\circ C$  (точка  $G$  на фиг. 15.3).

Критичната точка  $A_4$  лежи на линията  $NJ$ . С  $A_4$  се означава началото на превръщането на аустенита в  $\delta$  - ферит при равновесно нагряване и превръщането на  $\delta$  - ферита в аустенит при равновесно охлаждане. Точка  $A_4$  имат само желязото (т.  $N$  на фиг. 15.3) и стоманите с въглеродно съдържание до 0.16% (т.  $J$  на фиг. 15.3).

Желязо-въглеродните сплави, използвани в практиката, съдържат в състава си освен желязо и въглерод, и други химични елементи – като примеси и легиращи елементи. Тези химични елементи променят критичните температури на фазовите превръщания. Ето защо за различните марки стомани и чугуни критичните точки  $A_i$ ,  $i=1,2,3,4$  се вземат от справочна литературата, а не се отчитат от желязо-въглеродната диаграма.

#### **4. Сплави от системата желязо-железен карбид**

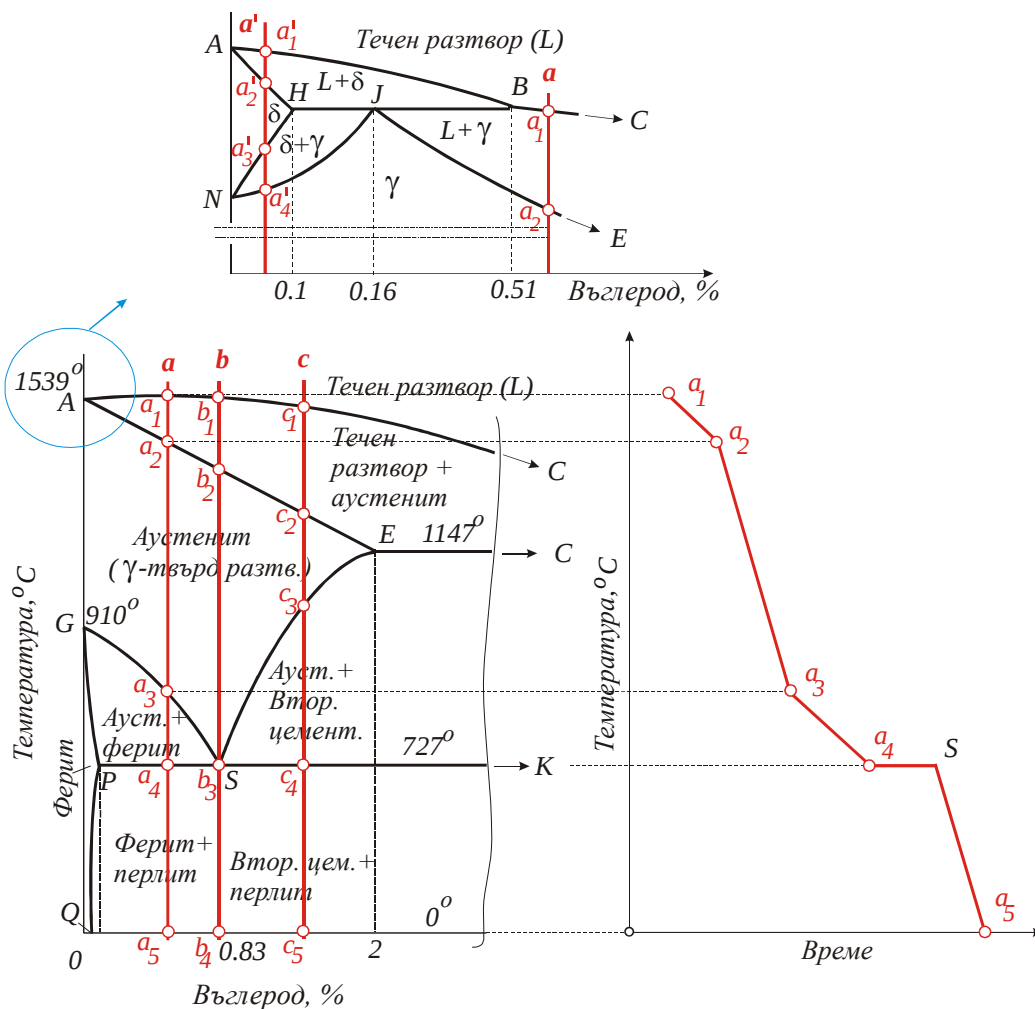
Според съдържанието на въглерод желязо-въглеродните сплави се класифицират на две основни групи: 1) стомани с въглеродно съдържание до 2.14%; 2) чугуни, чието въглеродно съдържание е повече от 2.14%. От своя страна стоманите биват: подевтектоидни с въглеродно съдържание до 0.83%, евтектоидни – с 0.83%  $C$ , и надевтектоидни, които съдържат над 0.83% въглерод до 2.14%. Чугуните се класифицират на: подевтектични – до 4.3%  $C$ , евтектични – 4.3%  $C$ , и надевтектични с въглеродно съдържание над 4.3% до 6.67%  $C$ . Границата от 2.14%  $C$ , разделяща стоманите от чугуните се характеризира с това, че надясно от нея се появява типичната за чугуните структура ледебурит, която не се среща в стоманите.

## §16. Образуване на структурата на стоманите

### 1. Образуване на структурата на подевтектоидна стомана

#### 1.1. Без перитектично превръщане

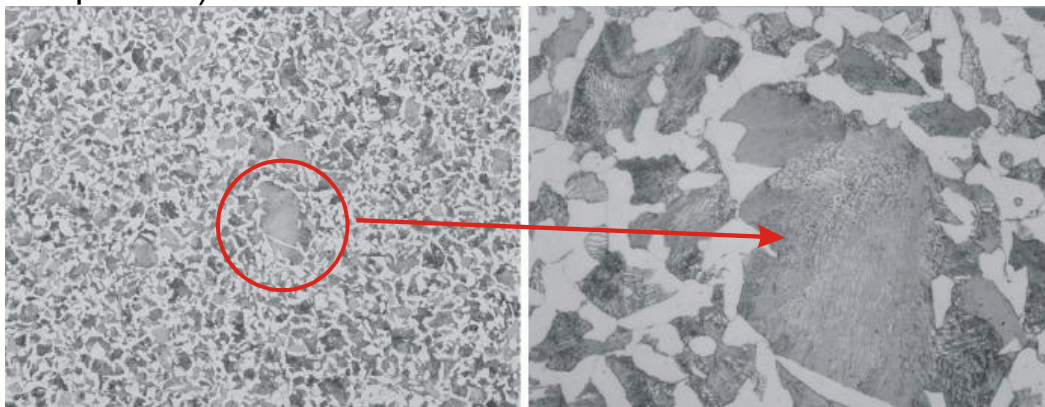
Формирането на структурата на подевтектоидна стомана се извършва без перитектично превръщане, ако въглеродното съдържание е в интервалите  $0.02 \leq C, \% < 0.1\%$  и  $0.51 < C, \% \leq 0.83\%$ . Желязо-въглеродна сплав със съдържание на въглерод под  $0.02\%$  се нарича *технически чисто желязо*. Формирането на структурата на подевтектоидна стомана с въглеродно съдържание  $0.51 < C, \% \leq 0.83\%$  (права а) при охлаждане от стопилка (течен разтвор) до стайна температура е илюстрирано на фиг. 16.1. Когато температурата се понижи до т.  $a_1$  на ликвидус линията  $ABC$  започва кристализацията. В стопилката се образуват първите кристали аустенит. С понижаване на температурата се увеличава количеството на аустенитните кристали и намалява количеството на стопилката. Кристализацията завършва на солидус линията  $JE$  в точка  $a_2$ . Аустенитната структура се запазва устойчива до т.  $a_3$ , лежаща върху линията на насищане  $GS$ . От т.  $a_3$  надолу започва отделяне на ферит от аустенита. Феритът се отделя по следната причина. В т.  $a_3$  се насища на желязо и започва да отделя излишъка. Тъй като температурата е по-ниска от  $910^\circ\text{C}$  (точка на полиморфно превръщане на желязото) отделеното желязо се трансформира в  $\alpha\text{-Fe}$ . Последното разтваря в себе си въглерод и се образува ферит, който в равновесно състояние се намира на линията  $GP$  при съответната температура. Понеже въглеродното съдържание във ферита по линията  $GP$  е малко (максимално  $0.02\%$  в т.  $P$ ), в останалите аустенитни кристали въглеродното съдържание се увеличава. С понижаване на температурата отделянето на ферит от аустенита продължава по отсечката  $a_3a_4$ , като въглеродното съдържание се променя: за ферита по линията  $GP$ , а за аустенита по линията  $GS$ . В т.  $a_4$  ( $727^\circ\text{C}$ ) феритът съдържа  $0.02\% C$ , съответстващ на т.  $P$ , а аустенитът е добил евтектоиден състав, съдържащ  $0.83\% C$ , съответстващ на т.  $S$ . В тази точка аустенитът се разпада евтектоидно при постоянна температура на ферит със състав, съответстващ на т.  $P$ , и на цементит със състав, съответстващ на т.  $K$  (виж фиг. 15.2), с въглеродно съдържание  $6.67\%$ .



Фиг. 16.1. Образуване на структурите на стоманите при охлаждане от стопилка

Това разпадане се извършва в самото аустенитно зърно, като се образува перлит – напастяване на феритни и цементитни пластинки една до друга. Този процес на евтектоидно пълно разпадане на аустенита се извършва при постоянна температура ( $727^{\circ}\text{C}$ ). Като резултат, в температурния интервал от  $727^{\circ}\text{C}$  до стайна температура структурата на подевтектоидната стомана се състои от ферит и перлит. По този начин се формират структурите на всички подевтектоидни стомани без перитектично превръщане. Разликата се състои в местоположенията на точки  $a_1$ ,  $a_2$  и  $a_3$  по линиите, съответно  $BC$  (виж. фиг. 15.1),  $JE$  и  $GS$ , което местоположение определя количествено съотношението между елементите на структурата. Колкото е по-малко въглеродното съдържание на стоманата, толкова по-голямо е количеството на ферита и по-малко е количеството на перлита. Както и обратно: с увеличаване на въглерода в стоманата намалява ферита и се увеличава перлита. Фиг. 16.2 показва стру-

ктура на нормализирана (нагряване при  $870^{\circ}\text{C}$  за един час и охлаждане на въздух) средно-въглеродна ( $0.4\%\text{C}$ ,  $0.75\%\text{Mn}$ ) стомана, съставена почти по равно от ферит и перлит (светлите кристали са феритни, а тъмните – перлитни).



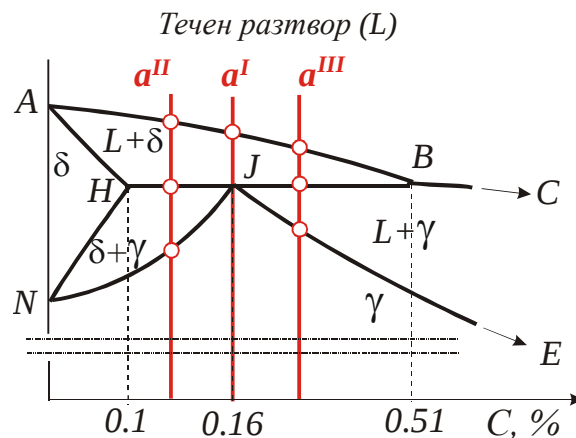
Фиг. 16.2. Ферито-перлитна структура на нормализирана средновъглеродна подевтектоидна стомана ( $0.4\%\text{C}$ ,  $0.75\%\text{Mn}$ ) [6]

Време-температурната крива на охлаждане на стоманата с въглеродно съдържание, съответстващо на права  $a$ , е показана на фиг. 16.1 (вдясно). С нарастване на времето, температурата се понижава. В температурния интервал  $a_1a_2$  (между ликвидус  $AC$  и солидус  $AEC$  линиите) понижаването на температурата е по-бавно, поради освобождаване на скритата топлина натопене, и кривата има по-малък наклон. По-малък наклон има и между точки  $a_3$  и  $a_4$ , където се отделя ферит от аустенита, а в точка  $a_4$  се появява хоризонтален участък, т.е. температурата е постоянна с нарастване на времето докато трае процесът на евтектоидно разпадане на аустенита с въглеродно съдържание, съответстващо на т.  $S$ .

Подевтектоидна стомана с въглеродно съдържание  $0.02 \leq C, \% \leq 0.1\%$  (права  $a'$ ) при охлаждане от стопилка кристализира в температурния интервал, дефиниран от точките  $a'_1$  и  $a'_2$ , като образува кристали  $\delta$ -твърд разтвор (високо-температурен ферит). В температурния интервал между точките  $a'_3$  и  $a'_4$  феритът прекристализира в аустенит поради полиморфизма на желязото. Под линията  $NJ$  превръщането на стоманата  $a'$  е като на стомана  $a$  (с въглеродно съдържание  $0.51 < C, \% \leq 0.83\%$ ).

### 1.2. С перитектично превръщане

Формирането на структурите на подевтектоидни стомани с перитектично превръщане (въглеродно съдържание  $0.1 \leq C, \% \leq 0.51\%$  при охлаждане от стопилка до стайна температура е илюстрирано на фиг. 16.2.



Фиг. 16.2. Част от диаграмата  $Fe - Fe_3C$  с перитектично превръщане

След достигане на ликвидус линията  $AB$  започва отделяне на  $\delta$ -смесени кристали. Процесът продължава до достигане на перитектичната линия  $HJB$ , където протича перитектична реакция между  $\delta$ -твърдия разтвор с въглеродно съдържание на точка  $H$  и течната фаза с въглеродното съдържание на точка  $B$ . В резултат на взаимодействието на една твърда фаза ( $\delta$ ) и една течна фаза ( $L$ ) се формира нова твърда фаза ( $\gamma$ ), имаща въглеродното съдържание на точка  $J$ . Според правилото на фазите перитектичната реакция протича при постоянна температура и постоянна концентрация на фазите, тъй като броят на степените на свобода на реакцията е равен на нула.

За стомана  $a^I$  (с въглеродното съдържание на точка  $J - 0.16\%$ , т.е., перитектична сплав) в резултат на перитектичната реакция напълно изчезват  $\delta$ -смесените кристали и стопилката. Получава се само  $\gamma$ -твърд разтвор.

За стомана  $a^{II}$  (с въглеродно съдържание  $0.1 \leq C, \% < 0.16\%$ ), следствие на перитектичната реакция, изчезва стопилката, като остава част от  $\delta$ -твърдия разтвор, който е в равновесие с образувания  $\gamma$ -твърд разтвор. Полученото двуфазно състояние е в сила за цялата област  $HJN$ . С намаляване на температурата въглеродното съдържание на  $\delta$ -фазата се променя по линията  $HN$ , а на  $\gamma$ -фазата – по линията  $JN$ . След пресичане на линията  $JN$ ,  $\delta$ -твърдия разтвор изчезва напълно и остава само  $\gamma$ -фазата.

За стомана  $a^{III}$  (с въглеродно съдържание  $0.1 \leq C, \% < 0.16\%$ ) изчезва  $\delta$ -твърдия разтвор, следствие на перитектичната реакция, и се образува  $\gamma$ -твърд разтвор (аустенит) и остатъчна стопилка, които се намират в равновесие. Между линиите  $JB$  и  $JE$  от стопилката се отделят  $\gamma$ -твърд раз-

вор. На солидус линията  $JE$  завършва кристализацията и се навлиза (под линията  $JE$ ) в еднофазна аустенитна област ( $\gamma$ - твърд ратвор).

При следващо понижение на температурата (достигане на линията  $GS$  и под нея), превръщането на стоманите  $a^I$ ,  $a^{II}$  и  $a^{III}$  е като на стомана  $a$  (с въглеродно съдържание  $0.51 < C, \% \leq 0.83\%$  ).

## 2. Образуване на структурата на евтектоидна стомана

Евтектоидната стомана съдържа  $0.83\% C$  и съответства на сплав  $\epsilon$  от фиг. 16.1. Кристализацията протича аналогично на кристализацията на подевтектоидната стомана до достигане на аустенитната област, която започва в т.  $\epsilon_1$  и завършва в т.  $\epsilon_2$ .



Фиг. 16.3. Перлитна структура на горещо валцована евтектоидна стомана с химичен състав  $0.8\% C$ ,  $0.21\% Mn$ ,  $0.22\% Si$  [6]

С понижаване на температурата аустенитът не се променя до достигане на евтектоидната точка  $S$  при  $723^{\circ}C$  . В тази точка се пресичат две линии: линията  $GS$  на насищане на аустенита с желязо и линията  $ES$  на насищане на аустенита с въглерод. В т.  $S$  аустенитът започва да отделя едновременно ферит със състав, съответстващ на т.  $P$ , и цементит със състав, съответстващ на т.  $K$ . С други думи, в т.  $S$  аустенитът се разпада на две фази – ферит и цементит, които образуват кристалната смес перлит. С понижаване на температурата под т.  $S$  ( $723^{\circ}C$  ) до стайна температура не настъпват други промени. Следователно структурата на евтектоидната стомана при стайна температура е перлит. Фиг. 16.3 показва структура на горещо валцована въглеродна евтектоидна стомана при стайна температура.

### 3. Образуване на структурата на надевтектоидна стомана

Надевтектоидната стомана със състав  $c$  (фиг. 16.1) до т.  $c_3$  кристализира аналогично на подевтектоидната и евтектоидната стомани. В т.  $c_3$  на линията  $ES$  аустенитът се насища с въглерод и започва да отделя цементит. Отделеният цементит се нарича вторичен и се разполага главно по границите на аустенитните зърна, образувайки мрежа около тях. Тъй като цементитът съдържа много въглерод – 6.67%, останалият аустенит обеднява на въглерод, изменяйки състава си по линията  $ES$ . Когато температурата се понижи до евтектоидната линия ( $723^{\circ}C$ ), до т.  $c_4$ , структурата на стоманата е аустенит, със състав в т.  $S$ , и цементит, съдържащ 6.67%  $C$  като в т.  $K$ . В т.  $c_4$  аустенитът със състав, съответстващ на т.  $S$ , се разпада евтектоидно на ферит и цементит, които образуват перлитна кристална смес. При следващо понижаване на температурата до стайна, не настъпват други промени – съставът на стоманата е перлит във вид на зърна и вторичен цементит във вид на мрежа около перлитните зърна. Колкото въглеродното съдържание е по-ниско (по-близо до т.  $S$ ), толкова по-малко е количеството на вторичния цементит. И обратно – във високо-въглеродните надевтектоидни стомани количеството на вторичния цементит е голямо и той образува непрекъсната мрежа около перлитните зърна, изолирайки ги едно от друго. Фиг. 16.4 показва структура при стайна температура на горещо валцуване надевтектоидна стомана.



Фиг. 16.4. Микроструктура на горещо валцована надевтектоидна стомана (1.31%  $C$ , 0.35%  $Mn$ , 0.25%  $Si$ ) – цементитна мрежа около перлитни зърна; също Видманицетенов цементит в перлитните зърна [6]

## §17. Образуване на структурата на чугуните

Всички сплави със състав между т. Е (2,14% С) и т. F (6,67% С) от метастабилната диаграма  $Fe-Fe_3C$  завършват кристализацията си евтектично с отделяне на аустенит-цементитна евтектика (ледебурит). При тях въглерода се намира в твърдо състояние, под формата на химичното съединение цементит  $Fe_3C$ . Тези сплави се наричат *бели чугуни*. Те имат светъл лом и се характеризират с високи твърдост и крехкост, поради което не могат да се обработват с режещи инструменти. Получаването на изделия от тях с различна форма се извършва предимно чрез леене. В зависимост от количеството на въглерода белият чугун бива *подевтктичен, евтектичен и надевтектичен*.

### 1. Евтектичен бял чугун

Съдържа 4,3% въглерод. При него кристализацията започва с едновременно отделяне на аустенит и цементит от стопилката  $L_C \rightarrow \gamma_E + Fe_3C$  (фиг. 15.1).



Фиг. 17.1. Структура на бял чугун с 4,3% С (видоизменен ледебурит)

След завършване на кристализацията се формира структура ледебурит. С понижаване на температурата след кристализация се намалява разтворимостта на въглерод в аустенита, и при достигане на линията PSK ( $727^{\circ}C$ ), той има въглеродно съдържание отговарящо на т. S (0,83%) - фиг.15.1. и се разпада евтектоидно в перлит. В резултат на това разпадане ледебуритът престава да бъде евтектична смес от аустенит и цементит. При температури под  $727^{\circ}C$  ледебуритът се състои от

перлит (ферито-цементитна смес) и цементит. Този ледебурит се нарича видоизменен (фиг. 17.1).

## 2. Подевтектичен бял чугун

Съдържа от 2,14 до 4,3% въглерод. Кристализацията започва с отделяне на аустенит ( $\gamma$  твърд р-р) от стопилката. Тъй като разтворимостта на въглерода в аустенита е по-малка от съдържанието на въглерод в тези сплави, то при отделянето на аустенит останалата стопилка се обогатява с въглерод и при  $1147^{\circ}\text{C}$  тя ще съдържа 4,3% С (т.С), и се превръща в евтектикум от аустенитни и цементитни кристали (ледебурит).

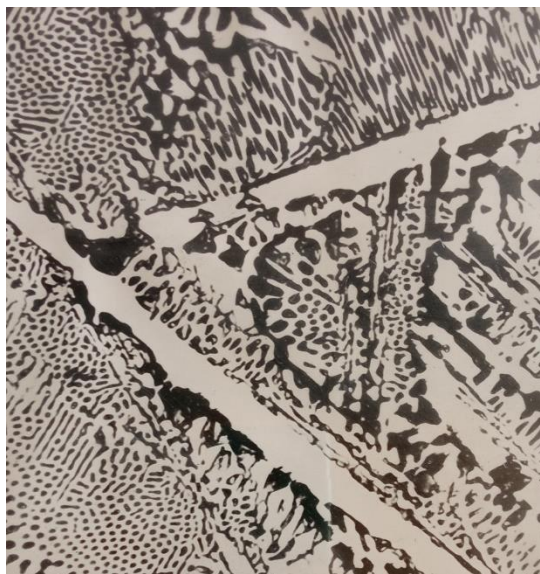


Фиг. 17.2. Структура на бял чугун с 3% С

След завършване на кристализацията свободният аустенит, а също и аустенитът, който се намира в ледебуритната евтектика съдържа максимално количество въглерод (2,14%, т.Е). Последващото охлаждане на чугуна след кристализация е свързано с отделяне и образуване на свободна фаза от вторичен цементит поради това, че с понижаване на температурата се намалява разтворимостта на въглерода както в свободния аустенит, така и на този в ледебурита. При достигане на линията PSK ( $727^{\circ}\text{C}$ ) аустенитът се оказва с въглеродно съдържание, отговарящо на т. S и се превръща в перлит. При стайна температура структурата на тези чугуни е видоизменен ледебурит, перлит и вторичен цементит (фиг. 17.2).

### 3. Надевтектичен бял чугун

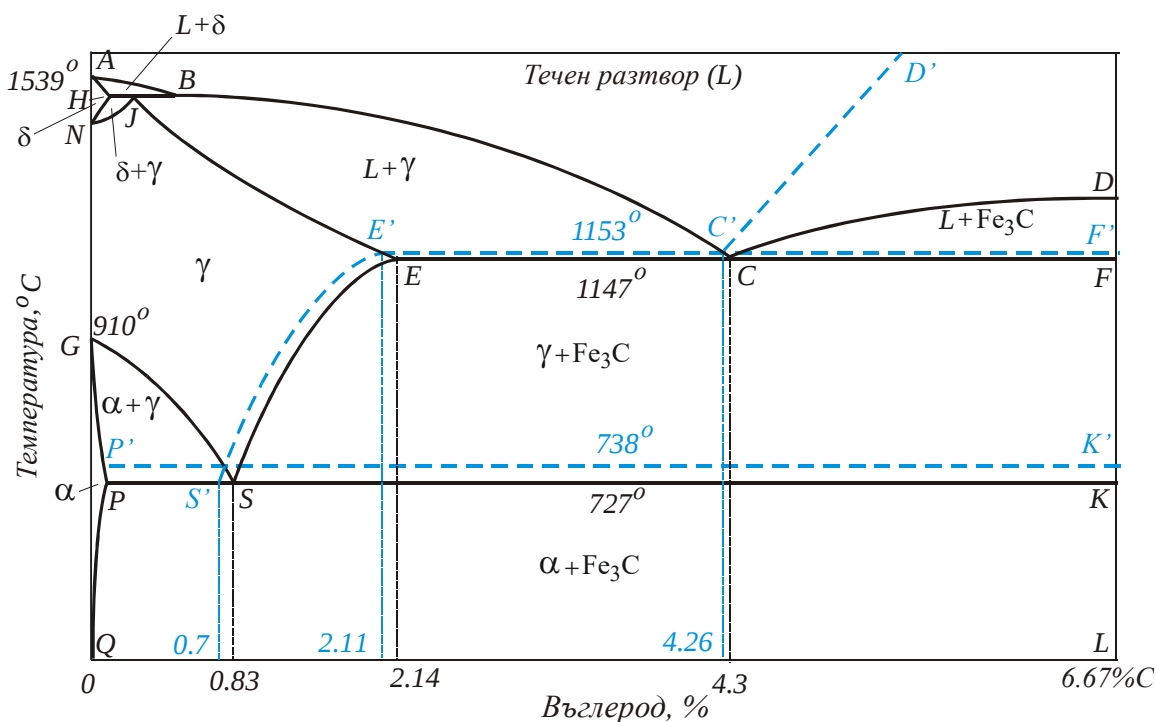
Съдържа от 4.3 до 6.67% въглерод. Кристализацията започва с отделяне на първичен цементит от стопилката във вид на иглести кристални образувания. Тъй като цементитът съдържа по-голямо количество въглерод (6.67%) от кристализиращата сплав, то при неговото отделяне останалата стопилка обеднява на въглерод. При достигане на температура  $1147^{\circ}\text{C}$  концентрацията на въглерода в стопилката ще бъде 4.3% С (т.С) и тя ще се превърне в евтектикум от ледебурит. В температурният интервал от  $1147$  до  $727^{\circ}\text{C}$  сплавта ще се състои от първичен цементит и ледебурит. При охлаждането в този интервал от аустенита, влизащ в състава на ледебурита се отделя цементит. Концентрацията на въглерода в аустенита намалява от 2.14% при  $1147^{\circ}\text{C}$  на 0.83% при  $727^{\circ}\text{C}$ . В следствие на това при охлаждане под  $727^{\circ}\text{C}$  аустенита се разпада евтектоидно и преминава в перлит. Получава се видоизменен ледебурит, който заедно с първичният цементит се запазват до стайна температура (фиг. 17.3).



Фиг. 17.3. Структура на бял чугун със съдържание на въглерод над 4.3%

## §18. Сплави от системата желязо-графит (Fe-C)

Стабилната графитна система  $Fe-C$  (фиг. 18.1) е показана с пунктирни линии върху метастабилната система  $Fe-Fe_3C$  цел сравнение на двете системи. Останалите плътни линии очевидно са едни и същи (съвпадат) за двете системи.



Фиг. 18.1. Стабилна система  $Fe-C$

Евтектичната линия  $E'C'F'$  лежи с  $6^\circ$  над ледебуритната линия  $ECF$ , а евтектоидната линия  $P'S'K'$  – с  $11^\circ$  над перлитната хоризонтална линия  $PSK$ . Евтектоидът е механична смес от две фази: ферит и графит. Между линиите  $E'C'F'$  и  $P'S'K'$  от аустенита се отделя вторичен графит. Аустенитът изменя състава си по линията  $E'S'$ . При кристализация на първичен графит течният разтвор изменя състава си по линията  $C'D'$ . За разлика от сплавите в метастабилната система, от сплавите в системата  $Fe-C$  във всички случаи се отделя графит (а не цементит). Първичният графит и графитът в евтектикума кристализират чрез образуване и нарастване на зародиши. Вторичният графит и евтектоидния графит се отделят (като правило) върху първичния и евтектичния графити. Желязовъглеродните сплави могат да кристализират по стабилната система  $Fe-C$  само при много бавно охлаждане и наличие на графитообразуващи елементи, като  $Si$ ,  $Al$ ,  $Ni$  и др.

## ГЛАВА 4. ЖЕЛЯЗО И СПЛАВИТЕ МУ

### §19. Чисто желязо

Химически чисто желязо не е получено досега. Чрез известните промишлени методи се получава желязо с чистота 99.8-99.9%. По-висока чистота (99.95-99.98%) се постига чрез стопяване на електролитно желязо. Нищожно количество примеси в желязото чувствително променят свойствата му. Затова свойствата на желязото са определени с известно приближение. Колкото чистотата му е по-висока, толкова по-високи са електропроводимостта и топлопроводимостта на желязото. Технически чистото желязо намира малко приложение в практиката поради ниските си механични характеристики – якост на опън  $180-250 \text{ MPa}$ , твърдост Бринел около 50 единици и относително удължение около 50%. Използва се най-вече в електротехниката, поради специалните си магнитни свойства. За да се получи малка коерцитивна сила, желязото трябва да се термообработи с цел получаване на възможно по-едри зърна. Технически чистото желязо може да замести медта в случаите, когато критерият за избор са механичните свойства – например когато се изисква малка твърдост и добра пластичност.

Желязото е полиморфен метал. В температурния интервал от  $0$  до  $910^\circ\text{C}$  кристалната му решетка е кубична обемно-центрирана и се означава с  $\alpha\text{-Fe}$ . При  $910^\circ\text{C}$  кубичната решетка се трансформира в стенно-центрирана  $\gamma\text{-Fe}$ , а при  $1392^\circ\text{C}$  се преобразува отново в обемно-центрирана  $\delta\text{-Fe}$ , която се запазва до  $1539^\circ\text{C}$ , при която температура желязото се топи. При охлаждане на разтопено желязо се появяват същите трансформации (полиморфни форми) в обратен ред при същите температури, с изключение на превръщането  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ , което настъпва при  $898^\circ\text{C}$  вместо при  $910^\circ\text{C}$ . Преохлаждането с  $12^\circ\text{C}$  е проявление на термичен хистерезис. Освен промяна на кристалната решетка на желязото при нагряване и охлаждане, се извършват промени и с магнитните му свойства. При нагряване и достигане на точката на Кюри ( $768^\circ\text{C}$ ), желязото загубва магнитните си свойства и при по-високи температури е немагнитно (немагнитното  $\alpha\text{-Fe}$  по-рано неправилно е означавано като  $\beta\text{-Fe}$  в температурния интервал  $768^\circ\text{C} - 910^\circ\text{C}$ ). При охлаждане, магнетиз-

мът на желязото се възвръща при същата температура ( $768^{\circ}\text{C}$ ). Полиморфните и магнитни превръщания на желязото са свързани с поглъщане и излъчване на топлина.

## §20. Въглеродни стомани

Сплавите на желязото и въглерода се разделят на две основни групи: стомани (до  $2.14\% \text{ C}$ ) и чугуни (над  $2.14\%$  до  $6.67\% \text{ C}$ ). От гледна точка на химичния състав, стоманите биват въглеродни и легирани. Въглеродните стомани, освен желязо и въглерод, съдържат само неизбежните спътници манган ( $\text{Mn}$ ), силиций ( $\text{Si}$ ), фосфор ( $\text{P}$ ) и сяра ( $\text{S}$ ). Разбира се, химичният анализ на тези стомани показват наличие и на други елементи, които са в пренебрежимо малко количество и практически не изменят свойствата на въглеродната стомана. Във въглеродните стомани съдържанието на  $\text{Mn}$ ,  $\text{Si}$ ,  $\text{P}$ , и  $\text{S}$  е от нисък порядък и тези елементи обикновено не са предназначени да придадат по-специални свойства на стоманата. Управлението на свойствата и механичните характеристики на въглеродните стомани се постига чрез количеството на въглерода.

Стоманите биват *подевтectoидни* – с въглеродно съдържание до  $0.83\%$ , *евтectoидни* – с  $0.83\% \text{ C}$  и *надевтectoидни*, които съдържат над  $0.83\%$  до  $2.14\%$  въглерод. Тази класификация позволява да се определи мястото на стоманата в желязо-въглеродната диаграма, на тази база да се определи структурата при дадена температура и нормални условия на охлаждане, както и да се назначат режимите за съответна термична обработка.

Според съдържанието на въглерод стоманите биват: 1) *нисковъглеродни* – от  $0.09$  до  $0.25\% \text{ C}$ ; 2) *средновъглеродни* – от  $0.25$  до  $0.65\% \text{ C}$  и 3) *високъвглеродни* – от  $0.65$  до  $1.35\% \text{ C}$ . Стомани с по-високо въглеродно съдържание практически не се използват. Според твърдостта им (която зависи от съдържанието на въглерод) въглеродните стомани биват *много меки* ( $0.1\% \text{ C}$ ), *меки* (до  $0.2\% \text{ C}$ ), *средно твърди* ( $0.3$  до  $0.5\% \text{ C}$ ), *твърди* ( $0.6$  до  $0.8\% \text{ C}$ ) и *инструментални* (около и над  $0.9\% \text{ C}$ ).

По предназначение въглеродните стомани се разделят на две основни групи: *конструкционни* и *инструментални*.

Конструкционните въглеродни стомани съдържат обикновено до  $0.65\% \text{ C}$  и по качество биват: *обикновени*, *с повишени качества*, *качествени* и *автоматни*.

Обикновената конструкционна стомана се използва широко в практиката – в строителството, за валцувани изделия, тръби арматури и др. В по-отговорни случаи (котли, бандажи, тел и др.) се използват стомани с повишени качества. Тези две групи конструкционни стомани се използват обикновено без никаква термична обработка.

Качествените конструкционни стомани се използват за изработване на детайли (зъбни колела, оси, валове, болтове винтове, тръби и др.), експлоатацията на които изисква по-голяма пластичност, ударна жилавост и якост, включително и на умора, по-висока изнosoустойчивост. Ресурсите на такива детайли се използват най-рационално след термична обработка. В зависимост от съдържанието на манган, качествените въглеродни стомани се делят на две групи: 1) *с нормално съдържание*; 2) *с повишено съдържание на манган*. Втората група е подходяща за детайли, чиято експлоатация е свързана с интензивно износване и ударни натоварвания.

Автоматните стомани се характеризират с повишено съдържание на сяра и фосфор. По тази причина те имат добра обработваемост чрез рязане, като отделят чупеща се стружка – обработената повърхнина е чиста и гладка, а режещите клинове на металорежещите инструменти имат по-голяма трайност. Тези стомани се употребяват главно за винтове и гайки, тъй като механичните им характеристики са по-ниски в сравнение с тези на качествените стомани със същото въглеродно съдържание, поради завишените количества на вредните примеси фосфор и сяра.

Въглеродните инструментални стомани се използват главно за режещи инструменти, измервателни инструменти и по-отговорни детайли в машиностроенето. Тези стомани се разделят от своя страна на две групи: 1) *качествени* и 2) *високо-качествени*. Последните са с намалено съдържание на фосфор и сяра.

Въглеродните стомани се означават съгласно EN 10027-1:2005. Съответствието с други стандарти е показано в Приложение 1.

## **§21. Влияние на химичния състав върху свойствата на въглеродни стомани**

Процентното съдържание на *въглерод* във въглеродната стомана дефинира нейните свойства. С увеличаване на въглеродното съдържание се повишава статичната якост и твърдостта, а относителното удължение

(пластичността) и жилавостта (ударна якост) намаляват. С повишаване на въглеродното съдържание в надетектоидната област статичната якост започва да намалява, докато твърдостта продължава да нараства.

*Манганът* е полезен елемент в състава на стоманата. Когато съдържанието му е над 0.5%, той повишава якостта при незначително понижение на пластичността, тъй като се разтваря във ферита и аустенита. Манганът служи като дезоксидатор при добива на стомана. Частично неутрализира вредното влияние на *сярата* и нейните съединения. Ако съдържанието на мангана е под 0.4%, е възможна появата на газови шупли в стоманата, което е крайно нежелателно.

*Силицият* също е полезен елемент в химичния състав на стоманата. Той се разтваря във ферита и аустенита, повишавайки статичната якост и твърдостта, без да влияе значително на пластичността. Силицият, също като мангана, е добър дезоксидатор и повишава корозионната и огнеупорна устойчивост на стоманите. Но силициевият двуокис ( $\text{SiO}_2$ ), продукт на дезоксидацията, е причина за неметални включвания, които влошават свойствата на стоманата. За отстраняване (поне частично) на този нежелан ефект в стопилката на стоманата се прибавя манган с цел дезоксидиране.

*Сярата* е вреден примес, поради което нейното съдържание трябва да бъде под 0.05%. Тя намалява динамичната якост (на удар и умора) на стоманата. Причинява т. нар. *червена трошливост* или *гореща крехкост*, изразяваща се в намаляване на пластичността на стоманата в горещо състояние. Причината е съединението на сярата с желязото (железен сулфид  $\text{FeS}$ ), който се топи при относително ниска температура ( $985^\circ\text{C}$ ), която се понижава още повече, поради наличието на железен окис) и се отлага по повърхността на кристалите (ако съдържанието на сярата е по-високо, железният сулфид формира мрежести прослойки между зърната), намалявайки по този начин пластичността. Сярата влошава *тънколивкостта* на стоманата и причинява нееднородност на състава (*ликвация*).

*Фосфорът* също е вреден примес в химичния състав на стоманата, поради което съдържанието му трябва да бъде възможно най-ниско – в някои случаи даже под 0.03%. Той причинява т. нар. *студена трошливост*, изразяваща се в рязко увеличение на крехкостта, особено при ниски температури. Причината е, че фосфорът се разтваря във

ферита, повишавайки якостта и твърдостта му, но силно понижава пластичността му. Вредното влияние на фосфора се увеличава с увеличаване на процентното съдържание на въглерода. Фосфорът подобрява обработваемостта на стоманата чрез рязане, поради което съдържанието му в *автоматна стомана* може да бъде до 0.1%.

*Кислородът* е вреден примес, който образува окиси ( $FeO$ ,  $Fe_3O_4$ ,  $MnO$ ,  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ), влошаващи обработваемостта и механичните свойства на стоманата. Процентното съдържание на кислорода в стоманата е от 0.01% до 0.1%.

*Азотът* образува в стоманата твърди нитриди, които понижават якостта на умора и влошават заваряемостта. Съдържанието на азота е от 0.004% до 0.01%.

*Водородът* е винаги вреден примес. Практически е невъзможно пълното му отстраняване. Той създава вътрешни напрежения от втори и трети род, които силно понижават механичните свойства на стоманата и често причиняват малки вътрешни и повърхностни пукнатини (наречени *флокени*). Въглеродното съдържание трябва да бъде под 0.002%.

## §22. Легирани стомани

Въглеродните стомани не винаги могат да удовлетворят изискванията (експлоатация при високи температури и/или химически агресивни среди, големи натоварвания, триене, износване и др.), които се предявяват към техните свойства и механични характеристики. В тези случаи се използват стомани, които освен неизбежните примеси ( $Mn$ ,  $Si$ ,  $P$ ,  $S$ ,  $O$ ,  $H$ ,  $N$ ), съдържат специално добавени *легиращи елементи*. Като такива се използват  $Cr$ ,  $Ni$ ,  $W$ ,  $Mo$ ,  $V$ ,  $Co$ ,  $Ti$ ,  $Nb$ ,  $Cu$ ,  $Al$ ,  $Si$ ,  $Mn$  и др. С други думи, свойствата на въглеродните стомани се подобряват чрез включване в състава им на легиращи елементи. Получените по този начин стомани се наричат *легирани*. Легиращите елементи променят и регулират химичните, механичните и технологичните свойства на стоманите. Същевременно легиращите елементи променят критичните точки на желязото и диаграмата на състоянието на системата  $Fe-Fe_3C$ . Видът и процентното съдържание на легиращите елементи зависи от предназначението на стоманата. Например, хромът ( $Cr$ ) със съдържание между 12 и 13% променя със скок от минус към плюс

електродния потенциал на желязото и го прави устойчиво срещу корозия. Но една двуфазна стомана не може да бъде устойчива на корозия. Затова съдържащата 13 и над 13% Cr стомана трябва да има еднофазна структура, например аустенит. За целта е необходим легиращ елемент, който да разшири аустенитната област до стайна температура (например никел). И т.н.

Легираните стомани се класифицират по два основни критерия: *структура* и *предназначение*. По първия критерий те биват с: *феритна, перлитна, мартензитна, аустенитна и карбидна структура*. Най-голямо приложение (като конструкционни стомани) намират легираните стомани с перлитна структура. Аустенитните стомани са неръждаеми (например хром-никелови стомани) или пък устойчиви срещу износване (например манганова Хадфийлдова стомана). Феритните и мартензитни стомани се използват по-рядко. По предназначение легираните стомани се разделят на *конструкционни, инструментални и такива с особени свойства (неръждаеми, огнеупорни, изнosoустойчиви)*. Конструкционните стомани от своя страна биват *цементуеми* (съдържат под 0.3% C) и *подобряеми* (0.3-0.5% C). Първите се подлагат на химико-термична обработка с цел обогатяване на повърхностният им слой с въглерод. Подобряемите стомани се употребяват след термична обработка, в резултат на която получават сорбитна структура (вид по-фин перлит).

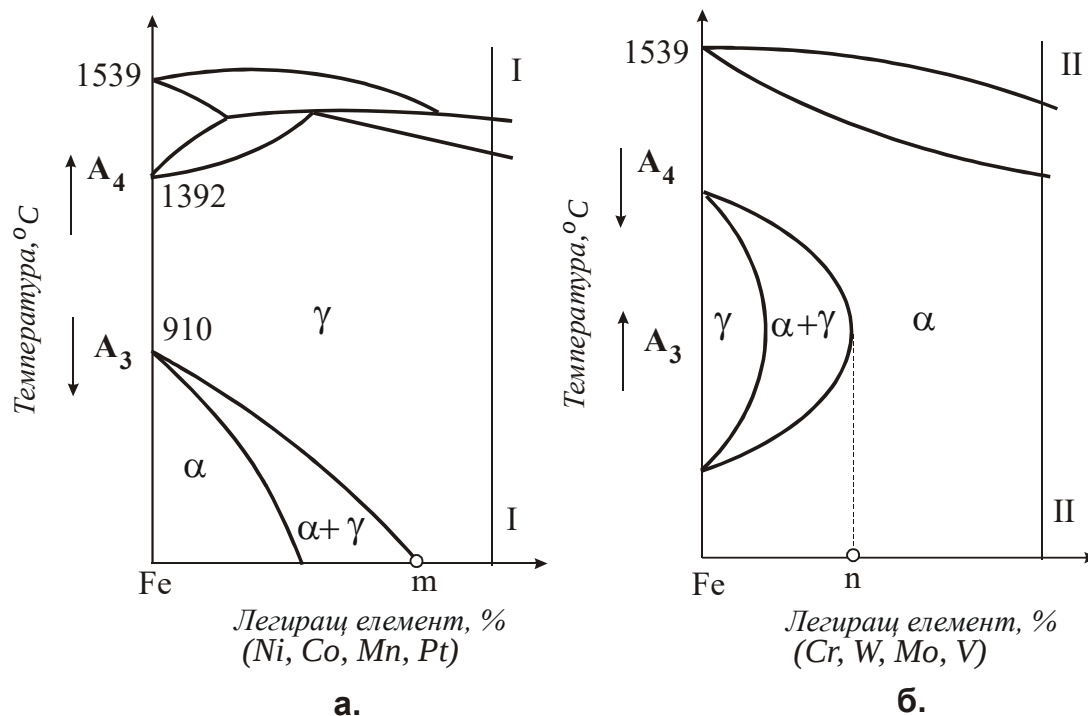
Легираните стомани се означават съгласно EN 10027-1:2005. Съответствието с други стандарти е показано в Приложение 1.

## **§23. Влияние на легиращите елементи върху структурата и свойствата стоманата**

### **1. Влияние върху диаграмата на състоянието Fe-Fe<sub>3</sub>C**

Някои легиращи елементи, като *Ni, Co, Mn, Pt* и др. (фиг. 23.1a) изместват точка *A<sub>4</sub>* нагоре, а *A<sub>3</sub>* – надолу, разширявайки по този начин аустенитната област. Ако съдържанието на легиращите елементи е по-високо от концентрацията в т. *m* (фиг. 23.1a – сплав I), стоманата запазва аустенитната структура при охлаждане до стайна температура. Такива стомани се наричат аустенитни. Други легиращи елементи, като *Cr, W, Mo, V* и др., намаляват и затварят аустенитната област, и разширяват феритната област (фиг. 23.1б). Ако съдържанието на легиращите елементи е по-

високо от концентрацията в т. *n* (фиг. 23.1б – сплав II), стоманата има феритна структура от стайна температура до температурата на топене. Такива стомани се наричат феритни. Никелът, кобалтът, манганът и платината понижават, а хромът, волфрамът, молибденът и ванадият повишават критичната точка  $A_3$ .



Фиг. 23.1. Влияние на легиращите елементи върху критичните точки  $A_3$  и  $A_4$  на желязото

Легиращите елементи влияят върху положението на евтектоидната линия и на критичните точки  $S$  и  $E$ . Всички легиращи елементи изместват наляво точки  $S$  и  $E$ , тъй като намаляват, съответно, съдържанието на въглерод в легирувания перлит и максималното съдържание на въглерод в аустенита. Това влияние в някои случаи е силно и води до съществени промени в структурата на стоманата. Например, поради значителното изместване на точките  $S$  и  $E$  вляво, структурите на бързорежните и високо-хромовите инструментални стомани съдържат, освен перлит и вторични карбиди, и ледебурит. Последният придава крехкост на стоманата, особено ако не е разпределен равномерно. За да се раздробят ледебуритът и да се разпредели равномерно, заготовките, от които се изработват режещите инструменти, се подлагат на коване или друг вид гореща обработка под налягане.

## 2. Разпределение на легиращите елементи в структурата на стоманата

В зависимост от отношението им към въглерода, легиращите елементи се разделят на две групи: карбидо-образуващи елементи (*Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, Nb* и др.) и такива, които не образуват карбиди (*Ni, Co, Cu, Si* и др.). Когато са в малки количества, карбидообразуващите елементи се разтварят в цементита и образуват т. нар. легиран цементит по общата формула  $(Fe, L)_3C$ , където *L* е легиращият елемент – например,  $(Fe, Mn)_3C$ ,  $(Fe, Cr)_3C$  и т. н. Ако са в по-големи количества, карбидо-образуващите елементи създават самостоятелни (специални) карбиди – например,  $Cr_7C_3$ ,  $W_2C$ ,  $Mo_2C$  и др. Създават се и двойни карбиди, съдържащи в състава си два карбидо-образуващи елемента.

Карбидите са много твърди и придават на стоманата голяма твърдост и изнosoустойчивост, особено когато са равномерно разпределени и имат малки размери. Карбидо-образуващите елементи намаляват ударната якост, топло- и електро-проводимостта на стоманата.

Легиращите елементи, които не образуват карбиди, се разтварят във ферита, аустенита и мартензита (ако последния съществува като фаза). Разтворените във ферита легиращи елементи увеличават твърдостта, но намаляват якостта на удар. Изключение прави никелът, който, ако е под 4%, повишава ударната жилавост. Легираният аустенит има по-голяма якост и по-голяма устойчивост на разпадане.

## 3. Влияние на легиращите елементи върху свойствата на стоманата

*Хромът* е един от най-евтините и най-разпространени легиращи елементи. В съединение с въглерода той образува карбиди, които повишават твърдостта, статичната якост и изнosoустойчивостта на стоманата. Хромът увеличава устойчивостта срещу корозия и границата на провлачване, но намалява пластичността и якостта на удар.

*Никелът* повишава както твърдостта и статичната якост, така и пластичността и якостта на удар на стоманата. В по-големи количества никелът придава на стоманата антимагнитни свойства, намалява коефициента на линейно разширение, понижава електро- и топло-проводимостта на стоманата. Никелът увеличава устойчивостта срещу корозия и, подобно на хрома, е един от основните легиращи елементи.

*Волфрамът* е скъп и дефицитен метал. Съединявайки се с въглерода, волфрамът образува много твърди карбиди, които драстично увеличават твърдостта, статичната якост и изнosoустойчивостта на стоманата, особено при високи температури. По тази причина волфрамът е основен легиращ елемент в инструменталните и бързорезни стомани, и в свръхтвърдите режещи сплави.

*Ванадият* също е скъп метал, който увеличава плътността, твърдостта и якостта на сплавите. Обикновено ванадият в съединение с въглерода образува трудноразтворими карбиди, които запазват дребнозърнестата структура на стоманата дори при високи температури. Ванадият подобрява заваряемостта на високо-въглеродни стомани.

*Кобалтът* подобрява ударната якост, огнеупорността и магнитните свойства на стоманите.

*Молибденът*, дори в малки количества, повишава статичната и динамична якост, и пластичността на стоманата. Той издребнява структурата, която се запазва издребнена дори при високи температури. Молибденът подобрява корозионната устойчивост и предпазва от образуване на прегрявания при нагряване на стоманата.

*Титанът* е карбидообразуващ елемент, който, дори в малки количества, увеличава плътността и якостта на стоманата, подпомага получаване на дребнозърнестата структура, подобрява корозионната устойчивост и обработваемостта чрез рязане.

*Ниобият* силно подобрява устойчивостта срещу корозия и киселини.

*Алуминият* подобрява магнитните свойства, увеличава огнеупорността и предпазва стоманата от образуване на обгари при висока температура. Използван като модификатор, алуминият издребнява структурата на стоманата. Алуминият е основен легиращ елемент в стоманите, които се подлагат на азотиране.

*Медта* (0.2-0.7%) повишава якостта и устойчивостта срещу корозия на стоманата.

## §24. Легирани конструкционни стомани

### 1. Предназначение и класификация

Легираните конструкционни стомани се използват за изработване на отговорни машинни части и метални конструкции. Използват се главно конструкционни стомани с перлитна структура. В някои случаи се използват стомани с мартензитна и аустенитна структура. В зависимост от съдържанието на легиращи елементи условно се разделят на три групи: *нисколегирани*, с общо съдържание на легиращи елементи до 2%, *среднолегирани*, в които легиращите елементи са от 2% до 5%, и *високолегирани*, в които легиращите елементи са над 5%. В зависимост от качеството, легираните конструкционни стомани са *качествени*, *висококачествени* и *с особено високо качество*. В зависимост от съдържащите се в стоманата легиращи елементи, легираните конструкционни стомани се делят на 13 групи: *хромови, манганови, силициеви, никелови, хром-никелови, хром-ванадиеви, хром-манганови, хром-силициеви, молибденови, хром-молибденови, хром-манган-молибденови, стомани за азотиране, лагерни стомани*.

### 2. Видове, в зависимост от съдържащите се легиращи елементи

#### *Хромови стомани*

Такива стомани са например  $20Cr4$ ,  $34Cr4$ ,  $41Cr4$ ,  $50Cr4$ ,  $42CrMo4$  и др, съдържащи 0.2-0.5%С и около 1% Cr. С увеличаване на съдържанието на въглерод се повишава статичната якост, но се намалява пластичността и ударната якост. Хромът образува карбиди и се разтваря във ферита, като повишава якостта и твърдостта, без да намалява жилавостта на стоманата. Хромовите стомани се използват широко в практиката за зъбни колела, червячни винтове, валове, оси и др.

#### *Манганови стомани*

Мангановите легирани стомани биват две групи: първата група съдържа 0.7-1.0% Mn (например стоманите  $C16E$ ,  $20Mn5$  и др.), докато съдържанието на Mn във група е 1.4-1.8% Mn (например  $65Mn4$ ,  $80Mn4$  и др.). В сравнение с въглеродните стомани те имат фина структура и повишена якост, твърдост и жилавост. Манганът увеличава прокаляемостта им (способността на стоманата да се закалява на определена дълбочина), но тези стомани са склонни към образуване на

вътрешни напрежения, поради което възможността за деформации и пукнатини е по-голяма. Последното се дължи на склонността за нарастване на аустенитните зърна при нагряване. Мангановите легирани стомани се използват за изработване на детайли, подложени на динамични натоварвания – колянови и разпределителни валове, оси мотовилки и др. Мангановите стомани *C67E*, *C75E* и *C101E* се използват за изработване на пружини.

#### *Силициеви стомани*

Такива са стоманите *38Si7*, *46Si7*, *51Si7*, *55Si7*, *65Si7*, *71Si7*, съдържащи 1.4-1.8% Si. Силицият повишава прокаляемостта и значително уякчава ферита. Тези стомани са склонни към обезвъглеродяване, графитизация, нарастване на зърната при нагряване и повърхностни дефекти при гореща обработка. Тези недостатъци се преодоляват чрез допълнително легиране на силициевите стомани с *Cr*, *W*, *V*, *Ni*. Силициевите стомани (използват се след термична обработка) имат голяма твърдост и висока граница на еластичност. Използват се за изработване на ресори, пружини, торсионни валове и др. Тези детайли са подложени на знакопроменливи натоварвания, водещи до умора на материала. За увеличаване на границата на умора детайлите се обработват чрез студено повърхностно пластично деформиране след термична обработка.

#### *Никелови стомани*

Никелът увеличава значително устойчивостта на аустенита, увеличава прокаляемостта, подобрява якостта и ударната жилавост (особено в количество от 2 до 5%). Никеловите стомани имат висока якост и твърдост, и същевременно добра жилавост. Използват се за изработване на динамично натоварени детайли.

#### *Хром-никелови стомани*

Те са най-висококачествените конструкционни стомани. Никелът придава на стоманата жилавост и якост, хромът придава твърдост, устойчивост срещу корозия и подобрява прокаляемостта. Препоръчва се съдържанието на никел да се ограничи до 3-4%. Тези стомани имат голяма якост, жилавост, прокаляемост и издържливост на умора. Използват се за детайли с по-големи размери и сложна форма, работещи в условия на вибрации и динамични натоварвания – валове, оси, зъбни колела и др.

### *Хром-ванадиеви стомани*

Прибавянето на малко ванадий (0.1-0.2%) увеличава пластичността на хромовите стомани. Тези стомани допускат по-голямо прегряване без наедряване на зърната. Хром-ванадиевите стомани се използват за изработване на зъбни колела, разпределителни валове, бутални болтове, тръби, пружини на клапаните на двигатели с вътрешно горене и др.

### *Хром-манганови и хром-силициеви стомани*

Тези стомани имат много добри механични свойства, в много случаи заместват скъпите никелови стомани и поради това намират много широко приложение. Използват се също *хром-манган-силициеви стомани*, наречени *хромансил*, тъй като имат много добро съчетание от свойства и заменят скъпите *хром-молибденови* стомани.

### *Молибденови, хром-молибденови, хром-манган-молибденови стомани*

Хромът и молибденът увеличават топлоустойчивостта, поради което тези стомани се използват в котлостроенето и турбостроенето, където детайлите трябва да работят при високи температури – паропрегреватели, паропроводи, арматури, ротори, валове, дискове, лопатки на парни турбини и др.

### *Стомани за азотиране*

Тези стомани, наречени също *нитрируеми*, се подлагат на азотиране (насищане на повърхностния слой с азот; азотиране (нитриране) – вид химико-термична обработка) с цел повишаване на повърхностната микротвърдост. Стоманите за азотиране съдържат 1.35-1.6% Cr, 0.7-1.2% Al, 0.3-0.4% C, и около 0.3% Mo.

### *10. Лагерни стомани*

Такива стомани са *100Cr4*, *100Cr2*, *100CrMnSi6-4*. Те имат голяма якост, износоустойчивост и химическа устойчивост. Използват се за изработване на елементите на търкалящи лагери. Те са надетектоидни стомани с 0.95-1.05% C. Качеството на изработените лагери зависи от равномерното разпределение на карбидите и затова щателно се контролира това разпределение, както и на неметалните включвания.

## §25. Легирани инструментални стомани

Инструменталните легирани стомани имат по-голяма износоустойчивост, прокаляемост и по-малка склонност към нарастване на аустенитните зърна в сравнение с въглеродните инструментални стомани. Те се използват за инструменти, които трябва да имат прокаляемост по цялото напречно сечение.

Най-главният легиращ елемент е хромът, увеличава твърдостта на стоманата. Когато е в по-голямо количество, образува карбиди, например  $(Cr,Fe)_7C_3$ , които допълнително увеличават твърдостта и износоустойчивостта на инструментите. Когато се прибави и силиций, при увеличаване на температурата се увеличава износоустойчивостта, като твърдостта се запазва. Друг важен легиращ елемент е волфрамът. Той увеличава твърдостта и износоустойчивостта на стоманите, като образува карбиди и железен волфрамид.

Стоманите, предназначени за измервателни и резбонарезни инструменти, както и за щампи, освен с горните елементи, допълнително се легират с манган. Щамповите стомани се легират и с никел, който увеличава ударната жилавост. За увеличаване на прокаляемостта се добавя молибден.

Въглеродът в легираните инструментални стомани е 0.2-2.3%. Нисковъглеродните марки се използват за щампи, а основната група стомани с въглеродно съдържание 0.8-1.5% - за режещи и измервателни инструменти.

Към високо-легираните инструментални стомани се числят *бързорежещите стомани*, предназначени за изработване на високопроизводителни режещи инструменти. Тези стомани се отличават от останалите легирани инструментални стомани по това, че запазват своята твърдост и износоустойчивост при високи температури (до  $600^{\circ}C$ ).

## §26. Легирани стомани с особени свойства

В някои случаи от материалите за изработване на различни машинни части се изискват особени специфични свойства: висока износоустойчивост, голяма устойчивост срещу агресивни среди (например машинни части в химическата, петролодобивната, хранително-вкусовата и др. индустрии), устойчивост срещу високи температури, малък коефициент на

линейно разширение (за точни измервателни уреди), голямо електросъпротивление (за електронагревателни уреди) и т.н. Такива свойства имат *специалните високолегирани стомани*, формиращи групата на *легираны стомани с особени свойства*.

## **1. Износоустойчиви стомани**

### ***1.1. Хадфийлдова стомана***

Особено висока износоустойчивост има високолегираната манганова аустенитна стомана с  $1.0-1.3\% \text{ C}$  и  $11-14\% \text{ Mn}$ , известна под наименованието Хадфийлдова стомана. Използва се за вериги на трактори, кошовете на багери, каменотрошачки, топкови мелници за руда и други подобни детайли, при които износването е придружено с ударно натоварване. Тази стомана се обработва много трудно и затова формата на детайлите се получава главно чрез леене. Структурата на стоманата след леене се състои от аустенит и вторични карбиди ( $\text{Mn}_3\text{C}$ ), които се отделят по границата на зърната и понижават якостта и жилавостта. По време на експлоатация, ако детайлът е подложен на ударно натоварване и големи повърхностни натискови напрежения, той претърпява значително деформационно уякчаване (наклев). Като резултат твърдостта се повишава до  $550-600 \text{ HB}$ , а оттам значително се повишава износоустойчивостта на тази стомана. В обратния случай (отсъствие на ударни натоварване и големи работни повърхностни напрежения на натиск, които да доведат до деформационно уякчаване на легирания с манган аустенит) не се повишава износоустойчивостта.

### ***1.2. Графитизирани стомани***

Графитизираните стомани са високовъглеродни с въглеродно съдържание  $1.30-1.75\%$ . Те са легирани със силиций, който повишава способността на стоманата за графитизация. След отливане структурата на стоманата е пластинчат перлит и карбиди. Детайлите от графитизирана стомана влизат в експлоатация след съответна термична обработка. От такава стомана се изработват щампи, вериги, колянени валове и други детайли, работещи при големи повърхностни натоварвания и износване.

## **2. Неръждаеми и киселиноустойчиви хромови стомани**

Стомана, която има повишена устойчивост срещу корозия във въздуха, прясна или морска вода, се нарича *неръждаема*. Ако повишената ус-

тойчивост срещу корозия се проявява в по-агресивни среди (водни разтвори на соли, киселини, основи) стоманата е киселиноустойчива. Неръждаеми са стоманите, съдържащи 13 и повече % Cr. Никелът, в достатъчно количество, прави стоманите киселиноустойчиви. Неръждаемите и киселиноустойчиви хромови стомани в зависимост от структурата, която получават след високотемпературно нагряване и охлаждане на въздух, се разделят на следните класове:

- *мартензитен*<sup>1</sup>;
- *мартензитно-феритен* (*ферит* > 10%);
- *феритен*;
- *аустенитен*;
- *аустенитно-феритен* (*ферит* > 10%);
- *аустенитно-мартензитен*.

Аустенитните стомани са най-важният клас неръждаеми и киселиноустойчиви стомани. Те заемат най-висок процент от всички произвеждани неръждаеми и киселино-устойчиви стомани, и имат най-универсално приложение.

### **2.1. Мартензитни и мартензитно-феритни стомани**

Използват се за детайли и инструменти, работещи в слабо агресивни среди. Мартензитният клас стомани съдържат 0.2-0.4% C и 13%Cr. След термична обработка стоманата има висока корозионна устойчивост. Структурата на мартензитно-феритните стомани, съдържащи 10-15% ферит, е ферито-карбидна смес. Тези стомани имат висока пластичност и добра обработваемост. Използват се за заварени конструкции, работещи в слабо агресивни среди.

### **2.2. Феритни стомани**

Феритните стомани съдържат 0.08-0.15% C и 13-30% Cr. С увеличаване на хрома се увеличава корозионната устойчивост на стоманата. Стоманите със съдържание на хром 25-30% са корозионно устойчиви в кипящи разтвори (40% и повече) на азотна киселина и в горещи разтвори на основи. След ТО тези стомани имат умерени якост и пластичност. Те имат по-ниски механични характеристики от аустенитните стомани, но по-висока корозионна устойчивост под напрежение.

---

<sup>1</sup> Мартензитът е фаза и представлява преситен твърд разтвор на въглерод в алфа-желязо. Подробна информация е дадена в Част II: Термична обработка на металите.

Недостатъците на феритните стомани са: склонност към нарастване на феритните зърна при нагряване над  $850-900^{\circ}\text{C}$ ; протичане на междукристална корозия при нагряване над  $1000^{\circ}\text{C}$  (при заваряване); крехкост при  $475^{\circ}\text{C}$ , известна като 475-градусова крехкост, в резултат на отделяне на  $\text{FeCr}$  ( $\sigma$ -фаза); сравнително ниска якост и огнеупорност и др.

Чрез термична обработка не могат да бъдат издребнени феритните зърна и да се повиши пластичността на стоманата, тъй като не протичат  $\alpha \rightarrow \gamma$  и  $\gamma \rightarrow \alpha$  превръщания при нагряване и охлаждане. За предпазване от междукристална корозия и задържане на нарастването на феритните зърна при нагряване, феритните стомани се легират с титан. Титанът е силен карбидообразуващ елемент и се свързва с въглерода в устойчив карбид ( $\text{TiC}$ ). Това изключва възможността за образуване на хромови карбиди по границите на феритните зърна и намаляване под 13% на хрома във ферита. Едновременно с това карбидите на титана задържат нарастването на феритните зърна.

В структурата на стоманата от феритен клас се съдържа  $\sigma$ -фаза (железен хромид), която придава крехкост на стоманата. След подходяща термична обработка  $\sigma$ -фазата се разтваря във ферита и се премахва крехкостта.

### **2.3. Аустенитни стомани**

#### *Хром-никелови стомани*

Тези аустенитни стомани се легират с 18%  $\text{Cr}$  и 8-12%  $\text{Ni}$ . Аустенитът лесно се уякчава чрез студена пластична деформация (получава се наклеп), при което се намалява относителното удължение. При по-голяма степен на пластична деформация аустенитът частично се превръща в нова фаза ( $\alpha'$ -деформационен мартензит), при което твърдостта се повишава значително. Ако съдържанието на никел е над 15%, студено деформираният аустенит не образува мартензит. За получаване на чиста аустенитна структура хром-никеловите стомани се подлагат на подходяща термична обработка. В резултат се повишава корозионната устойчивост.

Ако хром-никеловите стомани се нагреят до температура в диапазона  $500-700^{\circ}\text{C}$ , макар и за кратко време, започва отделяне на хромови карбиди по границите на аустенитните зърна. Причината е в голямата разлика между скоростите на дифузия на въглерода и хрома в аустенита. В средните части аустенитните зърна са бедни на въглерод и богати на

хром, а в периферните части е обратно – съдържат много въглерод и малко хром. Образува се граничен слой, в който съдържанието на хрома е под 13% и този слой загубва корозионната си устойчивост. По този начин по границите са в контакт две фази – аустенит и карбиди, които имат различен електроден потенциал. Проявява се междукристална корозия, която силно влошава качеството на стоманата. За предпазване от междукристална корозия се вземат следните мерки:

- Въглеродното съдържание в стоманата се намалява под 0.03%. Такива хром-никелови стомани са *AISI 316Ti*, *AISI 304L*, *AISI 321L*. Тези стомани са по-устойчиви на междукристална корозия, но продължителната им експлоатация при температура  $500-700^{\circ}\text{C}$  увеличава концентрацията на примесите по границите на аустенитните зърна, с което устойчивостта срещу междукристална корозия силно намалява.

- Стоманата допълнително се легира с титан или ниобий. Тези елементи се свързват с въглерода, образувайки устойчиви карбиди, а хромът остава в твърдия разтвор. Хром-никелови стомани, легирани с титан или ниобий, се наричат *стабилизирани*. Използват се за заварени конструкции.

- Повторно нагряване на стоманата при температура  $1000-1100^{\circ}\text{C}$  за един-два часа, с цел разтваряне на карбидите  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , образувани по границите на аустенитните зърна, и бързо охлаждане във вода.

- Нагряване при  $850-950^{\circ}\text{C}$  със задържане не по-малко от 3 часа. За нестабилизираните стомани целта е дифузионно изравняване на съдържанието на хром по границите и в обема на аустенитните зърна. В стабилизираните стомани карбидите на хрома се трансформират в карбиди на титана и ниобия, а хромът преминава в твърдия разтвор.

#### *Хром-манганови стомани*

Хром-никеловите стомани са относително скъпи, най-вече заради никела. С цел поевтиняване, част от никела се заменя с друг аустенитообразуващ елемент – мангана. Тези стомани, *хром-манганови*, обикновено съдържат азот (0.15-0.3%) и 4-5% Ni, който стабилизира аустенита, а съдържанието на хром е повишено до 20%. Хром-мангановите стомани, съдържащи азот, не се легира с титан или ниобий за защита от междукристална корозия, тъй като тези елементи при взаимодействие с азота образуват нитриди. За повишаване на устойчивостта срещу корозия, съдържанието на въглерод в тези стомани е под 0.03%.

#### *Азотни аустенитни стомани*

Никелът може да бъде заменен напълно, ако съдържанието на азот е 1.0-1.3%. Тези *безникелови аустенитни стомани*, наричани *азотни стомани*, съдържат 18-24% Cr. Азотът има повишена аустенитообразуваща и уякчаваща способност, и успешно заменя никела. Подобно на въглерода, той се разтваря чрез вместване и уякчава стоманата. Азотът има малка разтворимост в течното желязо (0.045%), поради което въвеждането му като легиращ елемент в стоманата е затруднено. Разработените промишлени методи за въвеждане на азот в разтопена стомана доведоха до създаване на нов клас високоазотни стомани с висока якост и корозионна устойчивост. За въвеждане на азота е необходимо налягане до 10 MPa и наличие на нитридообразуващи елементи, като Ti, Nb, V, Cr, Mn. Хромът значително увеличава разтворимостта на азота в разтопената стомана и се свързва с азота в устойчиви нитриди с висока термична стабилност – до 1200°C. Получават се свръхравновесни концентрации на азот (1.0-1.3%) в неръждаемите стомани.

След подходяща термична обработка се постига граница на провлачване на азотната аустенитна стомана 3-4 пъти по-голяма от тази на хром-никеловата стомана. Якостта (включително и повърхностната) може да бъде увеличена допълнително чрез студена пластична деформация (включително и повърхностна), при което не се образува деформационен мартензит. Високата корозионна устойчивост се дължи на високото съдържание на хрома и на еднофазната аустенитна структура.

#### **2.4. Аустенитно-феритни стомани**

Тези стомани съдържат 17-22% Cr, а никелът е ограничен до 5-10%. Други легиращи елементи, освен Cr и Ni, са Ti, Mo, W, N, Cu и др. След нагряване при температура 1000–1050°C един-два часа и бързо охлаждане във вода, тези стомани имат структура от равномерно редуващи се зърна от делта-ферит и аустенит. По тази причина аустенитно-феритните стомани се наричат *дуплексни* или *двуфазови*. В сравнение с аустенитните, дуплексните стомани имат някои предимства: по-високи механични характеристики; по-евтини са поради по-малкото количество никел; по-слабо изразена склонност към междукристална корозия.

Недостатъците са: проявление на 475-градусова крехкост; при нагряване в интервала 650–800°C от ферита се отделя  $\sigma$ -фазата, а от аустенита – карбиди  $Cr_{23}C_6$ , което понижава пластичността и жилавостта на дуплексните стомани. Препоръчва се експлоатацията на детайли от тези

стомани да се извършва при температури до  $350^{\circ}\text{C}$ . Дуплексните стомани се използват широко в химическото машиностроене, хранително-вкусовата промишленост, металургията, в корабостроенето, авиационната индустрия и др.

### **2.5. Аустенитно-мартензитни стомани**

Тези стомани съдържат под  $0.07\%\text{C}$ ,  $13\text{-}17\%\text{Cr}$ ,  $4\%\text{Ni}$ ,  $4\%\text{Cu}$  и други елементи в по-малки количества, като  $\text{Al}$ ,  $\text{Ti}$ ,  $\text{Mo}$ , които се добавят за уякчаване на мартензита при стареене. Използват се когато се изисква едновременно добра корозионна устойчивост и високи механични характеристики. Сравнени с аустенитните стомани, аустенитно-мартензитните стомани имат висока якост, и по-голяма ударна жилавост, което се постига чрез сложна термична обработка<sup>2</sup>.

### **3. Огнеупорни стомани**

Високите температури намаляват силите на атомното взаимодействие в кристалната решетка на стоманите и повишават дифузионната подвижност. Резултатът е нарастване на пластичността и понижаване на якостните характеристики, а от друга страна са създадени условия за образуване на нови фази, следствие от дифузионното преразпределение на атомите. Непрекъснатото и бавно (статично) пластично деформиране на стоманата, което протича за определено време под действие на външно натоварване в условията на висока постоянна температура, се нарича *пълзене (creep)*. Стоманите, експлоатирани в условията на високи температури, трябва да удовлетворяват следните изисквания:

- достатъчна механична якост;
- устойчивост срещу пълзене;
- устойчивост срещу оксидационното действие на газове и въздух.

Стоманите, които удовлетворяват тези изисквания, се наричат *огнеупорни*. *Огнеупорност* е способността на стоманата да се съпротивлява продължително срещу деформиране и разрушаване при работни температури, по-големи от  $30\%$  от температурата на топене.

Огнеупорните стомани не се окисляват при високи температури в нагрят въздух и в горещи газове. Освен това запазват или незначително намаляват механичните си характеристики при висока температура. Съдъ-

---

<sup>2</sup> Подробна информация е дадена в Част II: Термична обработка на металите.

ржащата 12% Cr стомана не се окислява до  $900^{\circ}\text{C}$ , а ако съдържанието на хром е 25%, стоманата не се окислява до  $1000-1100^{\circ}\text{C}$ . Подобно действие имат легиращите елементи силиций и алуминий. Тези елементи образуват на повърхността плътна окисна корица, която предпазва стоманата от по-нататъшно окисляване. Окисите на тези легиращи елементи (Cr, Si, Al) имат високи температури на топене.

Освен с елементи, които предпазват стоманата от окисляване, огнеупорните стомани съдържат легиращи елементи, като молибден и волфрам, които повишават температурата на рекристализация  $T_p$ . Тогава стоманите, натоварени в пластичната област при температура до  $T_p$ , ще претърпят деформационно уякчаване (наклеп) и пластичното деформиране ще затихне. С други думи, молибденът и волфрама като легиращи елементи повишават устойчивостта срещу пълзене на огнеупорните стомани.

Структурата на огнеупорните стомани е *перлитна, мартензитна, мартензитно-феритна, феритна* или *аустенитна*. Използват се и огнеупорни стомани на никелова основа. *Перлитните* огнеупорни стомани са предназначени за продължителна експлоатация при температура  $450-580^{\circ}\text{C}$ . *Мартензитните* огнеупорни стомани са обикновено с ниско въглеродно съдържание (0.10-0.15%), съдържат 10-12% хром, както и други легиращи елементи, като W, Mo, V, Nb. Структурата на термообработената стомана е легиран ферит и дисперсни карбиди. Ако тези стомани съдържат феритообразуващи елементи, те се превръщат в *мартензитно-феритни*. Мартензитните огнеупорни стомани съдържат до 0.4% C, 5-10% Cr и 2-3% Si, се наричат *силхроми*. След термична обработка имат сорбитна структура и оптимални свойства. Мартензитните стомани са предназначени за експлоатация при температура  $450-600^{\circ}\text{C}$ . *Аустенитните* огнеупорни стомани, предназначени за експлоатация при температура  $500-650^{\circ}\text{C}$ , съдържат до 0.1% C. Количествата на Fe, Cr и Ni се избират така, че да се получи устойчив аустенит, без склонност към фазови превръщания. Никелът може да бъде заменен от други аустенитообразуващи елементи, като манган и азот. *Аустенитните* огнеупорни стомани се легират с феритообразуващи елементи, като молибден, волфрам, ниобий, титан, алуминий и др., за повишаване огнеупорността на стоманата.

#### 4. Други стомани

Към стоманите с особени физико-химични свойства се включват и *стомани с определен коефициент на линейно разширение*, които намират приложение в уредостроенето. От *стоманите с постоянен модул на еластичност* се изработват пружини за часовници, детайли за електроизмервателни и топлоизмервателни уреди. *Стоманите с голяма магнитна проникваемост* се използват за изработване на сърцевината на трансформатори и електромагнити. *Немагнитните стомани* заменят цветните метали в електромашиностроенето и др.

### §27. Класификация, структура и свойства на чугуните

#### 1. Определение за чугуни

Чугуните са желязо въглеродни сплави със съдържание на въглерод по-голямо от 2,14%. Те принадлежат към групата на недеформируемите високовъглеродни сплави на желязото, чиято форма се получава само чрез леене. Имат много-добри лярски свойства, отливките обикновено съдържат от около 2,6 до 3,6% C. Характерно за тях е, че кристализацията може да протече по два варианта:

*Стабилен* – течната фаза кристализира в аустенит и графит;

*Метастабилен* - течната фаза кристализира в аустенит и цементит.

#### 2. Класификация на чугуните

Състоянието на въглерода в чугуна (свързан или свободен), определя вида на неговия лом, структурата и свойствата му. Различават се отливки от:

*Бял чугун.* Въглеродът е в свързано състояние с желязото под формата на железен карбид  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Нарича се бял тъй като при счупване ломът е светъл. В структурата на тези сплави се появява структурната съставляваща ледебурит, която ги прави крехки и необработваеми с метало-режещи инструменти.

*Сив чугун.* Неразтвореният във ферита въглерод и въглеродът неучастващ в изграждането на перлита се намират в свободно състояние (графит). Наименованието идва от сивия вид на лома, дължащ се на наличието на свободен графит.

### 3. Класификация на сивите чугуни

Механичните свойства на сивите чугуни зависят от формата на графитните включвания и типа на металната основа. Най-силно е влиянието на формата на графитните включвания. Те притежават многократно по-малка якост от металната основа и за това, от якостна гледна точка, могат да се разглеждат като кухини. При натоварване с опъновни напрежения, графита става концентратор на напрежения и върха на графитните пластини дава начало на микропукнатина, по която протича разрушението. Поради това и класифицирането на сивите чугуни се извършва въз основа на формата на графитните включвания. В зависимост от формата на графита сивите чугуни се делят на:

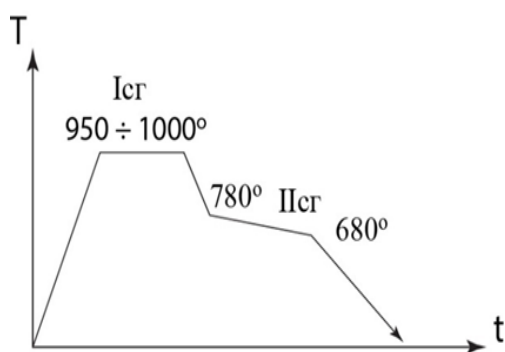
1. *Сиви чугуни*. Графитът има пластинчата форма. Получават се, когато стопилката не се обработва допълнително. Те имат най-ниска якост.

2. *Ковки чугуни*. Графитът има гнездообразна (памукообразна) форма. Получават се чрез термична обработка на бели чугуни. Чугунът, кристализира като бял, след което се загрява до  $950 \div 1000^\circ \text{C}$ , задържа се продължително, при което цементитът се разпада на желязо и графит (фиг.27.1). Наричат се още темперовани чугуни, тъй като термичната обработка за получаването им се нарича темпероване.

Iсг - първа степен на графитизация. Видоизменения ледебурит се разпада в аустенит (А) + графит (Гр) –  $\text{ВЛ(п+ц)} \rightarrow \text{А+Гр}$

IIсг - втора степен на графитизация:

А ↗ ферит+графит – черносърдечен ковък чугун  
А ↘ перлит+графит – бялосърдечен ковък чугун



Фиг. 27.1. Режим на термична обработка на бял чугун за получаване на ковък

В зависимост от скоростта на охлаждане, с която се преминава температурния интервал на евтектоидния разпад на аустенита, се получават два вида ковки чугуни – *бялосърдечен*, наречен още европейски ковък чугун и *черносърдечен*, наречен американски ковък чугун.

Наименованието идва от цвета на лома. При черносърдечния ковък чугун цялото количество на въглерода е отделено под формата на графит. Това са чугуни на феритна метална основа. Черният цвят на лома идва от голямото количество на графита. Получава

се при бавно охлаждане, при което аустенита се разпада на ферит и графит,  $A \rightarrow \Phi + Gr$ . Бялосърдечните (европейски) ковки чугуни имат бял лом. При тях металната основа е перлитна, от където идва и лъскавия бял цвят на лома. Получават се при охлаждане на аустенита с по-висока скорост, при която аустенита се разпада по метастабилния вариант в перлит,  $A \rightarrow P (\Phi + C)$ .

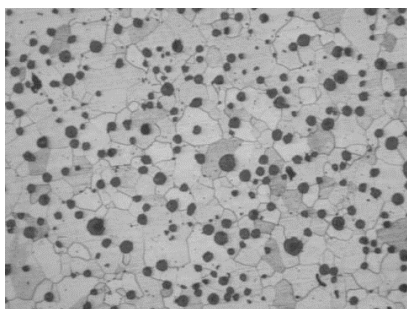
3. *Сферографитни чугуни*. Получават се при модифициране с магнезий на чугунени стопилки, затова понякога ги наричат още и магнезиеви чугуни. Имат най-висока якост. Причината е в сферичната форма на графита. Отсъствието на концентратори на напрежение, каквито се явяват графитните включвания в обикновените сиви чугуни, осигурява високите им якостни характеристики.

Освен формата на графитните включвания върху якостните характеристики на чугуните влияние оказва и типа на металната основа.

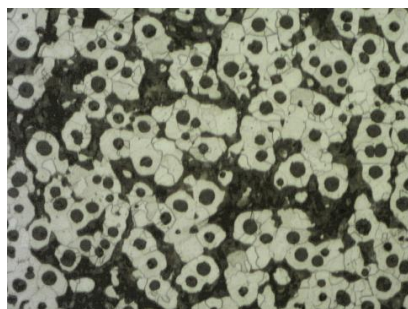
По тип на металната основа чугуните биват:

- *на феритна метална основа*: цялото количество въглерод, освен разтвореното в  $Fe_\alpha$  за образуването на ферита е под формата на графит. Структурата на тези чугуни е ферит + графит – фиг. 27.2.а. Те кристализират изцяло по стабилния вариант. Тези чугуни имат ниска твърдост  $HB \approx 150 \text{ kg/mm}^2$ ;

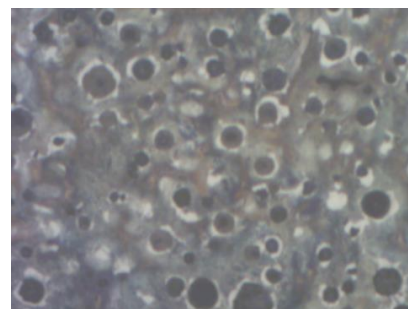
- *на перлитна метална основа*: цялото количество въглерод, освен това за образуване на перлита е под формата на графит – фиг. 27.2.в. Структурата на тези чугуни е перлит + графит. Първичната кристализация е протекла по стабилния вариант, а вторичната по метастабилния ( $A \rightarrow P$ ). Твърдостта на тези чугуни е в границите –  $180 \div 250 \text{ HB}$  и притежават най-висока якост.



а.



б.



в.

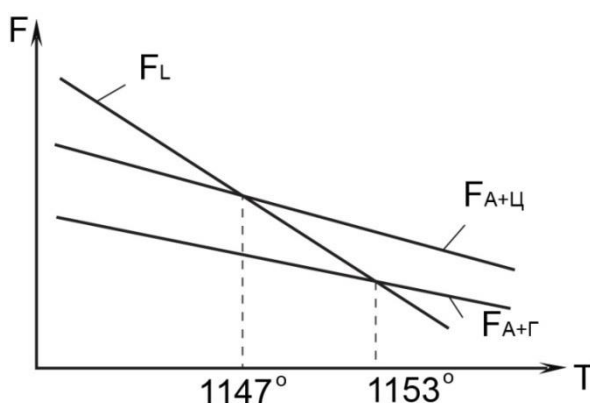
Фиг.27.2. Структури на сферографитни чугуни:

а. на феритна, б. на ферито-перлитна и в. на перлитна метална основа

- на ферито-перлитна метална основа: въглеродът, не участващ в образуването на ферита и перлита, е под формата на графит. Структурата на тези чугуни е ферит + перлит + графит – фиг. 27.2.б. Твърдостта е 150÷180 НВ, а якостта в границите между чугуните на феритна и перлитна метална основа.

#### 4. Теории за графитообразуването в сивите чугуни

Известно е, че системата аустенит + графит има по-ниска свободна енергия от системата аустенит + цементит. От термодинамична гледна точка, процеса би трябвало да протича винаги по стабилния вариант, стопилката кристализира в графитен евтектикум,  $L \rightarrow (A + \Gamma)$ . Но тъй като, процеса на кристализация е свързан с образуването на кристализационни центрове и тяхното нарастване, вероятността за образуване на графитен зародиш (100% C) е много по-малка, от тази за образуване на цементитен зародиш (6.67% C). За образуването на графитни центрове на кристализация в стопилка, в която няма изкуствени центрове е необходимо голямо преохлаждане, при което се реализира разлика в свободните енергии на стопилката и ледебурита  $\Delta F = F_L - F_{(A+\Gamma)}$ . Тоест свободната енергия на полученото по метаболитния вариант твърдо състояние, е по-ниска от тази на стопилката и следователно започва кристализация по метастабилния вариант,  $L \rightarrow (A + \Gamma)$  фигура 27.3.

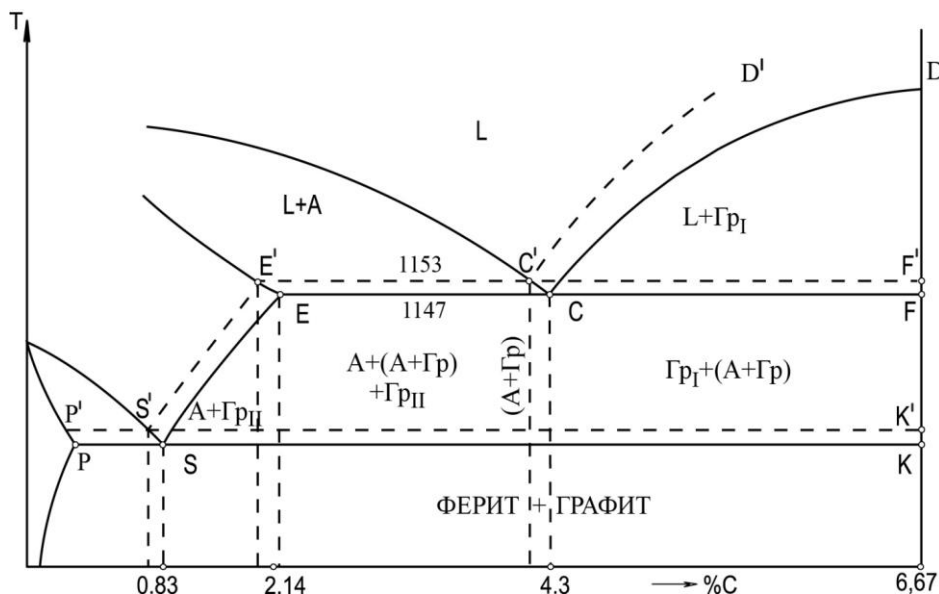


Фиг.27.3. Влияние на температурата върху свободната енергия на течното –  $F_L$  и твърдо  $F_{A+Ц}$  (аустенит + цементит) и  $F_{A+Г}$  (аустенит + графит) състояние

Относно образуването на графита в сивите чугуни съществуват две теории: „дуалистична” и „монистична”. Според „дуалистичната” теория, графита се образува чрез разпадане на цементит и директно отде-

ляне от стопилката, по линиите  $C'D'$  и  $E'C'F'$ , и от твърдия разтвор по линиите  $S'E'$  и  $P'S'K'$ .

При стабилната система  $Fe-C$  точките са изместени вляво и нагоре и затова се бележат  $c'$  (фиг.27.4).



Фиг. 27.4. Стабилна – с пунктирни линии и метастабилна (с плътни линии) диаграма  $Fe-C$

Според монистичната теория графитообразуването при сивия чугун протича в твърдо състояние, като резултат от разпадане на отделилия се по-рано циментит.

Структурата на чугуна зависи силно от скоростта на охлаждане и наличието на примеси. Крайната структура на чугуна, при стайна температура, е резултат от един двуфазов кристализационен процес включващ: първична кристализация на чугунената стопилка и вторична прекристализация – евтектоиден разпад на аустенита.

Както беше отбелязано по-горе, първичната кристализация може да протече по два варианта – стабилен и метастабилен.

При ниските скорости на охлаждане и достигане на евтектичната температура  $1153^{\circ}C$  (линията  $E'C'F'$  от фиг. 27.4) започва кристализационният процес. От стопилката се отделят едновременно графито-аустенитни зърна, наречени графитен евтектикум,  $L \rightarrow (A+\Gamma p)$ . С увеличаване степента на преохлаждане, дисперсността му нараства. Отделянето на графитния евтектикум продължава до пълната кристализация на стопилката.

При подевтектичните чугуни процесът се предхожда от отделяне на аустенит от стопилката, до достигане на евтектичния състав, а при над-евтектичните се отделя първичен графит.

Охлаждането от евтектичната температура до евтектоидната е свързано с понижаване разтворимостта на въглерода в аустенита по линията E'S'. Това довежда до отделяне от аустенита на така наречения втори-чен графит. Той се наслоява върху евтектичния графит, увеличавайки размера и обема на графитните включвания. С достигането на линията P'S'K' аустенита има евтектоиден състав, съответстващ на точката S' и търпи евтектоиден разпад в смес от ферит и графит -  $A \rightarrow (\Phi + \Gamma p)$ . Евтектоидния графит се отлага също върху евтектичния и в крайна сметка структурата е ферит и графит.

При тази схема на кристализация на чугун е протекъл процес на пълната му графитизация. Получава се така наречения сив чугун на ферит-на метална основа.

С увеличаване скоростта на охлаждане, аустенита може отчасти да се разпадне по стабилния вариант  $A \rightarrow (\Phi + \Gamma p)$  и отчасти по метастабилния -  $A \rightarrow \Pi(\Phi + \Pi)$ . Структурата на такъв чугун съдържа ферит, перлит и графитни включвания и затова се нарича сив чугун на ферито-перлитна метална основа.

При още по-високи скорости на охлаждане, евтектоидният разпад на аустенита протича изцяло по метастабилния вариант  $A \rightarrow \Pi(\Phi + \Pi)$ . Получения сив чугун е на перлитна метална основа. Структурата е перлит плюс графит.

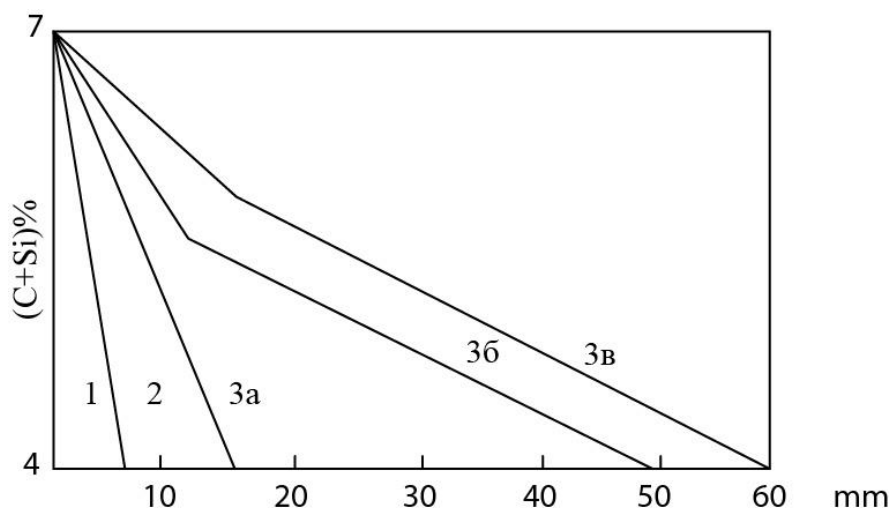
С по-нататъшното увеличаване на скоростта на охлаждане, първичната кристализация може да протече частично по стабилния  $L \rightarrow (A + \Gamma p)$  и частично по метастабилния вариант  $L \rightarrow (A + \Pi)$ . Получават се така наречените полуvinчати (мелирани) чугуни. В структурата си освен видоизменен ледебурит присъства още графит, перлит и ферит.

В практиката в рамките на една отливка, поради различната дебелина на стените, скоростта на охлаждане е различна (степената на графитизация е различна) и могат да се получат различни структури.

В тънките части и на повърхността на отливката, където скоростта на охлаждане е голяма, степената на графитизация е малка, могат да се наблюдават смесени структури получени по стабилния и метастабилния

вариант или изцяло по метастабилния. В дебелите стени или в центъра структурата може да бъде напълно графитизирана (ферит + графит).

Влиянието на скоростта на охлаждане върху степента на графитизация може да се покаже, като зависимост на степента на графитизация от дебелината на отливката – фиг. 27.5.



Фиг.27.5. Влияние на дебелината на отливката върху структурата и. Отделните зони: 1. бял чугун – цялото количество въглерод е под формата на циментит –  $Fe_3C$ ; 2. полувинчати чугуни – първичната кристализация протича по смесен вариант:  $L \rightarrow (A + Gr)$  и  $L \rightarrow (A + C)$ ; 3. сиви чугуни: 3а - сив чугун на перлитна метална основа; 3б - сив чугун на ферито-перлитна метална основа; 3в - сив чугун на феритна метална основа

#### 4.1 Влияние на примесите върху графитизацията на чугуните

Освен желязо и въглерод чугуните съдържат и така наречените постоянни примеси (силиций, манган, сяра, фосфор). От тези елементи най-силно влияние върху графитизацията оказва силицийт. И тъй като, съдържанието на силиций в обикновените чугуни е  $1 \div 3,5\%$ , то чугуните още могат да се наричат желязо-въглерод-силициеви сплави.

##### 4.1.1. Влияние на силиций

Силицийт е графитизиращ елемент. Чрез изменение на количеството му могат да се получат различна гама от чугуни: от бял до сив чугун на феритна метална основа (пълна графитизация).

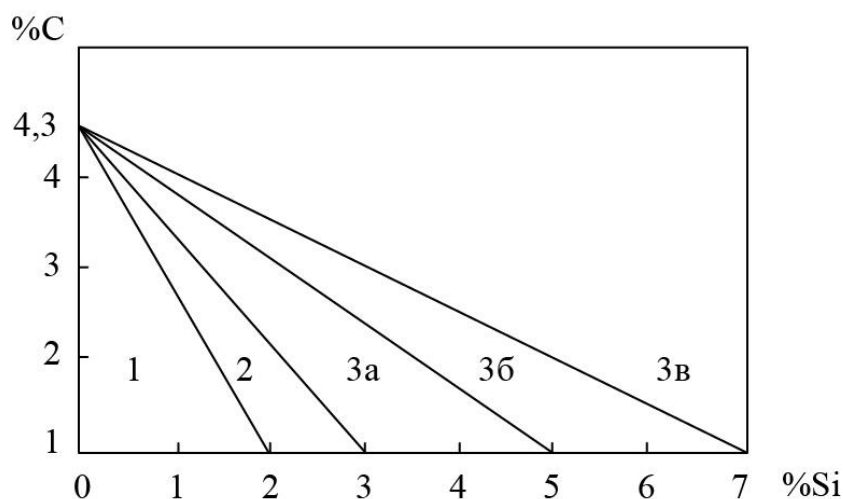
Силицийт се разтваря в аустенита (ферита) и изменя характера на диаграмата на състоянието. С увеличаване на процентното съдържание на силиция се намалява количеството на въглерода разтворено в аустени-

та. Поради наличието на трети компонент (силиций) в системата желязо-въглерод, евтектичното и евтектоидното превръщане, протичат в температурен интервал. Ако определим степента на свобода, за евтектичното (евтектоидно) превръщане, те са различни от нула.  $C = k - f + 1 = 3 - 3 + 1 = 1$  където:  $k = 3$  – желязо, въглерод и силиций;  $f = 3$  – стопилка, аустенит и графит или аустенит, ферит и графит.

С увеличаване съдържанието на силиция се променя положението на всички характерни точки P, S, E, C.

Установено е, че точка C се променя с 0.33% на ляво, за всеки процент силиций. На базата на това в чугунолеенето се работи с така наречения въглероден еквивалент -  $C_{екв.} = \%C + \frac{1}{3} \%Si$  и с така наречената степен на евтектичност  $Se = \frac{C_{екв.}}{4,3}$ .

Влиянието на силиция върху структурата на чугуните се дава от известната диаграма на *Маурер* – фиг. 27.6.



Фиг.27.6. Влияние на количеството на силиция върху структурата на чугуна.

1 – бели чугуни; 2 – мелирани (полуvinчати) чугуни; 3 – сиви чугуни; 3а – сив чугун на перлитна метална основа; 3б – сив чугун на ферито-перлитна метална основа; 3в – сив чугун на феритна метална основа.

#### 4.1.2 Влияние на манган

В чугуните манганът се явява антиграфитизатор. Той възпрепятства графитизацията, стабилизирайки цементита, с който образува комплексен карбид  $(FeMn)_3C$ . Манганът затруднява дифузията на въглерода. Антиграфитизиращото му действие се парира от силиция при количества над 2,5%. При нормираните съдържания (под 2% Mn), той не оказва

отрицателно влияние върху графитизацията, а напротив свързвайки се със сярата –  $Mn + FeS \rightarrow Fe + MnS$  действа, като обезсерител и като графитизатор.  $MnS$  служи като изкуствен кристализационен център.

#### **4.1.3 Влияние на сяра**

Сярата е вреден елемент. Явява се антиграфитизатор. В чугуна присъства под форма на железен сулфид, който се разтваря в цементита и го стабилизира. Чугуните с повишено съдържание на сяра се леят трудно. Намаляване на количеството на сярата води до подобряване на тънколивкостта. Предполага се, че сярата образува обвивки около зърната и пречи на дифузията на въглерода. Сярата повишава избела, увеличава свиването и склонността на чугуна към пукнатини. Затова се ограничава в чугуните до 0,1%.

#### **4.1.4 Влияние на фосфор**

Влиянието на фосфора върху процесите на графитизация е слабо. В нормалните количества, в които се съдържа до 0,6% практически не влияе върху графитизацията. С желязото образува съединенията  $Fe_2P$  и  $Fe_3P$ .  $Fe_3P$  с цементита и желязото ( $Fe_3P - Fe_3C - C$ ) образува троен фосфорен евтектикум „стеадит“ с температура на топене ( $950^\circ$ ). Кристализирайки последен той се разполага по границите на зърната повишавайки износоустойчивостта. Спорно е мнението дали фосфорът е полезен или вреден елемент. Фосфорът повишава тънколивкостта и износоустойчивостта но понижава ударната жилавост.

В зависимост от това дали благоприятстват графитизацията или не, легиращите елементи в чугуните се делят на две големи групи:

✓ *Графитизатори* – въглерод, силиций, мед, алуминий. Графитизиращият им механизъм е различен. В някои случаи те намаляват свободната енергия на системата аустенит-графит, разтваряйки се в аустенита, а в други благоприятстват графитообразуването;

✓ *Антиграфитизатори* – манган, сяра, хром, ванадий, волфрам, титан, молибден, калай и др. Тези елементи стимулират кристализацията по метастабилния вариант. Разтваряйки се предимно в цементита, те понижават свободната му енергия, затруднявайки графитоотделянето. В други случаи затрудняват дифузията на въглеродните атоми, способствайки по този начин образуването на цементита.

## 5. Означение на чугуните

### 5.1. Означение на сив чугун

Това са чугуните с пластинчатата (наречена още ламелна) форма на графита. В сравнение с другите два вида чугуни, те притежават най-ниска якост. При изпитване на опън се разрушават почти крехко. Марките сиви чугуни се регламентират от БДС EN 1561. Означението им е по два начина:

#### 1. Означение чрез якостта на опън – Таблица 27.1.

Означението включва:

- на първо място – символ за сив чугун с пластинчат графит – GJL;
- на второ място – якостта на опън в МПа.

#### 2. Означение чрез твърдостта на Бринел – Таблица 27.2

- на първо място – символ за сив чугун с пластинчат графит – GJL;
- на второ място – символ за твърдостта по Бринел – HB;
- на трето място – твърдостта в  $\text{kgf/mm}^2$ .

*Таблица 27.1. Марки сиви чугуни означени чрез якостта на опън*

| Означение  | №          | R <sub>m</sub> , МПа |
|------------|------------|----------------------|
| EN-GJL-100 | EN-JL 1010 | 100                  |
| EN-GJL-150 | EN-JL 1020 | 150                  |
| EN-GJL-200 | EN-JL 1030 | 200                  |
| EN-GJL-250 | EN-JL 1040 | 250                  |
| EN-GJL-300 | EN-JL 1050 | 300                  |
| EN-GJL-350 | EN-JL 1060 | 350                  |

*Таблица 27.2. Сиви чугуни означени чрез твърдостта*

| Означение     | №          | Твърдост HB, $\text{kgf/mm}^2$ |
|---------------|------------|--------------------------------|
| EN-GJL-HB 155 | EN-JL 2010 | 155                            |
| EN-GJL-HB 175 | EN-JL 2020 | 175                            |
| EN-GJL-HB 195 | EN-JL 2030 | 195                            |
| EN-GJL-HB 215 | EN-JL 2040 | 215                            |
| EN-GJL-HB 235 | EN-JL 2050 | 235                            |
| EN-GJL-HB 255 | EN-JL 2060 | 255                            |

## 5.2 Означение на ковки чугуни

Бялосърдечните (европейски) ковки чугуни са стандартизирани по БДС EN 1562. Поради по-компактната форма на графита, при изпитване на опън показват определено удължение. Наред с якостта на опън, в означението се поставя и стойността на удължението – табл. 27.3.

Означението включва:

- 1 На първо място – GJMW – символа за бялосърдечен ковък чугун.
- 2 На второ място – якостта на опън в МПа.
- 3 На трето място – относителното удължение в %.

Таблица 27.3. Механични свойства на бялосърдечни ковки чугуни

| Означение      | №             | Якост на опън<br>$R_m$ , МПа | Удължение<br>A, % | Твърдост<br>HB,<br>kgf/mm <sup>2</sup> |
|----------------|---------------|------------------------------|-------------------|----------------------------------------|
| EN-GJMW-350-4  | EN-JM<br>1010 | 350                          | 4                 | 230                                    |
| EN-GJMW-360-12 | EN-JM<br>1020 | 360                          | 12                | 200                                    |
| EN-GJMW-400-5  | EN-JM<br>1030 | 400                          | 5                 | 220                                    |
| EN-GJMW-450-7  | EN-JM<br>1040 | 450                          | 7                 | 220                                    |
| EN-GJMW-550-4  | EN-JM<br>1050 | 550                          | 4                 | 200                                    |

## 5.3 Означение на сферографитни чугуни

Сферичната форма на графита осигурява най-висока якост на тези чугуни. Стандартът EN 1563 регламентира 13 марки сферографитни чугуни. Регламентирани са якостта на опън, относителното удължение, а за четири от тях и ударната жилавост – таблица 27.4.

Означението е построено на следния принцип:

- 1 На първо място – GJS – символ за сферографитен чугун.
- 2 На второ място – якостта на опън в МПа.
- 3 На трето място – относителното удължение.
- 4 На четвърто място – RT или LT – символ за регламентирана жилавост, при определена температура на изпитване.

Таблица 27.4. Сферографитни чугуни

| Означение          | №          | Якост на опън<br>R <sub>m</sub> , МПа | Относително<br>удължение А, % |
|--------------------|------------|---------------------------------------|-------------------------------|
| EN-GJS-350-22      | EN-JS 1010 | 350                                   | 22                            |
| EN-GJS-350-22-RT * | EN-JS 1014 | 350                                   | 22                            |
| EN-GJS-350-22-LT * | EN-JS 1015 | 350                                   | 22                            |
| EN-GJS-400-18      | EN-JS 1020 | 400                                   | 18                            |
| EN-GJS-400-18-RT * | EN-JS 1024 | 400                                   | 18                            |
| EN-GJS-400-18-LT * | EN-JS 1025 | 400                                   | 18                            |
| EN-GJS-400-15      | EN-JS 1030 | 400                                   | 15                            |
| EN-GJS-450-10      | EN-JS 1040 | 450                                   | 10                            |
| EN-GJS-500-7       | EN-JS 1050 | 500                                   | 7                             |
| EN-GJS-600-3       | EN-JS 1060 | 600                                   | 3                             |
| EN-GJS-700-2       | EN-JS 1070 | 700                                   | 2                             |
| EN-GJS-800-2       | EN-JS 1080 | 800                                   | 2                             |
| EN-GJS-900-2       | EN-JS 1090 | 900                                   | 2                             |

За марките означени с \*, стандартът регламентира ударна жила-  
вост при температури 20° C, -20° C и -40° C.

## 5. Бейнитни чугуни

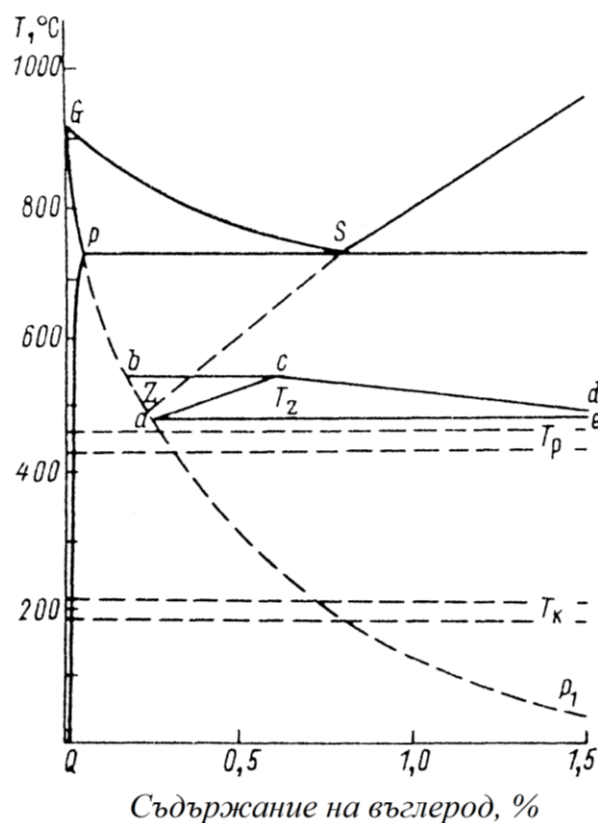
### 5.1. Бейнитно превръщане

#### 5.1.1 Особенности на бейнитното превръщане

В зависимост от съдържанието на въглерода и температурата на полиморфното  $\gamma \rightarrow \alpha$  превръщане, при превръщането на аустенита могат да се образуват следните продукти: равновесен ферит; преситена с въглерод  $\alpha$  фаза, псевдоевтектоид (перлит, сорбит или троостит), горен бейнит, долен бейнит, мартензит.

Бейнитната структура се получава в така наречения междинен (бейнитен) интервал на превръщане - фиг. 27.7. Този интервал е междинен не само поради температурата на превръщане, но и поради съществуването на протичащите при разпадането на аустенита процеси.

От една страна превръщането носи в себе си процеси характерни за дифузионните, в случая перлитното превръщане, а от друга чертите на бездифузионното  $\gamma \rightarrow \alpha$  преустройство.



Фиг.27.7. Област на образуване на горен бейнит:  
abc – нисковъглероден; acde – високовъглероден

В разглежданата област превръщането на аустенита се предхожда от инкубационен период по времето на който протича преразпределение на въглерода и сравнително ниска скорост на нарастване на бейнитните образувания. Това по същество е справедливо за перлитния интервал на превръщане на аустенита. В същото време на превръщането в този интервал са характерни следните черти отнасящи се за мартензитното превръщане:

- наличие на релеф върху полираната повърхнина на шлифа;
- присъствие в продуктите на превръщането на известно количество остатъчен аустенит;
- предварителната пластична деформация ускорява превръщането.

При наличие на легиращи (особено карбидообразуващи) елементи, върху изотермичните криви на аустенит-бейнитното превръщане се наблюдава втори максимум, характеризиращ устойчивостта на аустенита. Относно този максимум мнението на изследователите не е еднозначно. Едни смятат, че диаграмата, показваща кинетиката на изотермичното превръщане до втория максимум, съответства на дифузионното превръщане на аустенита в псевдоевтектоид с предварително отделяне на  $\alpha$

фаза или карбиди. Долната част на тази диаграма съответства на бейнитното превръщане. Други изследователи смятат, че температурният максимум на кривите е граница между образуването на горен и долен бейнит.

### **5.1.2. Морфология на бейнита**

Бейнитната структура се състои от феритни участъци ( $\alpha$  фаза) с иглеста или пластинчата форма и карбидни частици, разположени между или в нея, с по-голяма или по-малка дисперсност в зависимост от температурата на изотермична трансформация.

Температурата на превръщането определя вида на микроструктурата и в зависимост от нея бейнитът се дели на горен и долен.

#### **5.1.2.1. Горен бейнит**

Горният бейнит има характерна „переста” микроструктура и се образува в горната част на бейнитния интервал. Състои се от феритни ивици и карбидни пластинки, които са се отделили по границата на  $\alpha$  фазата и са успоредни на посоката на растежа ѝ. Известни са две основни разновидности горен бейнит: нисковъглероден и високовъглероден.

Нисковъглеродният горен бейнит - фиг. 27.8 се състои от колонии пластини на леко преситена с въглерод  $\alpha$  фаза, между които се намират дисперсни участъци от много финна ферито-цементитна смес (псевдоевтектоид). Образуването на тази структура се предизвиква от предварителното отделяне на  $\alpha$  фазата, при което останалият аустенит се обогатява



Фиг. 27.8. Структура на нисковъглероден горен бейнит  $\times 1500$

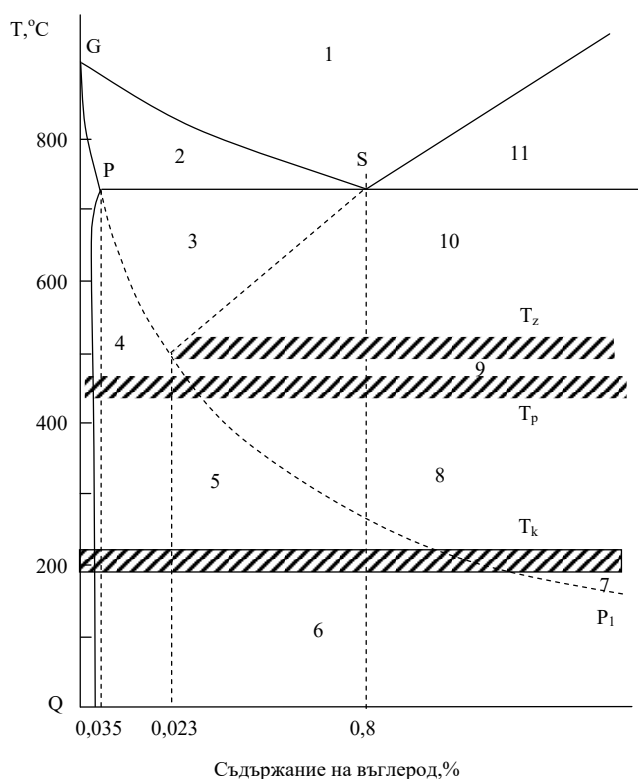
с въглерод и става възможно превръщането му в преситен  $\alpha$  твърд разтвор. От него, поради високата температура, се образува веднага финна ферито-цементитна смес.

Високовъглеродният горен бейнит се получава надясно от линията  $SZP_1$  (фиг. 27.7). По своя строеж той се отличава от нисковъглеродния и представлява предимно переста структура с успоредно разположени игли (пластини). Образуването на високовъглероден горен бейнит започва с възникване на „верига” от карбидни частици с много малки размери. При това останалият аустенит обеднява на въглерод и

се превръща в  $\alpha$  фаза. В този случай карбидите инициират превръщането на останалия аустенит в много дисперсен псевдоевтектоид.

#### 5.1.2.2. Долен бейнит

Долният бейнит се образува в температурно-концентрационните области 5 и 8 на пълната диаграма на превръщане на аустенита - фиг. 27.9., между температурите  $T_r$  и  $T_k$ .

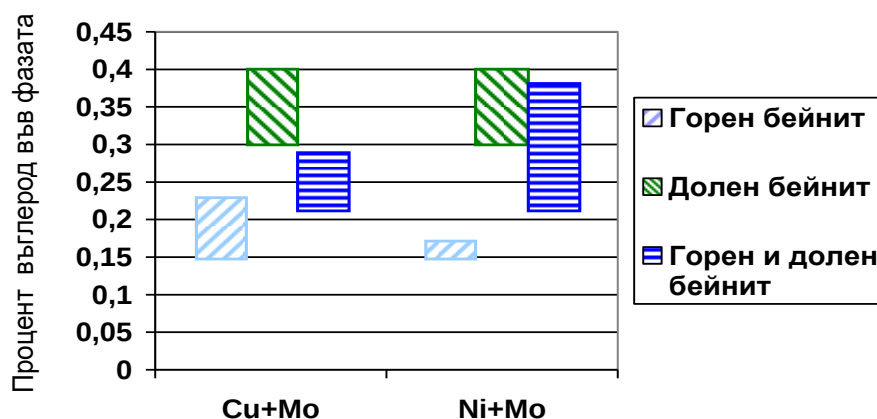


Фиг. 27.9. Пълна диаграма на превръщане на аустенита

В тези условия е понижена дифузионната подвижност на атомите на легиращите елементи и тези на желязото. Но дифузионната подвижност на атомите на въглерода до достигането на температурата  $T_k$  въпреки, че се понижава, все пак е достатъчна за образуването и нарастването на цементита. Най-добре изучено е образуването на долен бейнит в областта 8 т.е. надясно от линията PZP1. При температури, близки до  $T_r$  долният бейнит се състои от отделни едри пластини или група пластини, ориентирани една спрямо друга под ъгъл  $60^\circ$  и  $120^\circ$ . При понижаване на температурата тези пластини стават все по дисперсни.

В техническата литература няма ясно разграничение между долния бейнит, образуван на нисковъглеродните сплави, (в областта 5) и високвъглеродните сплави, образуван в областта 8.

Поради ниската температура, превръщането протича със значително по-малка диференциация на въглерода в аустенита. Обогащаването на аустенита с въглерод е по-малко, а пресищането на ферита – по-голямо. Пресищането на ферита с въглерод нараства с понижаване на температурата. Съществуват данни, че долния бейнит е в по-голяма степен наситен с въглерод от горния бейнит - фиг. 27.10.



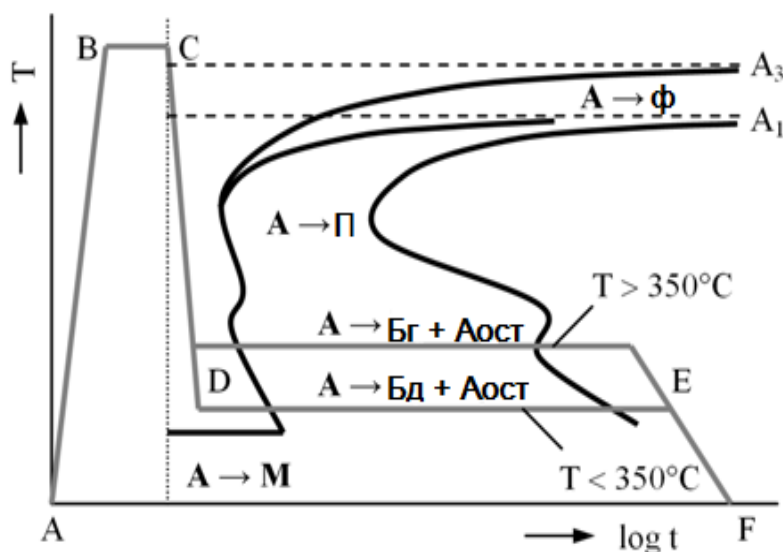
Фиг. 27.10. Съдържание на въглерод в бейнита, в зависимост от структурата на чугун легиран с мед и молибден

Неясен е въпросът за влиянието на въглерода и температурата на превръщане на прехода от горен към долен бейнит. Според някои автори тази температура е 330°C, други смятат, че температурата е 350°C, а трети 370°C.

## 5.2. Изотермично закаляване на чугуни със сфероиден графит

Изотермичното закаляване е вид термична обработка, която се прилага върху Fe-C сплави с цел повишаване на якостта и жилавостта им. Изотермично закалените чугуни със сфероиден графит представляват фамилия от материали, чиито свойства могат да се изменят в широки граници. Термичната обработка на чугун със сфероиден графит (ЧСГ) представлява един двуфазов процес включващ следните етапи - фиг. 27.11.:

- нагряване до температура на аустенитизиране (AB);
- задържане при тази температура (BC);
- бързо охлаждане до температурата на бейнитния интервал (CD);
- задържане при тази температура, докато протече аустенит-бейнитното превръщане (DE);
- бавно охлаждане до стайна температура (EF).



Фиг. 27.11. Диаграма на изотермично превръщане на аустенита

Аустенитизирането на ЧСГ, най-често е в температурната област от 850 до 950°C с времена на задържане до 3 часа. Изотермичното закаляване в бейнитния интервал се реализира при температури 200÷450°C с продължителност на задържане до 4 часа.

Получаваната структура след изотермично закаляване е бейнит и остатъчен аустенит, а в някои случаи съдържа и карбидна фаза. Поради съществуването на значителни различия в микроструктурата, механизма на превръщане и свойствата, получени при високите и ниските температури на изотермично закаляване, изотермично закалените сферографитни чугуни се разделят на две групи:

*Първа група* - изотермично закален сферографитен чугун в горният температурен интервал на бейнитната област. Представлява иглеста структура на бейнитен ферит със значителни количества остатъчен аустенит, имащ якост на опън от порядъка до 1000 МПа с удължение около 15% и структура горен бейнит.

*Втора група* - изотермично закален сферографитен чугун, получен в долната област на бейнитното превръщане. Представлява финна иглеста смес от бейнитен ферит с по-малки количества стабилизирани аустенит. Получената структура притежава висока якост на опън до 1600 МПа, относително удължение 2-4% и структура долен бейнит - табл.27.5.

Таблица 27.5. Структура и механични свойства на ЧСГ

| Температура /<br>време на<br>задържане | Метална основа         | Rm,<br>MPa | HRC  | Брой<br>графитни<br>включвания<br>(mm <sup>2</sup> ) | Аост,<br>% |
|----------------------------------------|------------------------|------------|------|------------------------------------------------------|------------|
| -                                      | ферит + перлит         | 711        | 24,6 | 205,4                                                | -          |
| 420°C / 60'                            | горен бейнит +<br>Аост | 980        | 49,0 | 192,6                                                | до 38,8    |
| 380°C / 60'                            |                        | 1040       | 50,6 | 198,1                                                |            |
| 320°C / 60'                            | долен бейнит +<br>Аост | 1164       | 50,3 | 198,1                                                | до 32,5    |
| 250°C / 60'                            |                        | 1551       | 52,9 | 222,0                                                |            |

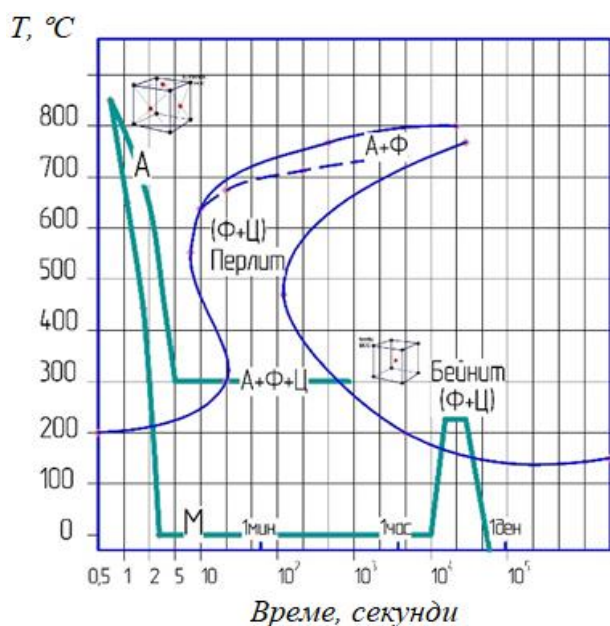
Температурата и времето на задържане при изотермично превръщане на аустенита в бейнит са определящи фактори върху крайната микроструктура и получените механични свойства на ЧСГ. При понижаване на температурата от горно - към долно-бейнитната област количеството на остатъчния аустенит намалява, а якостта на опън и твърдостта се увеличава. Формата, броя и големината на графитните включвания остават непроменени.

### 5.3. Бейнитни сферографитни чугуни (ADI)

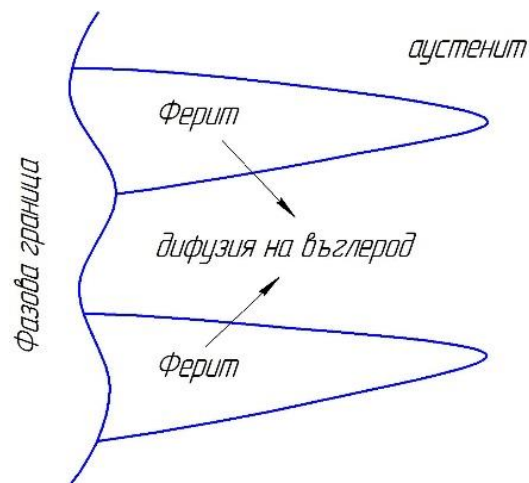
Изотермично закалените (бейнитни) сферографитни чугуни – Austempered Ductile Iron (ADI) представляват нов клас сферографитни чугуни съдържащи в структурата си бейнитен ферит и остатъчен аустенит. Металната матрица се осигурява в резултат на двуфазов процес включващ: аустенитизиране при температури 850÷950°C и изотермично закаляване в интервала 200÷450°C (фиг. 27.12).

В зависимост от реализираната температура на закаляване се образуват фамилия чугуни с якост 800÷1000MPa, удължения 10÷15%, твърдост 250...350HB и структура горен бейнит, или чугуни с якост 1300÷1500MPa, удължение 2÷4%, твърдост 350...500HB и структура долен бейнит.

Превръщането на аустенита в бейнит при изотермичното закаляване на ЧСГ започва чрез образуване зародиши на бейнитния ферит по междофазовата граница аустенит-графит и границата на зърната. Високото съдържание на силиций в ЧСГ (2–3% Si) подтиска образуването на карбидна фаза, нормално свързана с бейнитното превръщане в стоманите. Механизма на нарастване на феритната фаза е показан на фиг.27.13.



Фиг. 27.12. Време-температурни криви на закаляване и отвързване и изотермично закаляване



Фиг. 27.13. Механизъм на превръщане на аустенит в бейнит

Бейнитният ферит се отделя и нараства под формата на игли в аустенитното зърно. Отделилият се въглерод от нарастващите феритни пластинки се насочва към заобикалящия го аустенит.

Поради високата все още при тези температури дифузионна подвижност на въглеродните атоми, въглеродът успява да дифундира от нарастващите игли и обогатява зоните аустенит затворени между тях.

Аустенитната фаза се явява пасивна, в която феритната част, имаща най-често форма на колонии, нараства докато престане обогатяването на аустенита с въглерод. Когато аустенита се обогати с въглерод, растежа на феритните пластинки се затруднява и реакцията затихва. Доказано е, че съдържанието на въглерод в аустенита може да достигне до 2% и този високовъглероден аустенит е устойчив до ниски температури ( $-120^{\circ}\text{C}$ ). Ако процесът на изотермично закаляване се преустанови в един по-ранен етап, когато аустенита не е достатъчно обогатен с въглерод и температурата на мартензитната му точка е все още висока (по-висока от стайна), при последващо охлаждане част от него се превръща в мартензит.

Високовъглеродният аустенит обаче не е устойчив неопределено време и при повечето температури на изотермично закаляване, след известен период от време се разпада на ферит и карбиди. Следователно,

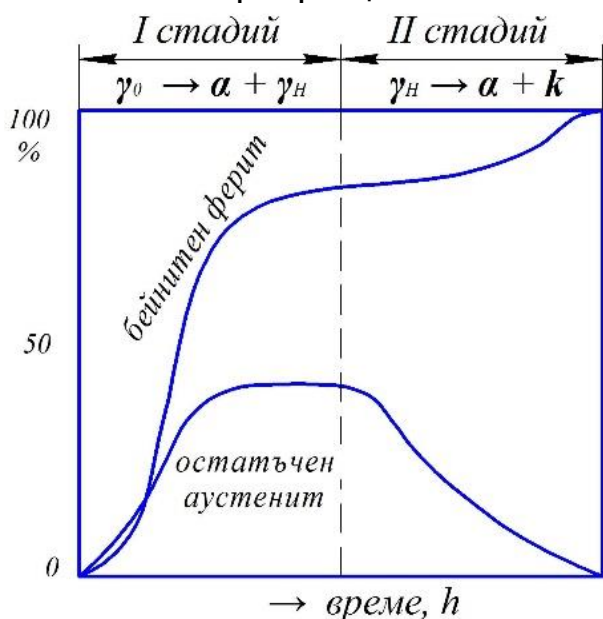
превръщането на аустенита в бейнит може да се опише, като двустадиен процес.

1. Разпадане на аустенита до бейнитен ферит и обогатен на въглерод аустенит -  $\gamma_0 \rightarrow \alpha + \gamma_H$ ;

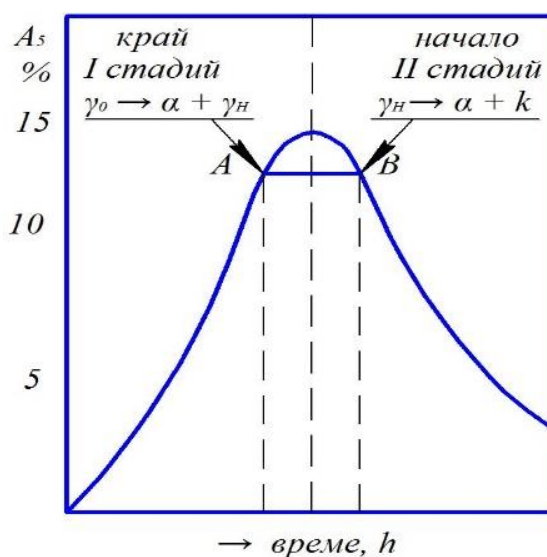
2. По-нататъшно разпадане на обогатения аустенит до ферит и карбиди -  $\gamma_H \rightarrow \alpha + k$ .

Където:  $\gamma_0$  – изходен аустенит;  $\gamma_H$  – високовъглероден аустенит.

На фиг. 27.14. е представена схема на кинетична крива показваща изменението на количеството на аустенита и бейнитния ферит в хода на бейнитното превръщане.



Фиг.27.14. Изменение количеството на бейнитен ферит и аустенит при изотермично закаляване на ЧСТ.



Фиг. 27.15. Влияние на I и II стадий върху удължението.

Високата якост и жилавост присъща за изотермично закалените чугуни се осигурява от ферито-аустенитна структура получена след протичане на *I<sup>ву</sup> стадий* на бейнитната реакция. Втория етап на бейнитната реакция, води до значителна загуба на пластичните характеристики.

На фиг. 27.15 е показано изменението на удължението на бейнитен сферографитен чугун, закален в температурната област на горния бейнит в зависимост от степента на протичане на бейнитното превръщане.

Понижаването на удължението и ударната жилавост на този етап се дължи на появата на крехки фази, каквито са карбидите и понижаване количеството на пластичния аустенит. Свойствата получени след пълното завършване на *II стадий* на бейнитната реакция са твърде подобни

на комбинацията от свойства постигнати след закаляване и отвързване на ЧСГ.

Теоретично т. А означава завършване на I етап, а т. В начало на II. Интервалът от време между точките А и В определя оптималното време за задържане при съответната температура на изотермично закаляване и се нарича „технологичен прозорец”. Това е интервала от време, в който трябва да се осъществява задържането при изотермично закаляване. Той зависи от температурата на изотермично закаляване, вид и количество на легиращите елементи, и хомогенност и големина на зърната на изходния аустенит. Този прозорец се определя опитно и осигуряването му е гаранция за постигане на високия комплекс на бейнитните сферографитни чугуни. В табл. 27.6. са показани експериментални данни за влиянието на температурата на изотермично закаляване (300, 350 и 400°C) и времето на задържане върху механичните свойства и количеството на остатъчния аустенит.

Таблица 27.6. Влияние на температурата на изотермично закаляване и времето на задържане върху механичните свойства и количеството на остатъчния аустенит

| Свойства                   | Време на задържане, min. |      |      |      |      |      |      |      | Т <sub>из</sub> , °C |
|----------------------------|--------------------------|------|------|------|------|------|------|------|----------------------|
|                            | 5                        | 15   | 30   | 60   | 120  | 180  | 300  | 600  |                      |
| R <sub>m</sub> ,<br>MPa    | 900                      | 1130 | 1300 | 1350 | 1370 | 1360 | 1350 | 1340 | 300                  |
|                            | 840                      | 1000 | 1050 | 1040 | 1030 | 1010 | 1000 | 980  | 350                  |
|                            | 820                      | 900  | 970  | 970  | 960  | 940  | 920  | 910  | 400                  |
| R <sub>p0.2</sub> ,<br>MPa | 800                      | 980  | 1040 | 1000 | 1030 | 1040 | 1050 | 1080 | 300                  |
|                            | 650                      | 700  | 740  | 750  | 750  | 760  | 770  | 790  | 350                  |
|                            | 710                      | 660  | 610  | 640  | 660  | 690  | 720  | 740  | 400                  |
| A <sub>5</sub> , %         | 1.4                      | 1.8  | 2.5  | 4.8  | 4.0  | 3.8  | 3.6  | 3.5  | 300                  |
|                            | 3.0                      | 6.5  | 10.4 | 10.5 | 8.6  | 7.0  | 6.0  | 5.0  | 350                  |
|                            | 6.0                      | 9.0  | 13.0 | 9.0  | 7.0  | 6.0  | 5.0  | 4.5  | 400                  |
| K <sub>C</sub> ,           | 0.25                     | 0.36 | 0.56 | 0.70 | 0.65 | 0.62 | 0.55 | 0.50 | 300                  |
|                            | 0.42                     | 0.62 | 0.95 | 0.90 | 0.85 | 0.80 | 0.73 | 0.60 | 350                  |
|                            | 0.60                     | 0.95 | 1.35 | 1.20 | 1.05 | 1.00 | 0.88 | 0.79 | 400                  |
| HV,<br>Kgf/mm <sup>2</sup> | 525                      | 415  | 380  | 370  | 380  | 385  | 385  | 390  | 300                  |
|                            | 410                      | 350  | 330  | 320  | 325  | 330  | 330  | 335  | 350                  |
|                            | 355                      | 275  | 260  | 250  | 255  | 260  | 265  | 270  | 400                  |

|         |    |    |    |    |    |    |    |    |     |
|---------|----|----|----|----|----|----|----|----|-----|
| Аост, % | 10 | 16 | 24 | 28 | 26 | 22 | 18 | 17 | 300 |
|         | 12 | 20 | 28 | 30 | 26 | 23 | 20 | 16 | 350 |
|         | 18 | 34 | 38 | 32 | 26 | 19 | 12 | 6  | 400 |

Механичните свойства на ADI са регламентирани в стандарта EN 1564 (табл. 27.7).

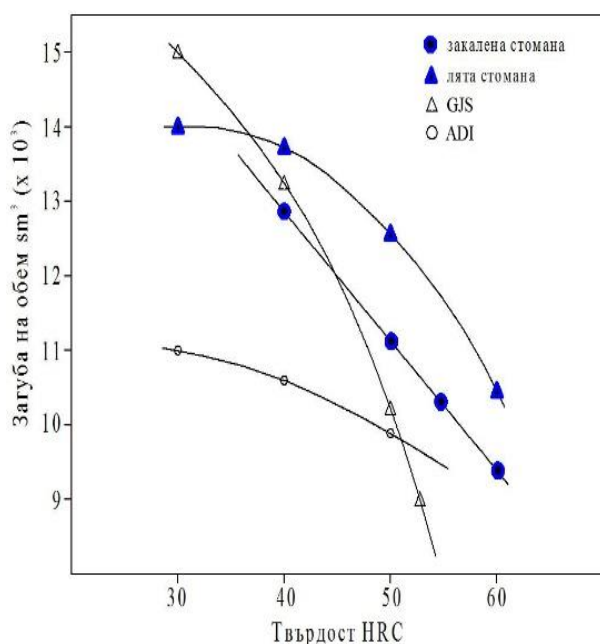
*Таблица 27.7. Механични свойства на бейнитни ЧСГ по EN 1564*

| Означение     | Номер      | Rm,<br>MPa | Rp <sub>0.2</sub> ,<br>MPa | A <sub>5</sub> ,<br>% | HB<br>kgf/mm <sup>2</sup> |
|---------------|------------|------------|----------------------------|-----------------------|---------------------------|
| EN-GJS-800-8  | EN-JS 1100 | 800        | 500                        | 8                     | 260÷320                   |
| EN-GJS-1000-5 | EN-JS 1110 | 1000       | 700                        | 5                     | 300÷360                   |
| EN-GJS-1200-2 | EN-JS 1120 | 1200       | 850                        | 2                     | 340÷440                   |
| EN-GJS-1400-1 | EN-JS 1130 | 1400       | 1100                       | 1                     | 380÷480                   |

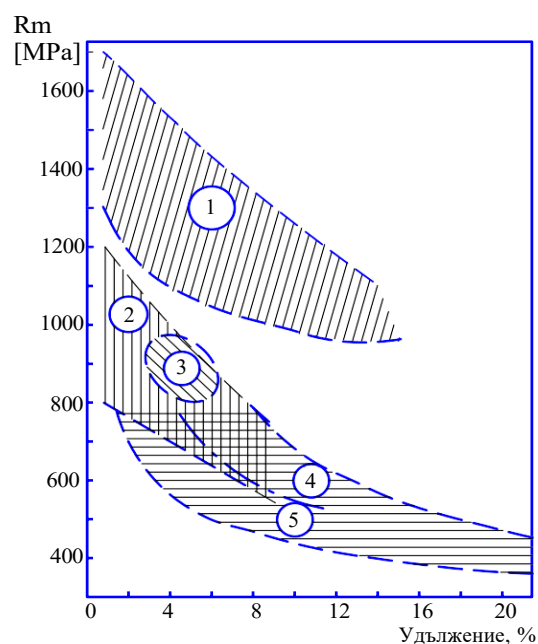
Съчетаването на висока статична и динамична якост с високи жилавост и износоустойчивост фиг. 27.16, правят ADI подходящ материал за работа в условията на триене и знакопроменливи натоварвания. ADI успешно конкурират кованите въглеродни, нисколегирани и цементуеми стомани при изработката на зъбни колела, колянови и разпределителни валове, курбели, пиньони и корони, прокатни валци, помпи, корпусни детайли и всякакви други, използвани в машиностроенето, автомобилостроенето и железопътния транспорт.

Високият комплекс от якост и жилавост се осигурява от свободна от мартензит и крехки фази бейнитно-аустенитна метална основа. Крайната структура е сложен комплекс зависещ от химичния състав на чугуна, състоянието на лятата структура, условия на аустенитизиране и температура и време на задържане при изотермичното закаляване.

В предвид сферичната форма на графита, свойствата на ЧСГ зависят в голяма степен от вида на металната матрицата и по-малка, от броя и големината на графитните включения. Комбинациите от якост и жилавост, които осигуряват различните структури на металната основа на сферографитния чугун могат да се проследят на фиг. 27.17.



Фиг. 27.16. Износоустойчивост на стомана, чугун със сфероидален графит и ADI, при абразивно износване.



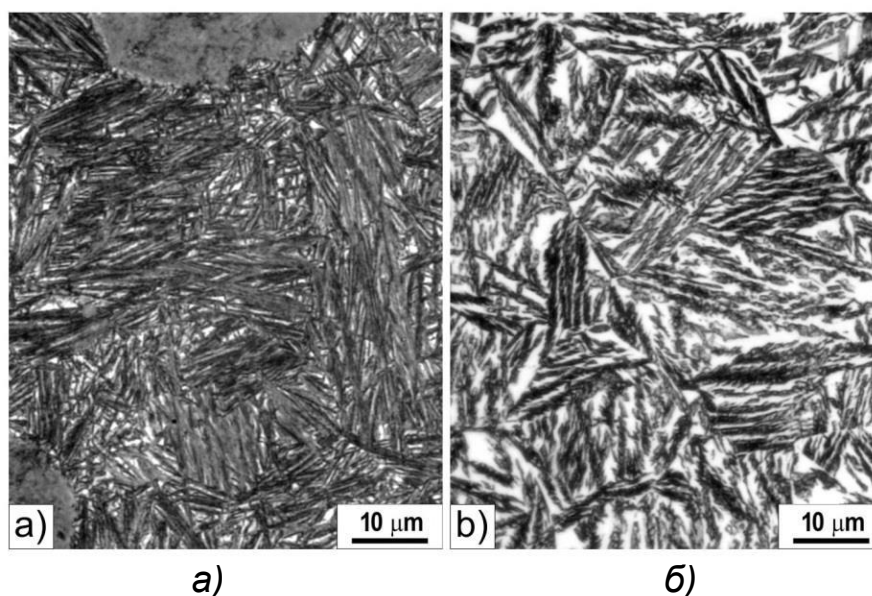
Фиг. 27.17. Механични свойства на сферографитни чугуни: 1- изотермично закален; 2 - закален и отвърнат; 3 - нормализиран; 4 - лят; 5 – феритен

С разработването на ADI рязко се очертаха предимствата на ЧСГ пред другите сплави. Някои по-основни могат да се сведат до:

- базовата цена на килограм ADI е по-ниска от тази на детайли от стоманени или от алуминиеви сплави;
- проектирането на детайли от ADI е по-евтино от стоманени изковки и е 1/2 от това на Al – сплави;
- по добри леярски свойства;
- по-висок рандеман;
- по-малки прибавки за механична обработка;
- по-лесен за изпълнение технологичен процес;
- детайлите от ADI са по-евтини от изработените от цементуеми стомани;
- енергопоглъщаемостта е 50% от тази на стоманени отливки и 80% от тази на стоманени изковки;
- най-добра относителна цена за единица якост;
- ADI притежава три пъти по-висока якост от алуминиевите сплави при 2,5 пъти по-високо относително тегло. Това му придава по-висока относителна якост и го прави „относително по-лек” материал от тях;

- ADI притежава по-висока динамична якост от кованите въглеродни и нисколегирани стомани, която остава постоянна след милиони цикъла;
- по-висока износоустойчивост и абразивна устойчивост от тези на стомана обработена по конвенционалните методи при равни твърдости. В процеса на работа износоустойчивостта на ADI се подобрява, за разлика от тази на цементуемите стомани, които я губят.

На фиг. 27.18. са показани структури на ADI, изотермично закалени в долно ( $300^{\circ}\text{C} / 1\text{h}$ ) и горно ( $400^{\circ}\text{C} / 1\text{h}$ ) бейнитната област.



Фиг. 27.18. Структури на изотермично закалени бейнитни сферографитни чугуни **a.** долен бейнит и **b.** горен бейнит

#### 5.4. Карбидо-бейнитни сферографитни чугуни (CADI)

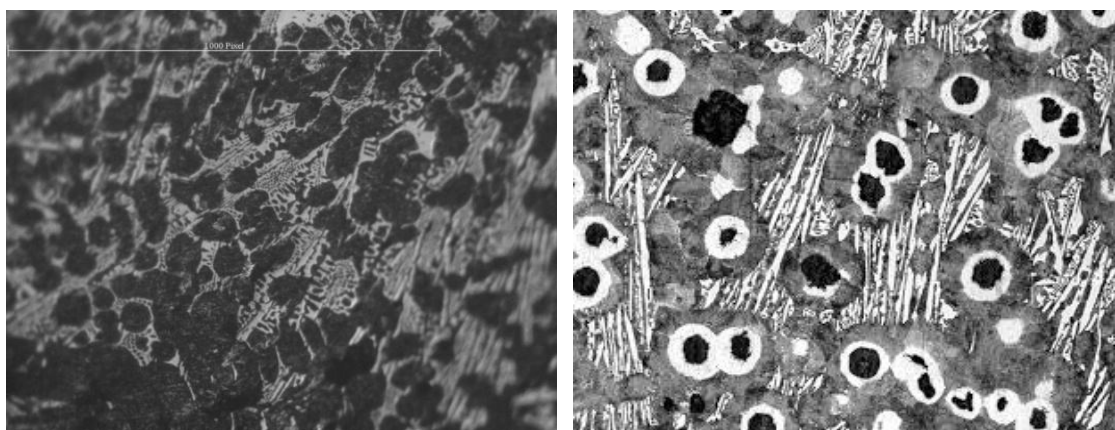
Съчетаването на жилава бейнито-аустенитна метална матрица с разположени в нея твърда – износоустойчива карбидна фаза и мека – графитна, под формата на сферични графитни включения прави карбидо-бейнитните сферографитни чугуни (Carbide Austempered Ductile Iron - CADI) перспективен антифрикционен и износоустойчив материал в сравнение с изотермично закалените (бейнитни) сферографитни чугуни (ADI) и някои марки износоустойчиви стомани.

Твърдостта и износоустойчивостта на тези чугуни зависи от количеството на карбидната фаза в структурата им. Осигуряването на тази структура се постига чрез намаляване на графитизиращите елементи, увеличаване скоростта на охлаждане на отливките или въвеждане на карбидообразуващи елементи - Cr, Mo, Mn и Ti.

Един от често използваните методи за получаване на карбиди в структура е намаляване количеството на графитизиращите елементи (в частност силицият) с оглед получаване на ледебуритни карбиди, поради тесния интервал между стабилна и метастабилна диаграма. Този процес може да се улесни, чрез поставяне на охладител в леейрската форма. Така се осигурява по висока степен на преохлаждане по време на кристализацията. Трябва да се вземе под внимание и факта, че степента на преохлаждане влияе върху броя и размера на кристализационните центрове, а с това и на микросегрегацията.

Друг метод е чрез легиране с карбидообразуващи елементи: титан, молибден, хром и др. Те силно свиват интервала между стабилната и метастабилната евтектични температури, като с това спомагат напълно или частично протичането на кристализацията по метастабилната диаграма. При ниска скорост на охлаждане се увеличава вероятността за формиране на легирани карбиди. Така размера и композицията от карбиди може да се променя от типични нелегирани ледебуритни до високолегирани карбиди под формата на тънки пластини, в зависимост от химичният състав и скоростта на охлаждане.

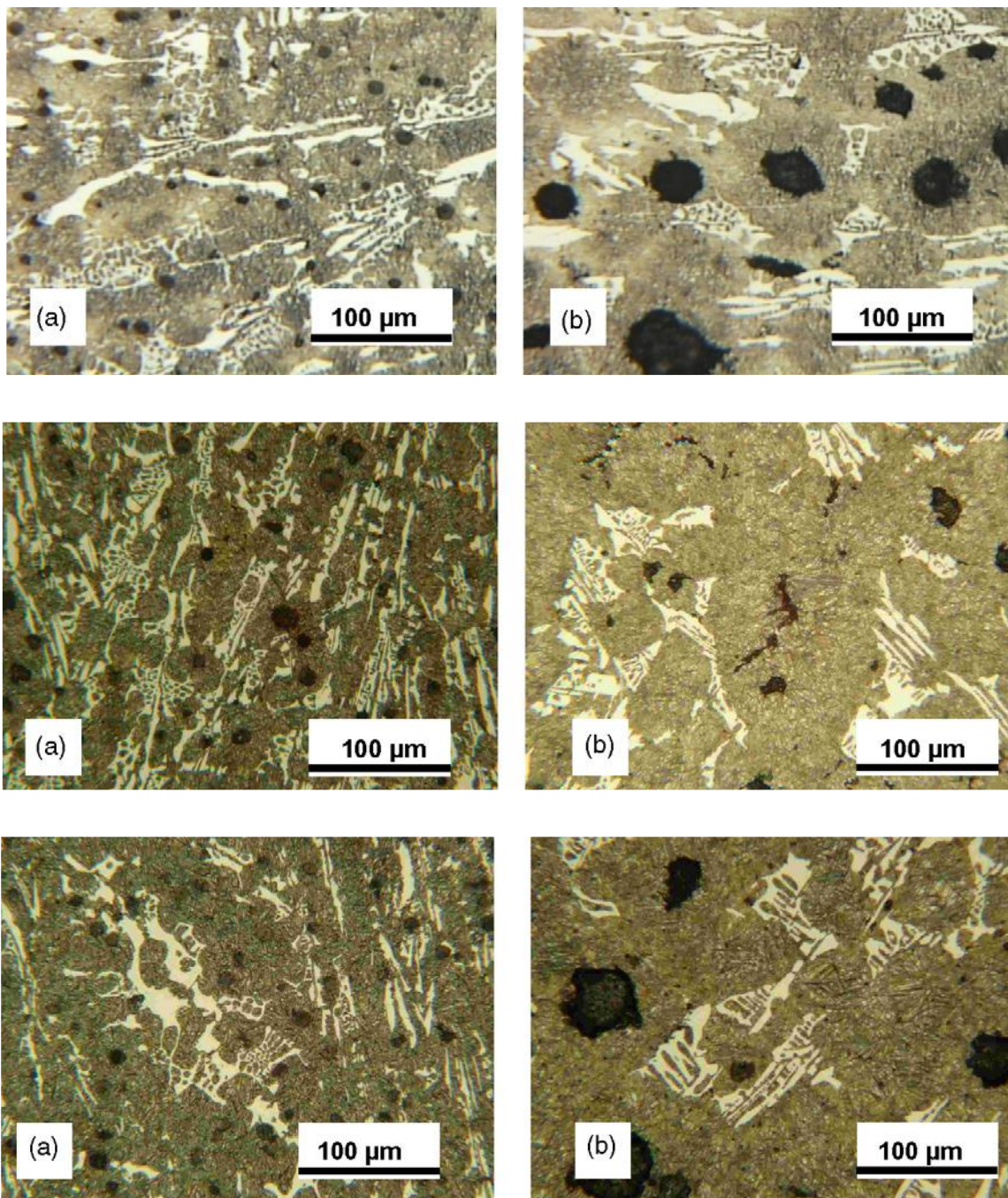
Структурата на CADI след отливане е ферито-перлитна до перлитотрооститна с разположени в нея карбидна фаза и сферичен графит (фиг. 27.19).



*Фиг. 27.19. Структура на сферографитни чугуни след отливане съдържащи различно количество карбиди*

Установено е, че ледебуритните карбиди получени чрез контролирано охлаждане и намаляване на процента силиций (нелегирани карбиди), проявяват голяма склонност да се разтварят по време на аустенизация и са по-нестабилни в сравнение с легираните карбиди.

На фиг. 27.20. са показани микроструктури на металната основа след изотермично закаляване на CADi охлаждани с различни скорости по време на кристализация (посредством охладител) и различен химичен състав по отношение съдържанието на хром (Cr-2.5%; 2.0% и 1.5%).

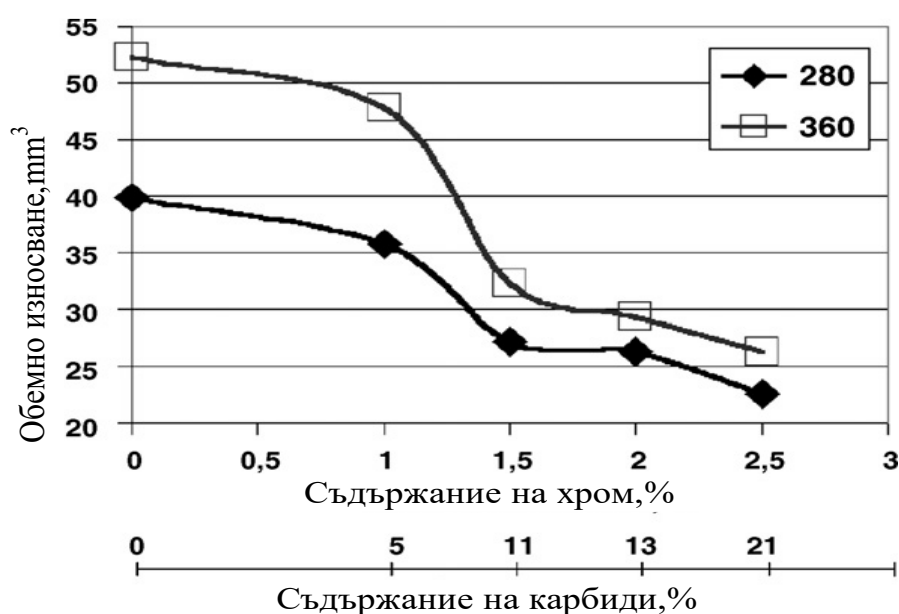


Фиг. 27.20. Структури на CADi получени при различни скорости на охлаждане по време на кристализация – **a.**  $41^{\circ}\text{C/s}$  и **b.**  $1.3^{\circ}\text{C/s}$  и различен химичен състав (Cr-2.5%; 2.0% и 1.5%)

В обемите разположени непосредствено до охладителя, (фиг. 27.20.а.) се наблюдават голямо количество карбиди и голям брой малки

графитни сфери. Влиянието на високата скорост на охлаждане е осезаемо на разстояние до 75mm от охладителя. При по големи разстояния (фиг. 27.20.b) поради ниската скорост на охлаждане се наблюдава по-малко на брой, но по-големи по размер легирани карбиди и графитни образувания. След термична обработка получената основа е изцяло бейнитна, а количеството карбидна фаза остава почти непроменено.

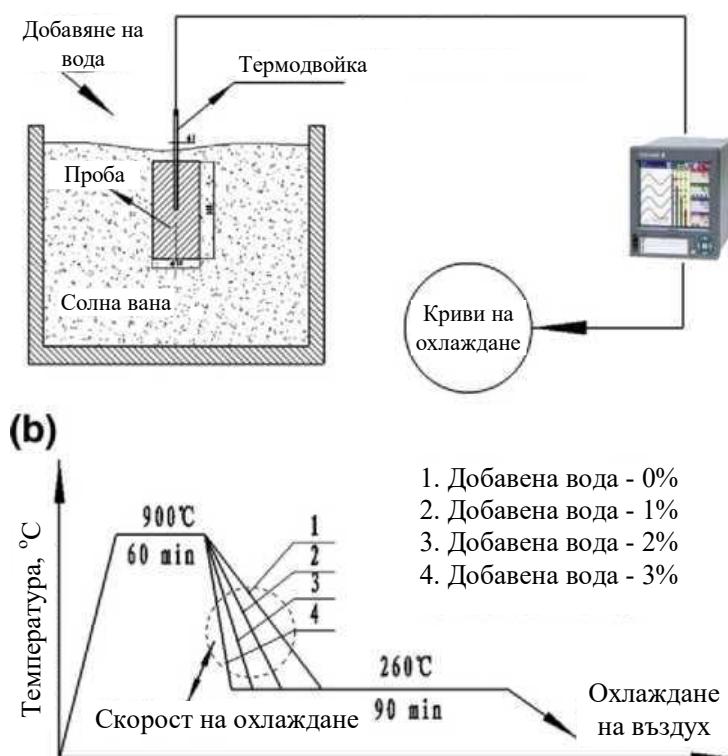
Липсата на остатъчен аустенит и високото съдържание на легирани карбиди (до 30%) в близост до охладителя (за сплави със съдържание на хром– 2.0% и 2.5%) води до значително повишаване на абразивната износоустойчивост - фиг. 27.21.



Фиг. 27.21. Загуби на обем при абразивно износване в зависимост съдържанието на хром

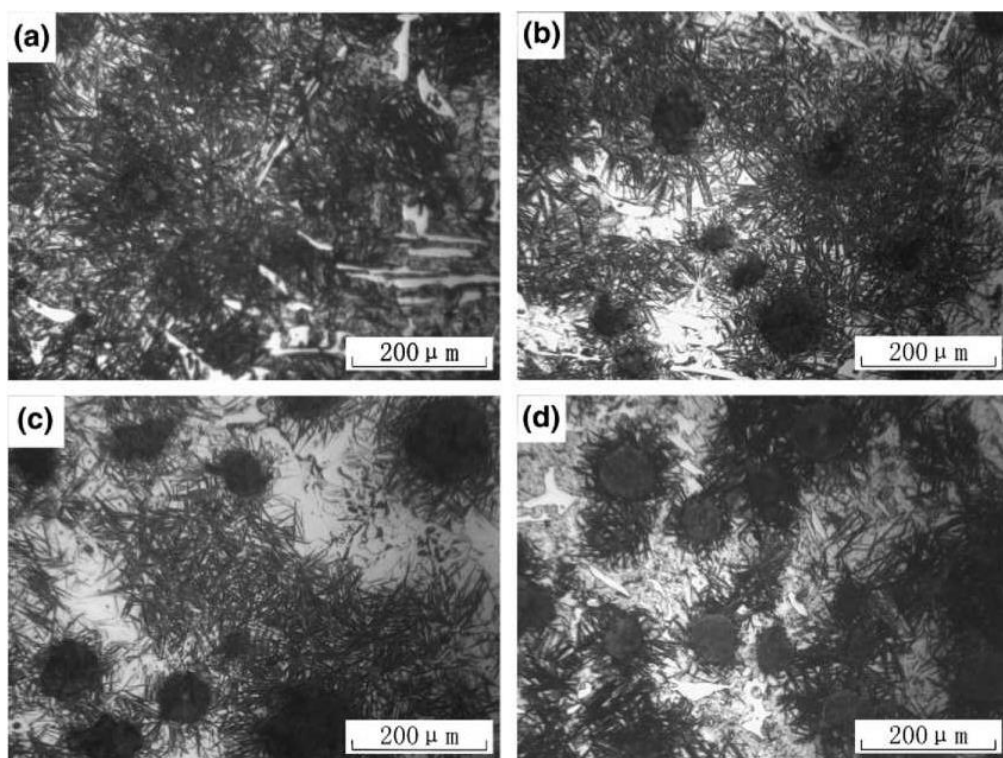
Причините за липса на разтваряне на карбидната фаза при термичната обработка е високата термодинамична стабилност на легираните карбиди и най-вече микросегрегационният ефект, най-силно изразяващ се в обемите разположени далече от охладителя. Това допринася за значително по-високата износоустойчивост (приблизително 100%) на CADi спрямо ADI, получени при еднакви условия на термообработване. Много добър баланс между износоустойчивост и ударна жилавост до 25J (съизмерима със стойностите при ADI) се наблюдава при CADi легирани с 1% Cr.

Друга технология за производство на CAD1 е чрез влияние на скоростта на охлаждане след аустенизация. Различните скорости на охлаждане се реализират чрез добавяне на вода (до 3%) в солната вана (45%  $\text{NaNO}_2$  + 55%  $\text{KNO}_3$ ), за изотермично закаляване. На фиг. 27.22. е показан режимът на термична обработка, където скоростта на охлаждане варира в границите от  $1.625^\circ \text{C/s}$  до  $4.333^\circ \text{C/s}$ .



Фиг. 27.22. Схема на солната вана и време-температурна крива на процеса на термична обработка

Механичните свойства и получените микроструктури при това термично обработване са показани в табл. 27.8 и на фиг. 27.23. Прави впечатление, че при различни скорости на охлаждане е на лице промяна на количеството остатъчен аустенит, което силно рефлектира върху структурата и механичните свойства на чугуна. Най-висока твърдост и най-ниска ударна жилавост (поради ниското съдържание на остатъчен аустенит) се постига в случаите на добавяне на 3% вода.



Фиг. 27.23. Микроструктури на CADI получени при различно съдържание на вода в солната вана за изотермично закаляване: **a.** 0%, **б.** 1%, **с.** 2% и **d.** 3%

Таблица 27.8. Твърдост и ударна жилавост в зависимост от съдържанието на вода в солната вана за изотермично закаляване.

| Съдържание на вода,<br>% | Твърдост по Роквел,<br>HRC | Ударна<br>жилавост, J |
|--------------------------|----------------------------|-----------------------|
| 0                        | 56,4                       | 14,0                  |
| 1                        | 58,5                       | 12,5                  |
| 2                        | 60,1                       | 10,5                  |
| 3                        | 61,5                       | 10,0                  |

Високата изнosoустойчивост и адекватната жилавост на CADI ги прави подходящ материал за изработването на детайли в следните отрасли: автомобилостроенето за разпределителни валове, ексцентрици, зъбни колела и др.; земеделска техника за части подложени на абразивно износване; железопътен транспорт за високо натоварени детайли в условията на триене; строителна техника и минно дело; общо машиностроене.

## 6. Легирани чугуни

За легиране на чугуните се използват същите елементи както и за легиране на стомана: Cr, Ni, Mo, Cu, Ti и др. Целта на легирането е да се придадат специфични свойства на чугуните като: висока якост, изнosoустойчивост, топлоустойчивост, корозионна устойчивост и немагнетизъм.

В зависимост от количеството на легиращите елементи, чугуните се делят на нисколегирани (общият брой на легиращите елементи е до 2.5%), средно легирани (съдържат от 2.5 до 10% легиращи елементи) и високолегирани (над 10%). Нисколегираните чугуни имат перлитна или бейнитна структура, среднолегираните чугуни имат мартензитна структура, а високолегираните – аустенитни или феритни структури.

По отношение на химичният им състав е прието легираните чугуни да се класифицират на следните групи:

*Хромови чугуни* – съдържат до 32% Cr, използват се главно като топлоустойчиви и изнosoустойчиви (включително и в абразивна среда) материали. Изнosoустойчивостта се определя от вида на металната основа и получената твърдост;

*Силициеви чугуни* – легира се със силиций в количества до 20%, тъй като при концентрации над 20% Si стават много твърди и крехки. За да се увеличат механичните им свойства, силициевите чугуни понякога се легира с Cu. Предназначени са за работа в агресивни среди, включително и при високи температури. По-добра киселинна устойчивост може да се получи, като допълнително се легира с молибден в количества от 3.5 до 4.5%. Поради високата си твърдост изделията от силициеви чугуни се произвеждат предимно чрез леене, без последваща механична обработка. Използват се за специализирани приложения като: центробежни помпи, кранове, котли, вани за транспортиране и съхранение на силно окислителни среди;

*Манганови чугуни* – използват се като немагнитни и изнosoустойчиви материали. В мангановите антифрикционни чугуни, както и в чугуните с високо съдържание на никел, бавното охлаждане и закаляване допринасят за утаяването на големи количества карбиди. Структурата на антифрикционните манганови чугуни в лято състояние съдържа 45 - 55% аустенит и 10-30% карбиди и 80-90% аустенит и 5-8% карбиди след закаляване. Ето защо твърдостта на чугуна след отливане е по-висока, отколкото в закалено състояние;

*Никелови чугуни* – съдържат между 0.3-0.7% и 19-21% Ni. Формата на графитните включвания (пластичната или сфероидална) в структурата на никеловите чугуни зависи от съдържанието на никел. Тези чугуни са немагнитни. Използват се за детайли работещи в морска вода, поради високите си корозионна, топло и студоустойчивост;

*Алуминиеви чугуни* – съдържат между 0.6 и 31% Al. Характеризират се с висока якост, корозионна устойчивост, топлоустойчивост и износоустойчивост. С увеличаване съдържанието на алуминий от 0.6 до 12% Al, води до непрекъснато намаляване на якостта. Чугуните, съдържащи 10-17% Al, имат максимална твърдост. Най-добри технологични свойства се получават при чугуните със сфероидален графит и съдържание на алуминий между 19 и 25%. Алуминиевият чугун се използва за направата на части за термични пещи, химическо оборудване и газови двигатели.

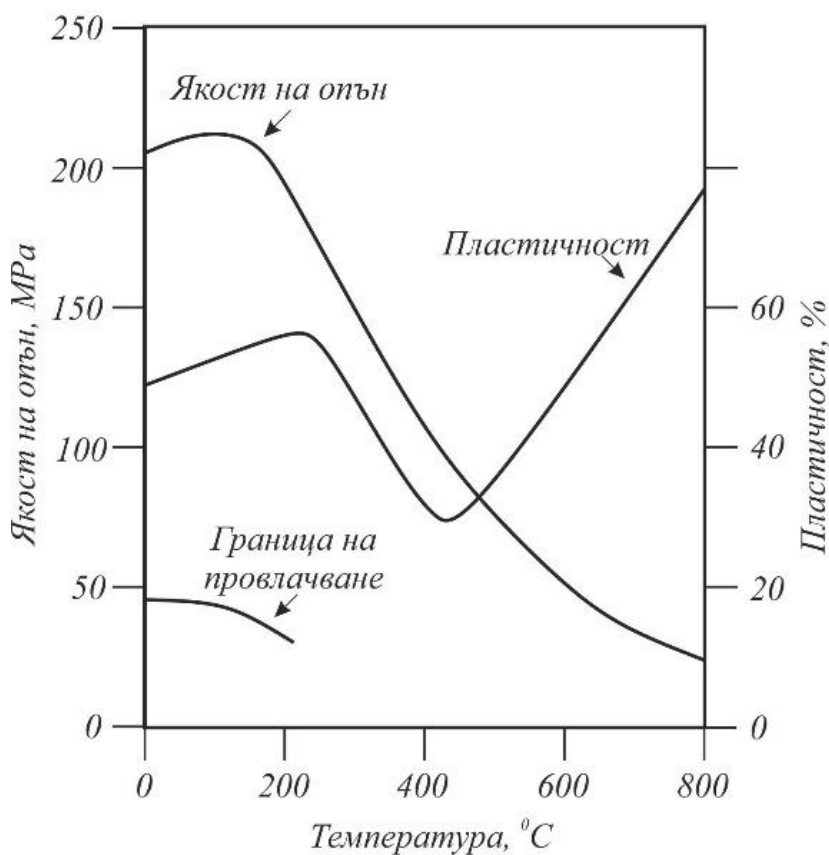
В някои отношения легираните чугуни имат значителни предимства пред легираните стомани, като по-ниска цена и по-добри леярски свойства, което ги прави конкурентноспособни материали.

## ГЛАВА 5. ЦВЕТНИ МЕТАЛИ И СПЛАВИ

### §28 Мед и сплави на медна основа

#### 1. Мед

Медта е неполиморфен метал със стенноцентрирана кубична кристална решетка. Чистата мед е с розовочервен цвят. Прибавянето на цинк към медта води до получаване на жълт цвят, а добавянето на никел – до сребрист цвят. Температурата на топене на медта е  $1083^{\circ}\text{C}$ , а относителната плътност –  $8900\text{ kg/m}^3$ .



фиг. 28.1 Влияние на температурата върху механичните характеристики на медта

Механичните свойства на медта зависят от това дали е лята или е във вид на прокат, и се определят от структурата на кристалната ѝ решетка. Медта се обработва лесно, и има добра ударна жилавост, както при стайна температура, така и при понижената температура. При повишаване на температурата механичните свойства на медта се влошават, а при температура от около  $500^{\circ}\text{C}$  медта губи пластичността си (фиг. 28.1). Медта се поддава на студена и гореща пластична деформация при

температура в диапазона от 800 – 900°C. Пластичната обработка на медта при стайна температура (cold work) води до повишаване на якостта ѝ на опън, но понижава пластичността ѝ. Медта е извънредно пластична, като има твърдост  $HB=500\text{ MN/m}^2$ . Якостта ѝ на опън след леене е около 160 МПа, докато след горещо валцоване нараства до 220 МПа. Медта има добра пластичност при студено валцоване, като якостта ѝ може да достигне стойност, близка до тази на мека стомана. Характеризира се с много добра електропроводимост и топлопроводимост, поради което намира като широко приложение в електротехниката.

## **2. Сплави на медна основа**

Леярските характеристики на медта могат да се подобрят чрез добавяне на малки количества берилий, силиций, никел, калай, цинк, хром и сребро. Повечето сплави на медта са монофазни и не показват алотропни промени по време на нагряване или охлаждане. За някои сплави на медна основа е възможно подобряване на механичните характеристики чрез процес на внедряване на фини частици в металната матрица на медната основа (дисперсионно твърдеене). *За сплави на медта, които претърпяват алотропна кристализация, е възможна термична обработка.* Следствие на това се модифицира структурата на сплавта, като се получават механични характеристики в корелация с нейното приложение. Еднофазните сплави на медна основа се обработват посредством студена пластична деформация за повишаване на механичните характеристики на сплавта. Сплавите на медна основа със стенноцентрирана кубична решетка имат отлична пластичност и висок коефициент на деформационно уякчаване.

Медта и нейните сплави могат да се разделят основно на три групи в зависимост от химичният им състав:

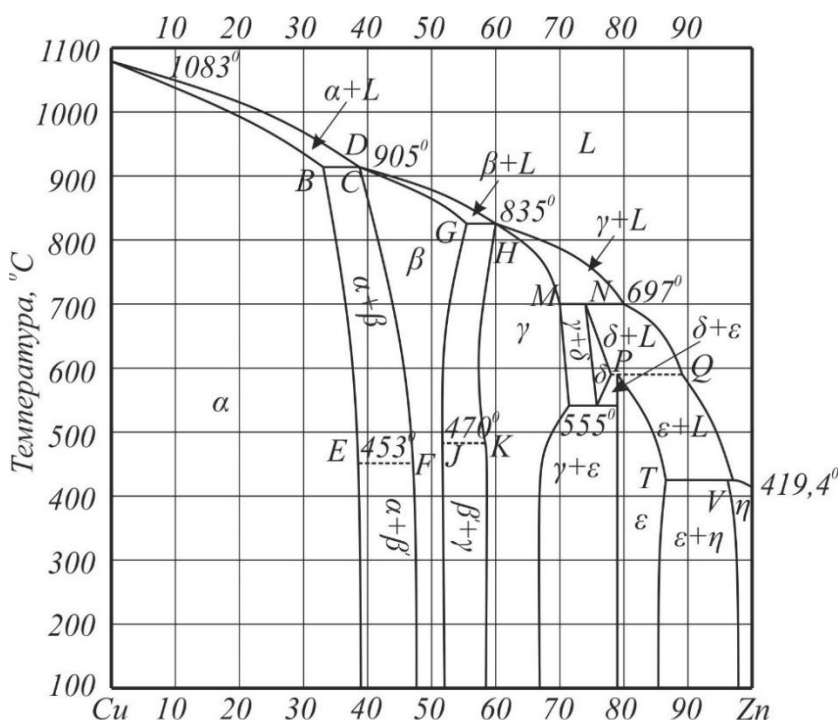
- мед и медни сплави с високо съдържание на мед;
- месинги (Cu-Zn + други сплавни елементи);
- брозни (Cu + други сплавни елементи, без цинк).

### **§29 Месинги**

Месингите са сплави на медта с основен сплавен елемент цинк. Освен цинк се срещат малки количества други примеси и много често други сплавни елементи. Използваните сплавни елементи могат да подобрят

някои свойства в зависимост от тяхното приложение. Според процеса на изработване на заготовките, месингите се разделят на две групи: лети и във вид на прокат.

Диаграмата на състоянието на системата  $Cu-Zn$  е относително сложна (фиг. 29.1). От техническа гледна точка значение има само диапазонът от 0 – 50% съдържание на цинк. Сплави с концентрация на цинк, по-голяма от 50%, нямат добри механични свойства, като са и много крехки.

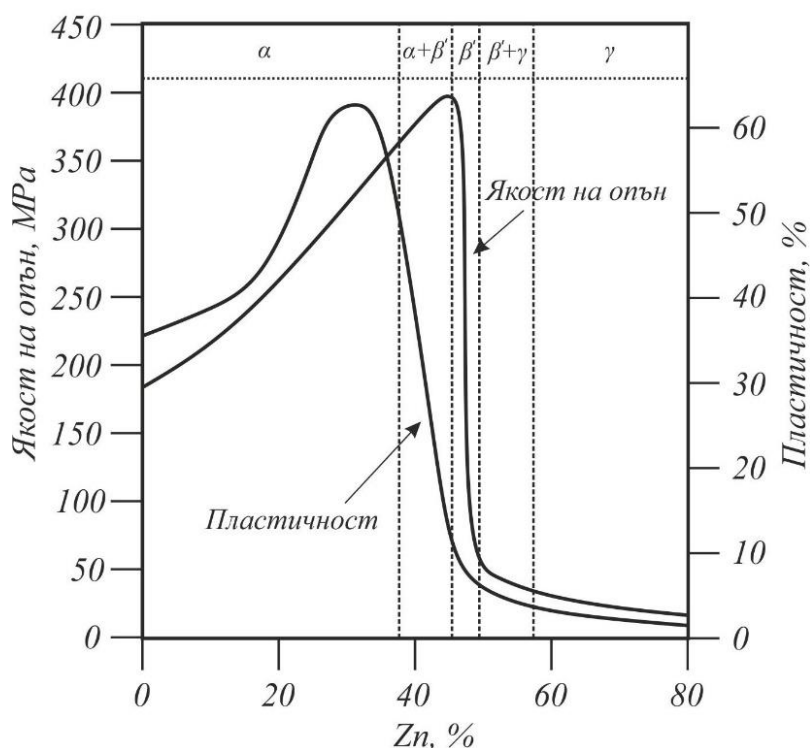


фиг. 29.1 Диаграма на състоянието на системата мед – цинк

В течно състояние медта и цинкът са абсолютно разтворими. В твърдо състояние разтворимостта им е ограничена. Медта има стенноцентрирана кубична кристална решетка, докато цинкът има хексагонална плътно опакована решетка. По време на кристализационния процес могат да се получат 6 различни фази –  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$  и  $\eta$ . Повечето от фазите са междинни, характеризирани се с отношението на валентните електрони и количеството атоми.  $\alpha$  – фазата представлява твърд разтвор на цинк в кристалната решетка на медта, като максимално може да се разтвори 39% цинк при 453 °C. При понижаване на температурата се понижава и разтворимостта на цинка до 33% при стайна температура. В сплавите с по-високо съдържание на Zn пренаситеният  $\alpha$  – твърд разтвор се задържа при стайна температура. Поради това сплави със съдържание на цинк до

39% имат хомогенна структура, която представлява кристали на  $\alpha$  – твърд разтвор. След механична обработка и отгряване структурата на месингите се състои от  $\alpha$ –твърд разтвор с едри зърна и отгreti двойници.

Сплав с концентрация на цинк от 32 – 36% кристализира чрез перитектична реакция при температура от 905 °С. По време на реакцията се създава  $\beta$  – фаза от взаимодействието на  $\alpha$ -фазата и стопилката. С понижаване на температурата отношението на кристалите на двете фази се променя. Това е в следствие от промяна на разтворимостта, като се получава месингова структура изцяло от кристали от  $\alpha$ –твърд разтвор. При сплави с концентрация на цинк между 36 – 56%  $\beta$ -фазата остава и след процеса на кристализация. Тя има обемно центрирана кубична решетка, като атомите на медта и цинка са произволно разпределени в кристалната решетка.  $\beta$ -фазата има добра пластичност, като при понижаване на температурата  $\beta$ -фазата се трансформира в подредена твърда и крехка  $\beta'$ -фаза. При съдържание на цинк между 39 – 45% структурата на месинга е хетерогенна, съдържаща кристали на  $\alpha$ -твърд разтвор и кристали на  $\beta'$ -фаза.



фиг. 29.2 Влияние на съдържанието на Zn върху якостта на опън и пластичността

Сплави на медта с концентрация на цинк до 45% се използват в техни-

ческата практика, с малки изключения. Месинги с по-малко от 40% съдържание на цинк образуват еднофазни твърди разтвори на цинк в мед. Механичните свойства на месингите се повишават, вкл. и относителното удължение, при повишаване на съдържанието на цинк в сплавта. Тези сплави подлежат на студена пластична деформация, като имат и добра корозионна устойчивост. Месинги с по-голямо съдържание на цинк имат  $\beta'$ -фаза или  $\beta'+\gamma$  фаза и са прекалено крехки. Механичните свойства на месингите, използвани за технически приложения, са показани на *фиг. 29.2*.

Месингите могат да се разделят на две основни групи: лети и такива, подложени на допълнителна механична или термична обработка. Месингите, които подлежат на допълнителна обработка, се доставят във вид на прокат и се делят на следните групи:

- *Месинги с високо съдържание на мед* (над 80%) – те имат близки химични и физични свойства като на чистата мед, но повишени механични характеристики;

- *Месинги за дълбоко изтегляне* – те имат около 70% медно съдържание с цел по-добра пластичност, като наличието на примеси е минимално. Медно-цинкови сплави със съдържание на цинк 32% имат най-голяма пластичност при висока якост, поради което са подходящи за дълбоко изтегляне;

- *Месинги с повишено съдържание на цинк* (37% Zn) – те са относително евтини поради пониженото съдържание на мед. Имат двуфазна структура, с минимално съдържание на  $\beta'$  – фаза и подлежат на студена пластична деформация;

- *Месинги със съдържание на цинк над 40%* – те имат двуфазна  $\alpha+\beta'$  структура. В сравнение с другите месинги имат по-голяма якост, но понижена пластичност и трудно се поддават на пластична деформация;

- *Месинги, легирани с олово* – месингите от тази група съдържат около 60% мед и от 1 до 3% олово, което подобрява механичната им обработка. Микроструктурата им е двуфазна –  $\alpha+\beta'$ .

*Лети месинги* – те имат двуфазна  $\alpha+\beta'$  структура и съдържат между 58 и 63% мед. За подобряването на механичната им обработка много често се добавя олово (1 – 3%). Поради лятата им структура те имат по-лоши механични свойства от тези във вид на прокат.

*Специални месинги* – в тази група са месингите, които са легирани с един или няколко елемента (алуминий, калай, никел, манган, желязо или силиций). Името на сплавта се определя от легиращия елемент (например силициев месинг е сплавта на  $Cu-Zn-Si$ ). Легиращите елементи се добавят за повишаването на механичните свойства, корозионната устойчивост, подобряване на леенето, механичната или пластичната обработка. Промяната на тези свойства зависи от легиращия елемент и специфичното му влияние върху структурата на месинга.

*Алуминиеви месинги* – те съдържат между 69 и 79% мед, а съдържанието на алуминий е между 3 и 3,5% за постигане на хомогенна структура. Съдържанието на алуминий води до формирането на нови фази ( $\beta+\gamma$ ), което подобрява твърдостта и якостта на месинга, но влошава пластичността. Алуминиев месинг, допълнително легиран с калай и манган, има много голяма корозионна устойчивост. Повишената корозионна устойчивост в морска вода има и алуминиев месинг със съдържание на мед около 77% и на алуминий около 2%, поради съдържанието на алуминий в него. Летите алуминиеви месинги имат повишено съдържание на алуминий (7%) и понижено на мед. Този вид месинги имат добра корозионна устойчивост в морска вода.

*Манганови месинги* – месингите, които са във вид на прокат съдържат, между 3 и 4% манган, а летите – между 4 и 5%. Тези месинги имат висока якост и повишена корозионна устойчивост. Мангановите месинги, допълнително легирани с алуминий, имат якост около 500 MPa, висока ударна жилавост и корозионна устойчивост. Летите манганови месинги, съдържащи повече манган и желязо, се използват за натоварени отливки.

*Калаени месинги* – съдържанието на калай при тези месинги е около 2,5%. Калаят има положително влияние върху механичните свойства и корозионната устойчивост.

*Силициеви месинги* – тези месинги съдържат максимално 5% силиций при високо съдържание на мед (79 – 81%). Както и при другите легирани месинги, силициевите могат да са във вид на прокат или лети. Те имат много добри корозионна устойчивост и механични свойства, дори и при понижена температура. При температура от 230 °C показват забележимо пълзене при малки напрежения, а при температура над 290 °C стават крехки. Допълнителното им легиране с олово (3 – 3,5%) оказва позитивен

ефект за повишаване на износоустойчивостта, поради което се използват за лагери и лагерни гривни.

*Никелови месинги* – този вид месинги съдържат между 8 – 20% никел, който е напълно разтворим в  $\alpha$  – медта, като по този начин се увеличава зоната на  $\alpha$ -фазата. Тези хомогенни сплави лесно се подлагат на студена пластична деформация, поради което са удобни за дълбоко изтегляне. Двufазните ( $\alpha+\beta$ ) сплави се поддават на горещо формоване. Никеловите месинги имат добри механични свойства, корозионна устойчивост и лесно се поддават на полиране. Една от най-древните сплави е сплавта със съдържание 60% мед и 14 – 18% никел, използвана за декоративни предмети и предмети от бита. Тези сплави имат много различни имена – „пакфонг“, „алпака“, „аргентан“ и др. Използват се в строителството, прецизната медицина, медицинското оборудване и за напрегнати пружини.

## **§30. Бронзи**

### **1. Общи сведения**

*Бронзът е сплав на медта с други елементи, с изключение на цинка.* Първоначално „бронз“ се е наричала сплавта на медта с калая. Днес е прието медно-калаените сплави да се наричат *обикновени (калаени) бронзи*, а сплавите на медта с други елементи (алуминий, желязо, никел, манган, берилий, кобалт, силиций и др.) да се наричат *специални (безкалаени) бронзи*. Според технологичните си свойства бронзите се делят на две групи: *леярски и деформируеми*.

### **2. Обикновени (калаени) бронзи**

Калаените бронзи са известни на хората от дълбока древност. От тях са изработвали оръдия на труда, оръжия, предмети за бита, украшения и др. Тази епоха е известна като „бронзов“ век. Калаените бронзи имат добри механични, лярски (добра тънколивкост и малко обемно свиване – 0.8% при леене в пясъчна форма и 1.4% при леене в кокили) и антифрикционни свойства, голяма устойчивост на корозия, добра заваряемост и добра обработваемост чрез рязане. С увеличаване на процентното съдържание на калая твърдостта на бронза се увеличава, но пластичността му намалява.

Максималната разтворимост на калая в медта е 15.8%. Структурата на сплавта със съдържание на калай до 8% е  $\alpha$ -твърд разтвор. Тези сплави имат добра пластичност и се отнасят към групата на деформируемите бронзи. Тъй като притежават по-голяма еластичност (в сравнение с летиите бронзи), от тях се изработват еластични елементи в уредостроенето, химическото машиностроене, електротехниката и др. Сплави с повече от 8% калай съдържат в структурата си  $\delta$ -фаза (електронното съединение  $Cu_{31}Sn_8$ ), която има голяма твърдост и е крехка. Поради това, пластичността и жилавостта на бронза значително намаляват. Тези бронзи се причисляват към леярските сплави. От тях се изработват зъбни колела, плъзгащи лагери, подложени насредни тежки режими, конструкционни елементи, работещи в агресивна среда и др. В практиката се употребяват бронзи със съдържание на калай под 20%.

Калаят е дефицитен и скъп метал и това ограничава приложението на чистите калаени бронзи. Обикновено за намаляване на цената им в калаените бронзи се добавя 5-10% цинк. Той се разтваря в медта ( $\alpha$ -твърдия разтвор) и подобрява механичните свойства, тънколивкостта и плътността на калаените бронзи. За подобряване на свойствата на тези бронзи към тях се добавят и други елементи: олово, което подобрява обработваемостта чрез рязане и антифрикционните свойства; фосфор, служещ за дезоксидация и подобрение на антифрикционните свойства и др. Медните сплави (каквато е калаеният бронз) разтварят в течно състояние кислород във вид на  $Cu_2O$ , който не се разтваря в медта в твърдо състояние. Поради това, след втвърдяване на стопилката се образуват неметални включвания в структурата, които понижават значително механичните свойства на бронза. Добавката на фосфор (0.5-2% фосфорна мед) причинява дезоксидация и уплътняване на сплавта. Окисите на фосфора са леки и изплават в шлаката, но част от фосфора остава в медта и образува твърди частици от  $Cu_3P$ . Тези бронзи (с прибавен фосфор в стопилката) често се наричат *фосфорни*. Отливката от фосфорен бронз съдържа най-много 0.1% P и има добра якост, плътност и устойчивост срещу корозия. Този бронз се използва за изработване на зъбни колела, корабни витла, тръби, ламарини и др.

Коефициентът на триене при плъзгане в двойката калаен бронз–стома на е относително малък, поради което този бронз е един от най-добрите материали за плъзгащи лагери.

### 3. Специални (безкалаени) бронзи

Тези бронзи не съдържат скъпия и дефицитен калай. Употребяват се вместо калаени бронзи, но в много случаи значително ги превъзхождат по механични, технологични и антифрикционни свойства. В зависимост от вида на основния легиращ елемент, специалните бронзи биват алуминиеви, берилиеви, никелови, силициеви и др. Могат да бъдат дву- или много-компонентни.

#### 3.1. Силициеви бронзи

*Силициевите бронзи съдържат 0.6-3.5% силиций (Si), който подобрява лярските свойства и устойчивостта срещу корозия на бронзите.* Силициевите бронзи със съдържание на силиций до 3% имат еднофазна структура от  $\alpha$ -твърд разтвор. Когато силицият е над 3%, в структурата на бронза се появява  $\gamma$ -фаза, която е твърда и крехка. Силициевият бронз с еднофазна структура се обработва добре чрез пластична деформация поради повишената си пластичност.

Силициевите бронзи са много-компонентни сплави, в състава на които, освен силиций, влизат никел, манган, цинк и други елементи. Наличието на цинк подобрява лярските свойства на тези бронзи. Никелът и манганът повишават тяхната якост и твърдост. Силициево-мангановият бронз (еведур) се използва за изработване на пружини, машинни елементи в химическата промишленост и корабостроенето, изпарителни инсталации и др. Силициево-никеловият бронз притежава много добри антикорозионни и антифрикционни свойства и се използва в самолетостроенето за изработване на триещи се детайли. По-механични свойства този бронз се приближава до стоманите.

#### 3.2. Манганови бронзи

*Мангановите бронзи съдържат 4-6% манган (Mn).* Те имат много голяма пластичност и устойчивост на корозия, но механичните им свойства не са особено добри.

#### 3.3. Берилиеви бронзи

*Берилиевите бронзи обикновено съдържат 1.6-2.2% берилий (Be) и имат ценни технически свойства.* От диаграмата на състоянията Cu-Be е известно, че берилиевите бронзи са двуфазни:  $\alpha$ -фазата представлява твърд разтвор на берилия в медта, а  $\gamma$ -фазата е електронното съединение CuBe, притежаваща обемно-центрирана кубична решетка. С увеличаване на съдържанието на берилий се увеличава якостта на опън, тъй

като се увеличава относителният дял на  $\gamma$ -фазата, която е твърда и крехка. Когато обаче берилият е над 2%, якостта на опън незначително нараства, но пластичността значително намалява.

След термична обработка берилиевите бронзи получават много голяма твърдост, износоустойчивост и по-голяма еластичност от всички други сплави на медна основа. Използват се за изработване на немагнитни неръждаеми пружинни части (еластични елементи), измерителни инструменти, часовникови механизми, електрически контакти и най-различни части, работещи в условия на повишено налягане и високи температури.

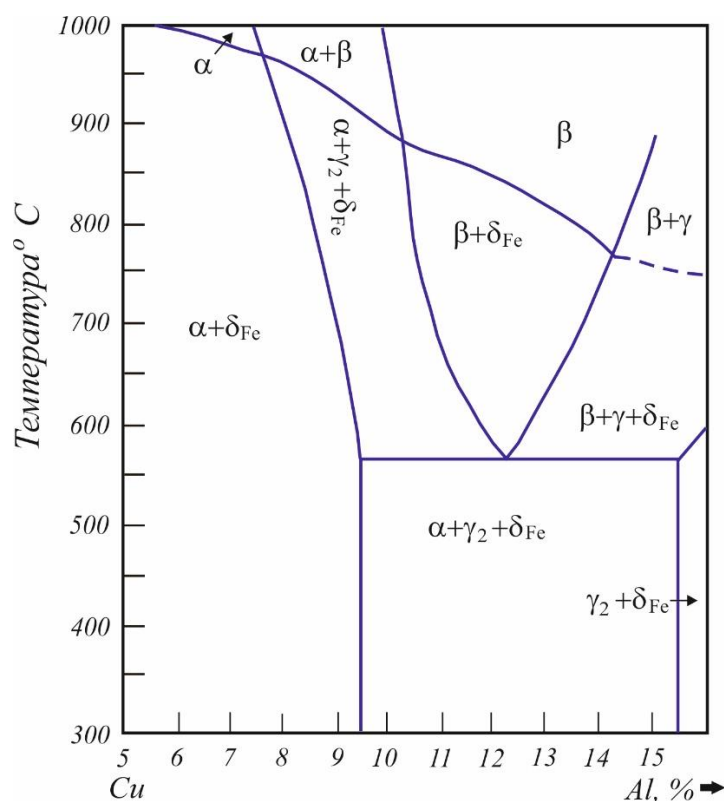
Берилиевите бронзи имат добра обработваемост чрез рязане, добри леярски свойства (получават се качествени фасонни отливки) и високи топло- и електропроводимости. Берилият е рядък и скъп метал, поради което приложението на берилиевия бронз е ограничено. Относително високата цена на тези бронзи се компенсира частично чрез легирането им с магнезий (*Mg*), никел (*Ni*), титан (*Ti*) и кобалт (*Co*), тъй като съдържанието на берилий се ограничава до 1.8% без съществено изменение на механичните им свойства.

### **3.4. Оловни бронзи**

*Оловните бронзи се използват като конструкционни материали само за плъзгащи лагери, подложени на циклични и ударни натоварвания.* Обикновено се използва бронз със състав приблизително 30% олово (*Pb*) и 70% мед (*Cu*). Тази сплав работи при голямо специфично натоварване (25-30 МПа), при големи скорости (8-10 m/s) и температури до 320°C. Теплопроводността на оловните бронзи е 6 пъти по-голяма в сравнение с тази на белите лагерни метали (на оловно-калаена основа). От тази сплав се изработват плъзгащи и мотовилкови лагери на двигатели с вътрешно горени (включително и самолетни). Задължително се закаляват шийките на вала. Тъй като сплавта (30% *Pb* и 70% *Cu*) се втвърдява в широк температурен интервал, тя е склонна към „тегловна“ ликвация – образуващите се при високи температури по-леки медни кристали се отделят от образуващите се при ниски температури по-тежки и по-едри оловни кристали. За да се избегне този нежелан ефект, необходимо е охлаждането на залетите с оловен бронз лагери да се извърши със скорост над 450°C/min.

### 3.5. Алуминиеви бронзи

Бинарната сплав  $\text{Cu-Al}$  е известна като алуминиев бронз. В практиката се използват сложни алуминиеви бронзи, които се означават с общата формула  $\text{Cu-Al-X}$ , където  $X = \text{Fe}, \text{Ni}, \text{Mn}, \text{Be}, \text{Co}, \text{Si}$  и  $\text{Sn}$  [7]. Най-използваните в практиката алуминиеви бронзи са алуминиево-железни, алуминиево-манганови, алуминиево-никелови, алуминиево-никелови-железни, алуминиево-никелови-берилиеви. Тези сплави се характеризират с висока якост, устойчивост на износване и устойчивост на корозия в агресивни среди, вкл. морска вода. Ето защо тези бронзи са предпочитани строителни материали за различни приложения, като: зъбни колела, гайки, водачи, корпуси и уплътнения във вентили и помпи, втулки, бутала, тръби за офшорни платформи, корабни двигатели, корабни витла, елементи в оръжейната промишленост и втулки за плъзгащи лагери, подложени на ударно и циклично натоварване. Влиянието на различните химични елементи в структурата върху специфичните свойства и експлоатационното поведение на алуминиевите бронзи са описани подробно в обзорната статия на Р. Brezina [7].



Фиг. 30.1. Сечение на равновесната фазова диаграма  $\text{Cu-Al-Fe}$  с 5% Fe равнина [7]

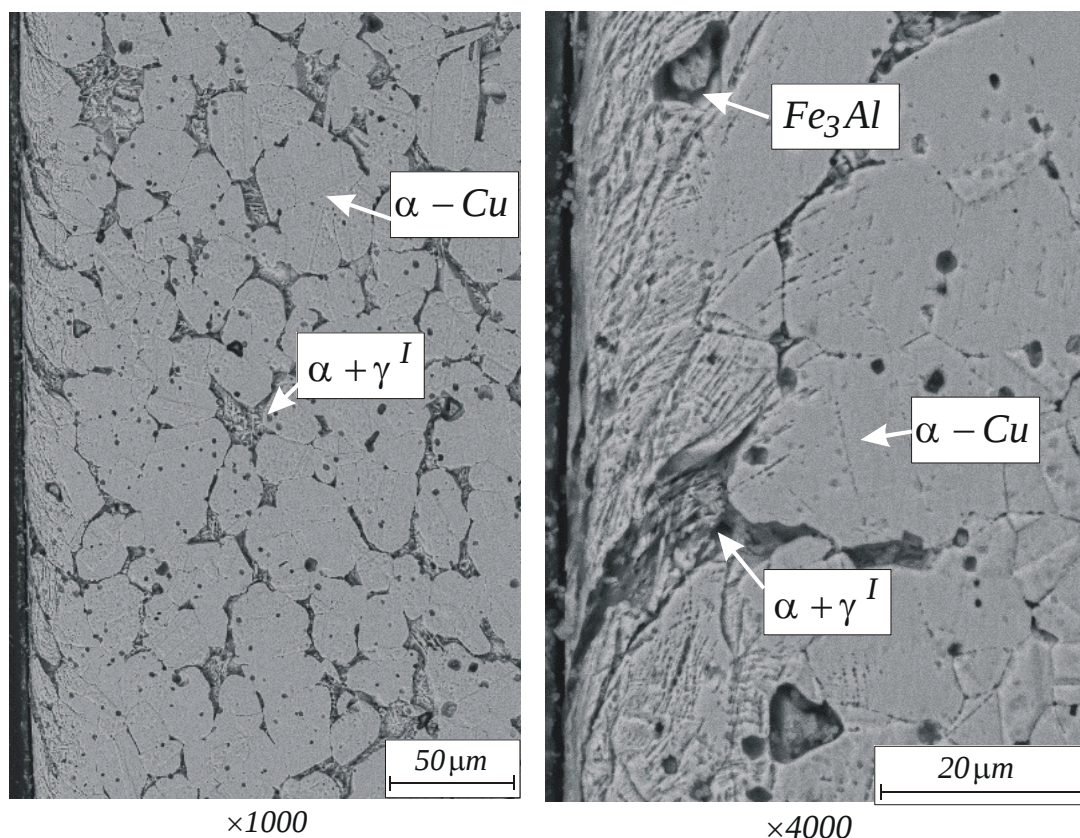
Алуминиево-железните бронзи (АЖБ) ( $Cu-Al-Fe$ ) са въведени в индустрията през 1870 г. и се считат за по-прости алуминиеви бронзови системи. АЖБ обикновено съдържат до 12% алуминий ( $Al$ ), като медта образува  $\alpha$ -твърд разтвор с алуминия. Повишеното съдържание на алуминий води до по-ниска плътност от чистата мед, което е важно с оглед на практическото приложение на този бронз. С увеличаването на количеството алуминий до 4–5%, якостта, твърдостта и пластичността се увеличават. С по-нататъшно увеличаване на съдържанието на алуминий пластичността намалява, но якостта и твърдостта продължават да се увеличават. Наличието на желязо ( $Fe$ ) води до издребняване на зърната, което осигурява допълнителна якост на тези сплави. От равновесната фазова диаграма [7] на системата  $Cu-Al-5Fe$  при 5%  $Fe$  (фиг. 30.1) следва, че АЖБ със съдържание на  $Al$  под 9.4% показват еднофазна структура ( $\alpha$ -фаза – първичен твърд разтвор, изоморфен, с елементарна стенноцентрирана кубична кристална решетка). Тези бронзи обикновено не се подлагат на термична обработка, целяща увеличаване тяхната якост и твърдост. Такова увеличение може да се постигне чрез студена пластична деформация.

При неравновесно (бързо) охлаждане на АЖБ със съдържание на  $Al$  под 9.4% не се преминава в еднофазно състояние ( $\alpha$ -фаза), тъй като фазовата прекристализация  $\beta \rightarrow \alpha$  ( $\beta$ -фаза – твърд разтвор, образуван на базата на  $Cu_3Al$  директно от стопилката) не се извършва напълно. При пониски температури останалите  $\beta$ -смесени кристали се разпадат на евтектоид  $\alpha + \gamma_2$  (фазата  $\gamma_2 - Cu_9Al_4$  е стабилна при ниски температури, твърда и крехка) .

АЖБ с  $\beta$ -трансформация съдържат  $Al$  над 9.4% и могат да бъдат подложени на множество видове термична обработка. В тези бронзи  $\beta$ -фазата липсва при експлоатационна температура. Те съчетават висока якост с добра устойчивост на корозия.

Желязото в твърдо състояние е слабо разтворимо в  $Cu-Al$  сплави и образува с алуминия интерметално съединение от типа  $Fe_3Al$ , което се отделя като некохерентно свързана фаза под формата на фини частици. При около 1% съдържание на  $Fe$  се образува незначително количество фино диспергирани частици, които са разположени в близост до евтектоидната област ( $\alpha + \gamma_2$ ). С увеличаване на съдържанието на желязо коли-

чеството на тези частици се увеличава. При 4% Fe се образуват фино диспергирани частици  $Fe_3Al$  както в областта  $\alpha + \gamma_2$ , така и в областта на  $\alpha$ -фазата. Фините частици на интерметалното съединение  $Fe_3Al$  предотвратяват растежа на зърната в АЖБ при високи температури. Под въздействието на желязото, което значително подобрява механичните свойства и забавя температурата на рекристализация, в АЖБ не се наблюдава така нареченото явление "спонтанно отгряване", което води до повишаване на крехкостта им. Желязото, издребнявайки структурата на АЖБ, съдържащи 8.5-12% Al, блокира нарастването на  $\gamma_2$ -фазата, която се отделя под формата на непрекъснати едри пластини, причинявайки крехкост. АЖБ с високо съдържание на желязо притежават повишена устойчивост на абразивно износване, но корозионната им устойчивост в морска вода намалява.



Фиг. 30.2. Микроструктура на АЖБ Cu-10Al-5Fe в състояние на доставка (горещо валцован прът) [9]

Микроструктурата на АЖБ Cu-10Al-5F в състояние на доставка във вид на горещовалцовани пръти е показана на фиг. 30.2 [9]. Наблюдават се равноосни кристали на  $\alpha$ -Cu твърд разтвор с размери  $30 \div 40 \mu m$ , а по границите на зърната - евтектоидни колонии от  $\alpha + \gamma_I$ . Този евтектоид е

продукт на разпада на  $\beta$ -фазата:  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_{II}$ . Интерметалното съединение  $Fe_3Al$  е дисперсно и се наблюдава като отделения в богатата на мед  $\alpha$ -фаза. Може да се приеме, че този АЖБ в състояние на доставка е в трифазно състояние.

## §31. Алуминий и сплавите му

### 1. Основни характеристики

Уникалните комбинации от свойства осигурени от алуминия и неговите сплави, правят алуминия един от най-универсалните и атрактивни метални материали за широк спектър от приложения - от меко, силно пластично опаковъчно фолио до инженерни приложения с най-големи изисквания. *Според степента им на приложение, алуминиевите сплави са на второ място след стоманите.*

*Алуминият има плътност само  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , приблизително една трета от тази на стоманата ( $7,83 \text{ g/cm}^3$ ). Ниското тегло, съчетано с високата якост на някои алуминиеви сплави (надвишаваща тази на конструкционна стомана), позволява проектиране и изграждане на здрави и леки конструкции, които са особено подходящи за елементи подложени на динамични въздействия - космически превозни средства и самолети, както и всички видове наземни и водни превозни средства.*

Алуминият издържа на прогресивно окисление, за разлика от повечето стомани (с изключение на хром-никеловите). Откритата повърхност на алуминия се свързва с кислорода и образува защитен филм от алуминиев оксид с дебелина по-малка от микрометър, който блокира по-нататъшното окисление. За разлика от желязната ръжда, филмът от алуминиев оксид не се отлепва, излагайки нова повърхност на по-нататъшно окисление. Ако защитният слой от алуминиев оксид се надраска, той веднага се запечатва отново. Самият тънък оксиден слой прилепва плътно към метала, безцветен и прозрачен е и е невидим с просто око. Подходящо легиран и обработен, алуминият е устойчив на корозия от вода, сол и други фактори на околната среда, както и на широк спектър от други химични и физични агенти.

Алуминиевите повърхности могат да имат силна отразяваща способ-

ност. Лъчистата енергия, видимата светлина, лъчистата топлина и електромагнитните вълни се отразяват ефективно в сравнение с анодизирани и тъмните анодизирани повърхности, които могат да бъдат отразяващи или абсорбиращи. Отразяващата способност на полирания алуминий в широк диапазон от дължини на вълната определя избора му за различни декоративни и функционални приложения.

Алуминият е неферромагнитен – ценно свойство за приложения в електрическата и електронната промишленост. Същевременно, алуминият не е пирофорен (няма способност за спонтанно запалване във въздух) и е нетоксичен, поради което широко се използва в контейнери за храни и напитки. В допълнение има привлекателен външен вид – може да бъде мек и лъскав или блестящ.

Едно от най-важните предимства на алуминия е лекотата, с която може да бъде произведен във всякаква форма. Особено подходящ е за пластична деформация. Алуминият може да бъде отлят чрез всички познати лъярски методи и може да се разточва на листи с различна дебелина, в т.ч. фолио, по-тънко от лист хартия. Алуминиевият лист може да бъде щампован, изтеглен или оформен на руло. Алуминиевата тел, изтеглена от валцована пръчка, може да бъде навита в кабел от всякакъв желан размер и тип. Почти няма ограничение за различните профили и форми, в които може да се екструдира алуминият.

## **2. Алуминиеви сплави**

Алуминиевите сплави могат да се разделят на две основни категории: ковани алуминиеви сплави и лети алуминиеви сплави. Критерии за допълнителна диференциация на всяка от тези категории е основният механизъм на обработка. Много сплави реагират на термична обработка на основа на фазова разтворимост. В зависимост от термичната обработка, алуминиевите сплави могат да се закаляват, подлагат на стареене, или дисперсионно твърдеене. Летите или кованите алуминиеви сплави, които подлежат на такива обработки са термично обработваеми. Голям брой алуминиеви сплави се подлагат на механична обработка, обикновено в комбинация с различни процеси на отгряване за подобряване на свойствата им. Някои лъярски сплави не подлежат на термична обработка и се използват само в лъто състояние или в термично модифицирани

условия, които не са свързани с процесите стареене или дисперсионно твърдеене.

Системата за идентификация на алуминиевите сплави използва различни номенклатури за ковани и лети сплави, но разделя сплавите на групи с цел опростяване на системата.

*За кованите сплави се използва четирицифрена система за означение на серии ковани състави, както следва:*

- 1xxx: Контролиран и нелегиран (чист) алуминий, използван предимно в електрическата и химическата промишленост;
- 2xxx: Сплави, в които основният легиращ елемент е медта, като могат да присъстват и други елементи – по-специално магнезий. Сплавите от серия 2xxx се използват широко в самолетостроенето, където се оценява тяхната висока якост (граница на провлачване до 455 MPa);
- 3xxx: Сплави, в които манганът е основният легиращ елемент, използвани за общо предназначение – за архитектурни приложения и различни продукти;
- 4xxx: Сплави, в които силицийт е основният легиращ елемент, използвани в пръти за заваряване и листове за спояване;
- 5xxx: Сплави, в които магнезият е основният легиращ елемент, използвани в корпуси на лодки, стълбове и други продукти, изложени на морска среда;
- 6xxx: Сплави, в които магнезият и силицийт са основни легиращи елементи, обикновено използвани за автомобилни компоненти;
- 7xxx: Сплави, в които цинкът е основният легиращ елемент, но могат да участват и други легиращи елементи, като мед, магнезий, хром и цирконий, използвани в структурни компоненти на самолети и други приложения, в които високата якост е основно изискване. В серията 7xxx са включени най-високояките алуминиеви сплави с граница на провлачване  $\geq 500$  MPa;
- 8xxx: Сплави, характеризиращи се с различни състави. Сплавите от серия 8xxx може да съдържат значителни количества калай, литий и желязо;

## ***2.1. Приложения на алуминиевите сплави***

Алуминиевите сплави са икономически изгодни в много приложения. Те се използват в автомобилната индустрия, космическата индустрия, в конструирането на машини, уреди и конструкции, за съдове в бита, капаци за корпуси за електронно оборудване, съдове под налягане за криогенни приложения и в много други области.

Алуминиевите сплави, подлежащи на коване или пластична деформация, които подлежат на термична обработка (дисперсионно твърдеене), включват 2xxx, 6xxx, 7xxx и някои от сплавите от 8xxx серия.

Алуминиевите сплави, подлежащи на леене, се описват с трицифрен код, последван от десетична запетая. Символът .0 се отнася за готова лехарската отливка. Десетичните знаци .1 и .2 се отнасят до състава на слитъци, които след топене и обработка трябва да отговарят на изискванията на спецификацията за леене.

## ***2.2. Алуминиеви сплави, подлежащи на пластична деформация***

*Алуминиевите сплави, подлежащи на пластична деформация, включват следните серии:*

- 1xxx: Алюминият с чистота 99,00% или по-висока има много приложения, особено в електрическата и химическата област. Тези видове алуминий се характеризират с отлична устойчивост на корозия, висока топлопроводимост и електропроводимост, ниски механични свойства и отлична обработваемост. Умерено повишаване на якостта им може да се получи чрез деформационно уякчаване. Желязото и силицият са основните химични елементи в състава на алуминиевите сплави от тази серия;

- 2xxx: Медта е основният легиращ елемент в сплавите от серия 2xxx, като често магнезият е втори легиращ елемент. Тези сплави изискват термична обработка, за да се получат оптимални механични свойства; след термична обработка механичните свойства на сплавите са подобни, а понякога и надвишават тези на нисковъглеродната стомана. В някои случаи се използва термична обработка с утаяване (стареене) за допълнително повишаване на механичните свойства. Тази обработка увеличава границата на провлачване, със съпътстващо намаляване на относителното удължение, но ефектът ѝ върху якостта на опън не е голям.

Сплавите от серията 2xxx нямат добра устойчивост на корозия, колкото повечето други алуминиеви сплави, и при определени условия могат да бъдат подложени на междукристална корозия. Поради това, тези сплави във вид на листове обикновено са покрити с алуминий с висока чистота,

магнезиево-силициева сплав от серия 6xxx или сплав, съдържаща 1% Zn. Обикновено покритието е от 2,5% до 5% от дебелината на листа, като се покрива от всяка страна, за да се осигури галванична защита на сърцевината на материала. По този начин значително се повишава устойчивостта на корозия.

Сплавите от серията 2xxx са подходящи за части и конструкции, изискващи високо съотношение на якост към тегло и обикновено се използват за изработване на колела за камиони и самолети, части за окачване на камиони, фюзелаж и обшивки на крилата на самолети, конструкционни елементи, изискващи висока якост при температури до 150 °C;

- 3xxx: Манганът е основният легиращ елемент на сплавите от серия 3xxx. Тези сплави обикновено не подлежат на термична обработка, но имат около 20% по-голяма якост в сравнение със сплавите от серия 1xxx. Тъй като само малко количество манган (до около 1,5%) може ефективно да се разтвори в алуминия, манганът се използва като основен елемент само в няколко сплави. Една от тях, популярната сплав 3003, се използва широко за общо предназначение в приложения, изискващи умерена якост и добра обработваемост;

- 4xxx: Основният легиращ елемент в сплавите от серия 4xxx е силиций, който се добавя в количества до 12%. Съдържанието на силиций значително понижава диапазона на топене, без да предизвиква крехкост. Поради тази причина алуминиево-силициевите сплави се използват като заваръчна тел или като спояващи сплави за свързване на алуминий, където се изисква по-ниска температура на топене от тази на основния метал. Повечето сплави в тази серия не подлежат на термична обработка, но когато се използват при заваряване на сплави, подлежащи на термична обработка, те поемат някои от легиращите елементи на последните и така реагират на термична обработка в ограничена степен. Сплавите, съдържащи значителни количества силиций, получават тъмносив до черен цвят, когато се прилагат покрития с аноден оксид. Поради това са предпочитани за архитектурни приложения. Сплав 4032 има нисък коефициент на топлинно разширение и висока устойчивост на износване. Това я прави много подходяща за производство на ковани бутала на двигатели;

- 5xxx: Основният легиращ елемент в сплавите от серия 5xxx е магнезият. Когато се използва като основен легиращ елемент или в комбинация

с манган, води до средно-висока якост. Магнезият е значително по-ефективен от мангана като втвърдител – около 0,8% *Mg* се равнява на 1,25% *Mn* и може да се добавя в значително по-големи количества. Сплавите от тази серия притежават добри заваръчни свойства и добра устойчивост на корозия в морска среда. С цел да се избегне корозионно напукване, се налагат определени ограничения върху степента на студената пластична деформация и безопасните работни температури, допустими за сплавите с по-високо съдържание на магнезий – над  $\approx 65$  °C за сплави с над  $\approx 3,5\%$  *Mg*;

- 6xxx: Сплавите от серията 6xxx съдържат силиций и магнезий приблизително в пропорциите, необходими за образуване на магнезиев силицид ( $Mg_2Si$ ), което ги прави термично обработваеми. Въпреки че имат относително по-ниска якост от якостта на повечето сплави от 2xxx и 7xxx серия, сплавите от серия 6xxx имат добра заваряемост, обработваемост и устойчивост на корозия. Сплавите в тази група, подлежаща на термична обработка, могат да бъдат отвърнати - *T4* (термично обработени, но без дисперсионно твърдеене) и уякчени след формоване до пълните свойства на *T6* чрез термична обработка с дисперсионно твърдеене;

- 7xxx: Цинкът, в количества от 1 до 8%, е основният легиращ елемент в сплавите от серия 7xxx. Когато се комбинира с по-малък процент магнезий, се получават термично обработваеми сплави с умерена до много висока якост. Други елементи, като мед и хром, обикновено се добавят в малки количества; скандий в малки количества също подобрява свойствата на сплавта. Сплавите от серия 7xxx се използват в самолетни конструкции, мобилно оборудване и други сфери на индустрията, където конструктивните елементи са подложени на големи натоварвания.

Високояките алуминиеви сплави от 7xxx серия проявяват намалена корозионна устойчивост, поради което често се подлагат на термична обработка, след която се осигурява комбинация от относително висока якост, корозионна устойчивост и ударна жилавост;

- 8xxx: Сплавите от 8xxx серия представляват широка гама от химични състави. Например, подобрена производителност при повишена температура се постига чрез използването на дисперсионно усилен *Al-Fe-Se* сплави – AA8019 или *Al-Fe-V-Si* сплави – AA8009, получени чрез прахова металургия.

По-ниска плътност и по-висока твърдост могат да бъдат постигнати в сплави, съдържащи литий – АА8090. Последната сплав след дисперсионно твърдеене, може успешно да замени сплави със средна до висока якост от серии 2xxx и 7xxx в някои самолетни/космически приложения (напр. компоненти на хеликоптери).

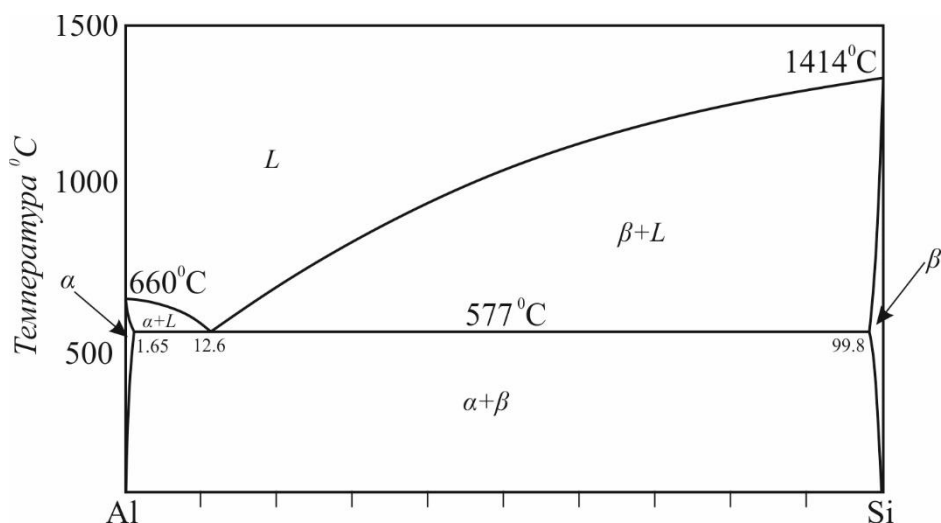
### **2.3. Лети алуминиеви сплави**

Алуминиевите леярски сплави се основават на същата система сплави, като тази на кованите алуминиеви сплави, уякчават се чрез същите механизми (с изключение на пластична деформация) и се класифицират по подобен начин на термично необработваеми и термично обработваеми сплави. Основната разлика е, че леярските сплави, използвани в най-големи обеми, съдържат като легиращ елемент силиций в по-големи количества в сравнение с повечето ковани сплави. Силицийт е легиращият елемент, който буквално прави възможна отливката на алуминиеви сплави в голям обем. Съдържанието на силиций от 4% до евтектичното ниво от 12% намалява загубите и осигурява производството на много по-сложни дизайни с по-големи вариации в дебелината на профилите. В резултат се получават отливки с по-високо качество, както на повърхността, така и в сърцевина. Тези предимства произтичат от ефектите на силиция за увеличаване на тънколивкостта, намаляване на напукването и минимизиране на порьозността на свиване.

Фиг. 31.1 показва пълната фазова диаграма на бинарната алуминиево-силициева система. Това е проста евтектична система с ограничена разтворимост и е основата за сплавите от серия 4xx.x. Металографските структури на чистите компоненти и на няколко междинни състава показват типична морфология. Междинните състави са смеси от алуминий, съдържащ ~1% Si в твърд разтвор като непрекъсната фаза, с частици от чист силиций. Сплавите с <12% Si се наричат „подевтектични“, тези с близо 12% Si – „евтектични“, а тези с >12% Si са „надевтектични“.

- *Алуминиево-медната група - 2xx.x* включва състави, имащи най-високата якост сред всички леярски сплави. Тези сплави се използват, когато високата якост е основно изискване. Сплавите (A201.0, 202.0, 204.0 и A206.0) съдържат от 4 до 6% Cu и 0,25 до 0,35% Mg, имат силно ограничено наличие на примеси на желязо и силиций, като в някои случаи съдържат от 0,25 до 0,35% Mn или Cr и 0,7% Ag. За да се осигурят пълните възможности за механични свойства и гарантирано високо качество на

тези сплави, е необходимо да се спазват изискванията при проектиране на отливките и леярските техники.



фиг. 31.1 Диаграма на състоянието на системата Al – Si

Сплавите от 2xx.x серия имат най-висока якост и твърдост от всички леярски сплави при повишени температури. Този фактор обяснява използването им в някои приложения. Сплави 222.0, 224.0, 238.0, 240.0, 242.0 и 243.0 с по-високо съдържание на мед и до 2% Mg (6% в сплав 240.0), както и добавки на манган, никел, ванадий и/или цирконий, се използват предимно при повишени температури.

За постигане на най-висока якост и пластичност и за да се осигури висока устойчивост на корозионно напукване при повишено натоварване, сплавите от серия 2xx.x се подлагат на термична обработка. Общата устойчивост на корозия на тези сплави е по-ниска от тази на другите видове леярски сплави, поради което е необходима защита чрез повърхностни покрития при критични приложения.

- Сплавите от група 3xx.x се използват в най-големи количества. Освен силиций, те съдържат магнезий, мед или и двете, а в специфични случаи и допълнителни сплавни елементи като никел или берилий. Като цяло те попадат в един от трите типа: Al-Si-Mg, Al-Si-Cu или Al-Si-Cu-Mg. Съдържанието на силиций варира от 5 до 22%. Съдържанието на мед варира от 0% (сплави 356.0 до 361.0) до максимум от 4.5%. Повечето от тези сплави имат номинално съдържание на магнезий, вариращо от 0,3% до ~0,6%, а за съставите с висока якост - 1,0%. Основните сплави от тази група, изискващи ниско съдържание на магнезий (0,10% максимум), са съставите за отливане под налягане – 380.0 до 384.0.

*Както медта, така и магнезият повишават якостта и твърдостта на отливката. Много по-големи увеличения се постигат само чрез изкуствено стареене (термообработка тип T5) или чрез пълна разтворимост, съчетана с изкуствено стареене (термообработки тип T6 или T7). В зависимост от състава, дисперсното твърдеене е резултат от утаечни структури на базата на  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Cu$ ,  $Al_2CuMg$  или комбинации от тези фази. Сплавите, съдържащи мед и магнезий, имат по-висока якост при повишени температури.*

Сплавите с по-високо съдържание на силиций се предпочитат за кокилно леене и леене под налягане. Коефициентът на топлинно разширение намалява с увеличаване на съдържанието на силиций и никел. Ниският коефициент на разширение е полезен за приложения в двигатели като бутала и цилиндрови блокове. Когато съдържанието на силиций надвишава 12% (както в сплави 390.0 до 393.0), присъстват първични силициеви кристали, които, ако са фини и добре диспергирани, повишават износоустойчивостта.

- *Сплавите от група 4xx.x са базирани на бинарната система алуминий-силиций и съдържат от 5 до 12% Si. Те намират много приложения, където се изискват комбинации от умерена якост при висока пластичност и ударна жилавост.*

- *Алуминиево-магнезиевите сплави от група 5xx.x по същество са еднофазни бинарни сплави с умерена до висока якост и жилавост. Високата корозионноустойчивост, особено в морска вода и морска атмосфера, е основно предимство на отливките, направени от Al-Mg сплави. За постигане на най-висока устойчивост на корозия, се изисква ниско съдържание на примеси – както твърди, така и газообразни. По тази причина сплавите трябва да се приготвят от висококачествени метали в леярната. Тези сплави са подходящи за заварени възли и често се използват в архитектурата и строителството. Алуминиево-магнезиевите сплави имат добра обработваемост и привлекателен външен вид, когато са анодизирани.*

- *Алуминиево-цинково-магнезиевите сплави от 7xx.x серия се отличават с комбинация от добри механични свойства, добра обща устойчивост на корозия и способност за повишаване на якостта чрез естествено стареене без термична обработка.*

- Сплавите от  $\delta x x . x$  група съдържат около 6% Sn и малки количества мед и никел за повишаване на якостта. Поради смазващата способност на калая, тези сплави са подходящи за лагери – например биелни пръти и лагери за дизелови двигатели.

## §32 Магnezий и сплавите му

Чистият магnezий е лъскаво сиво твърдо вещество, което има голяма физическа прилика с другите пет елемента в група 2 на периодичната система, респ. групата на алкалоземните метали.

Магнезиевите сплави са смеси от магnezий и други легиращи метали, обикновено алуминий, цинк, силиций, манган, мед и цирконий. Най-забележителната характеристика на магnezия е неговата плътност –  $1,7 \text{ g/cm}^3$ . Поради това магnezиевите сплави се използват, когато ниското тегло е определящо (напр. в компоненти на самолети). Магnezият има най-ниската точка на топене  $650^\circ\text{C}$  от всички алкалоземни метали. Чистият магnezий има хексагонална плътнопакетована кристална решетка, относително мек е и има нисък модул на еластичност –  $45 \text{ GPa}$ . Магнезиевите сплави също имат хексагонална плътнопакетована кристална решетка, която влияе върху основните свойства на тези сплави. При стайна температура, магnezият и неговите сплави са трудни за обработка, тъй като пластичната деформация на хексагоналната плътно пакетована решетка е по-трудна, отколкото при метали с кубична решетка като алуминий, мед и стомана. Следователно, магnezиевите сплави обикновено се използват като лети сплави. Въпреки реактивната природа на чистия магnezиев прах, магnezиевият метал и неговите сплави имат добра устойчивост на корозия.

Алуминият е най-разпространеният легиращ елемент в магnezиевите сплави. Алуминият, цинкът, цирконият и торият насърчават дисперсионното твърдеене, манганът подобрява устойчивостта на корозия, а калаят подобрява способността за отливане.

Чистият магnezий е силно запалим, особено когато е във вид на прах или настърган на тънки ленти, въпреки че е трудно да се запали като цяло или насипно. Когато гори, се получава интензивна, ярка бяла светлина. Температурата на пламъка на магnezия и някои магnezиеви сплави може да достигне  $3100^\circ\text{C}$ . Горящият или разтопеният магnezий реагира бурно с водата. Веднъж възпламенени, такива пожари са трудни за гасене, тъй

като горенето продължава в азот (образувайки магнезиев нитрид), въглероден диоксид (образувайки магнезиев оксид и въглерод) и вода. Запаляемостта значително се намалява чрез малко количество калций в сплавта.

Магнезиевите сплави се използват в широка номенклатура носещи и неносещи конструкции. Носещите конструкции включват автомобилно, индустриално, транспортно, търговско и космическо оборудване. Магнезиевите сплави се използват за части, за които е необходимо да бъдат сведени до минимум инерционните сили при големи скорости вследствие ниското тегло. Търговските приложения включват ръчни инструменти, лаптопи, стълби, части на автомобили (напр. волани и колони, рамки на седалки, кутии за трансмисии).

Означенията на магнезиевите сплави често съдържат две букви, последвани от две цифри. Буквите означават основните легиращи елементи (A = алуминий, Z = цинк, M = манган, S = силиций). Цифрите показват съответните номинални състави на основните легиращи елементи. Например, сплав AZ81 е магнезиева сплав с приблизително 8% алуминий и 1% цинк.

### §33 Титан и сплавите му

Добрата якост, ниското тегло, относително високата температура на топене (1668 °C), добрата корозионна устойчивост и добрата топлопроводимост на титана и неговите сплави го правят широко използван материал в индустрията, въпреки високата му цена.

*Титанът може да съществува в две кристалографски форми:  $\alpha$ -фаза, която е с плътноупакована хексагонална решетка и е стабилна при стайна температура;  $\beta$ -фаза, получена от превръщане  $\alpha \rightarrow \beta$  при температура над 882 °C, която е със ОЦК решетка. Модифицирането на титана с легиращи елементи и подходяща термообработка води до получаване на структура, съдържаща двете алотропни форми в различно количество, което води до различни комбинации от механични характеристики.*

Според фазовия им състав, сплавите на титана се класифицират в три групи:

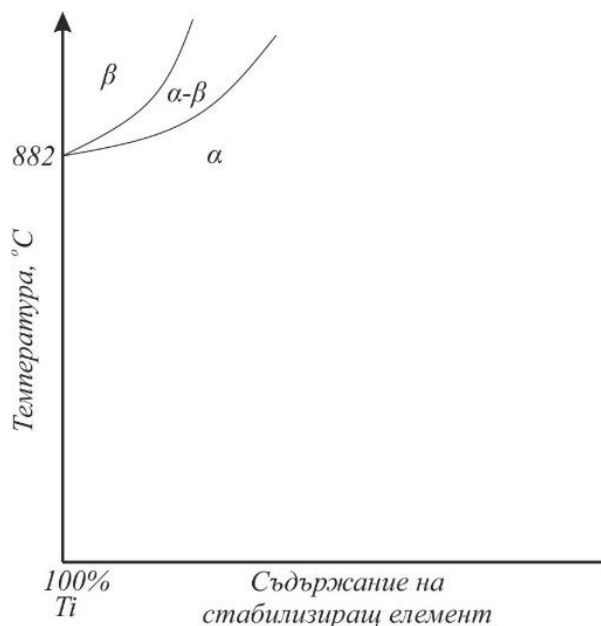
- $\alpha$  – Ti сплави – те не подлежат на термична обработка и лесно се заваряват. Имат ниска до средна якост, добра ударна жилавост и са

пластични. Тези сплави на титана имат висока граница на провлачване при повишена температура и добра корозионна устойчивост;

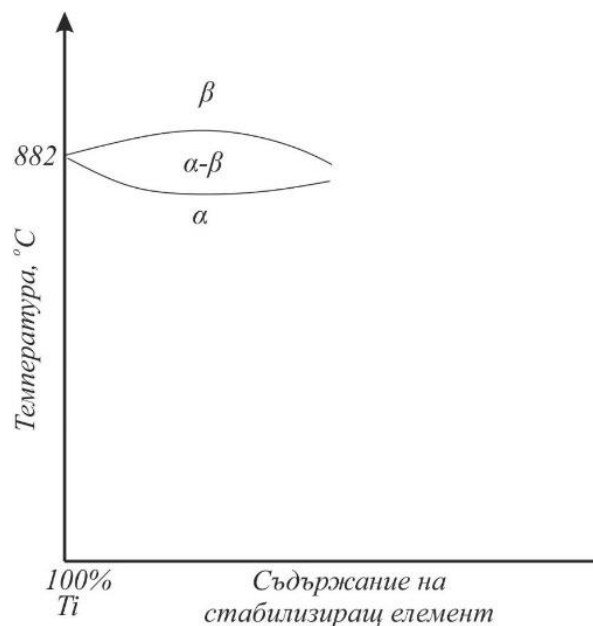
- $\alpha$ - $\beta$  – Ti сплави – те подлежат на термична обработка и на заваряване, като в зоната около заваръчния шев губят пластичността си. Имат средна до висока якост. Горещо валцованите  $\alpha$ - $\beta$  – Ti сплави имат добри механични свойства, но студено валцованите често имат по-добра пластичност. Границата на провлачване на  $\alpha$ - $\beta$  – Ti сплави не е така висока, както на  $\alpha$  – Ti сплави;

- $\beta$  – Ti сплави – лесно се поддават на термична обработка, могат да се заваряват и имат висока якост до относително висока температура. Лесно се подлагат пластична обработка при стайна температура.

### 1. Елементи, стабилизиращи $\alpha$ -фазата



фиг. 33.1 Двуконпонентна диаграма Ti –  $\alpha$  стабилизиращ елемент



фиг. 33.2 Двуконпонентна диаграма Ti – неутрални сплавни елементи

На фиг. 33.1 е показана двуконпонентна диаграма, образувана от елементи стабилизиращи  $\alpha$ - фазата на титана и самия титан. Такива елементи са: алуминий, кислород, азот и въглерод. Кислородът като сплавен елемент повишава якостта на титана, докато алуминият е единственият  $\alpha$ - стабилизиращ елемент, който се използва в комерсиалното производство на титанови сплави. Той е много ефективен  $\alpha$ -стабилизи-

рац елемент при стайна и повишена температура до около 550 °C. Ниското относително тегло на алуминия е допълнително преимущество, но количеството, което може да се добави, без да се влошат механичните характеристики на сплавта, е ограничено до около 8%, поради образуването на нежелана крехка фаза между алуминий и титан.

Чрез въвеждане на калай или цирконий също се повишава якостта на титановите сплави, базирани на  $\alpha$ -фаза. Тези метали имат осезаема разтворимост, както в  $\alpha$ -фазата, така и в  $\beta$ -фазата, като въвеждането им не влияе върху температурата на превръщането  $\alpha \rightarrow \beta$ , поради което те могат да се класифицират като неутрални сплавни елементи. На *фиг. 33.2* е показана двукомпонентната диаграма на неутрални сплавни елементи и титан.

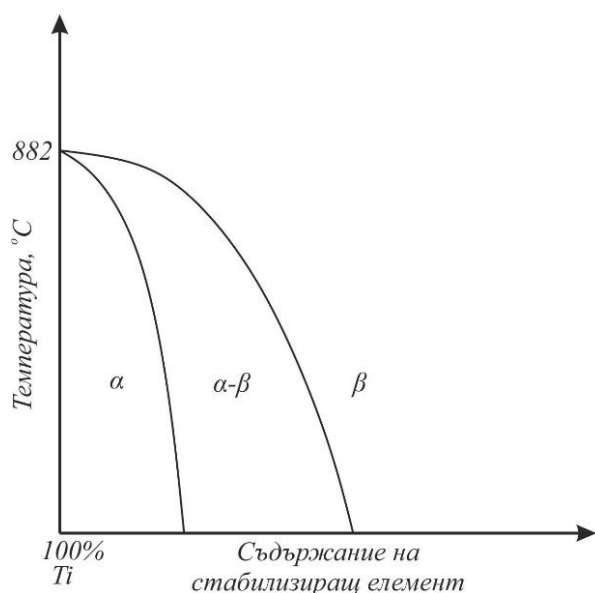
## 2. Елементи, стабилизиращи $\beta$ -фазата

Елементи, които понижават температурата на фазова трансформация, лесно се разтварят в титана, укрепват  $\beta$ -фазата и показват ниска разтворимост в  $\alpha$ -фазата, се наричат  $\beta$  – стабилизатори. Бета-стабилизиращите елементи могат да се разделят на две основни групи:

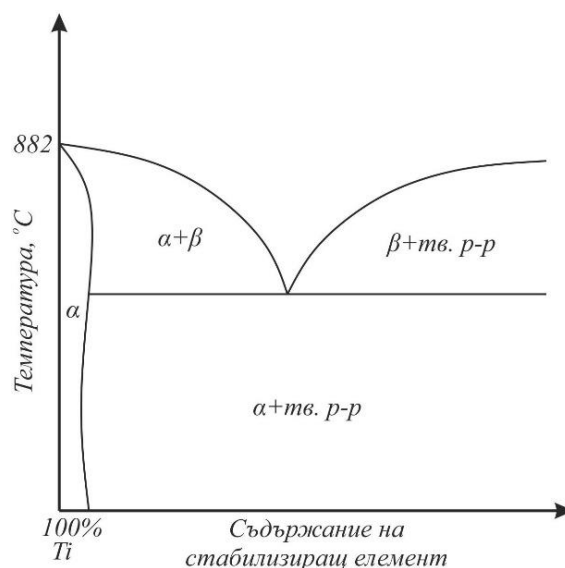
- елементи с пълна разтворимост в  $\beta$ -фазата на титан;
- елементи с ограничена разтворимост в  $\beta$ -фазата на титан.

Елементите с пълна разтворимост в  $\beta$ -фазата на титана понижават температурата на фазова трансформация с повишаване на тяхното процентно съдържание в получената сплав. Диаграма на състоянието между титан и елементите с пълна разтворимост в  $\beta$ -фазата е показана на *фиг. 33.3*. Елементите от този тип с най-голямо значение са молибден и ванадий; други елементи, които намират приложение в сплавите на титана, са ниобий и тантал.

Елементите с ограничена разтворимост могат да се разделят на две групи – бавноразтворими и бързоразтворими. Тези елементи формират твърд разтвор чрез евтектоидно разпадане на  $\beta$ -фазата. Диаграмата на състоянието е показана на *фиг. 33.4*. Икономически важните бавноразтворими елементи са: желязо, хром и манган. Евтектоидното разпадане на *Ti-Fe*, *Ti-Cr* и *Ti-Mn* системи е толкова бавно, че на практика не се формира интерметален твърд разтвор при нормален процес на производство или при термична обработка. Поради това тези системи могат да се добавят към елементите, които имат пълна разтворимост.



фиг. 33.3 Диаграма на състоянието Ti – елементи с пълна разтворимост в  $\beta$ -фазата



фиг. 33.4 Диаграма на състоянието Ti – елементи с ограничена разтворимост в  $\beta$ -фазата

Обратно, медта и силиций образуват активни евтектоидни системи, в които под евтектоидната температура  $\beta$ -фазата се разлага до  $\alpha$ -фаза и интерметални съединения в рамките на търговски приемливо време. Това позволява да се използва контролирано разтваряне на интерметалните съединения за повишаване на якостта на титановите сплави, съдържащи подходящи концентрации на силиций или мед.

В допълнение към стабилизирането на  $\beta$ -фазата, бета стабилизаторите имат други две важни предимства като легиращи елементи. Бета титанът има по своята същност по-ниска деформационна устойчивост от  $\alpha$ -модификацията и следователно, елементите, които увеличават и стабилизират  $\beta$ -фазата, са склонни да подобряват обработваемостта на сплавта както по време на гореща, така и на студена обработка. Добавянето на достатъчно  $\beta$ -стабилизатор към титанови състави също предоставя възможност за термична обработка. Последната позволява значително повишаване на якостта чрез контролирано разлагане на  $\beta$ -фаза до  $\alpha$ -фаза по време на процеса на топлинна обработка.

Горното дава информация за влиянието на търговски значими легиращи елементи, всички от които образуват твърди разтвори с Ti. Това означава, че атомите на разтвореното вещество заместват титановите атоми в двете кристалографски форми на титана. Обратно, елементите кислород, азот, въглерод и водород, които винаги присъстват в титана,

образуват интерстициални твърди разтвори, в които атомите на разтвореното вещество са разположени в празните места или междините между титановите атоми. Кислородът, азотът и въглеродът са  $\alpha$ -стабилизатори. От друга страна, водородът се разтваря предимно в  $\beta$ -фазата, има незначителна разтворимост в  $\alpha$ -фазата, поради което се определя като  $\beta$ -стабилизатор. Водородът се отличава допълнително от другите интерстициални елементи по факта, че неговата скорост на дифузия в титан е по-голяма при повишени температури.

### **§34. Никел и сплавите му**

Никелът е светъл метал с едва забележим слабо жълтосин оттенък и силен метален блясък, с атомна маса 58.69, относителна плътност  $8,9 \text{ g/cm}^3$ , точка на топене  $1455^\circ\text{C}$ , точка на кипене  $2730^\circ\text{C}$ , якост на опън в отгрято състояние  $400 - 450 \text{ MPa}$  при относително удължение  $40 - 50\%$ , а след валцуване  $700 - 800 \text{ MPa}$  при удължение  $2\%$ , твърдост в отгрято състояние  $HB=800 - 900 \text{ MN/m}^2$ , а след валцоване  $1800 - 2200 \text{ MN/m}^2$ . Както желязото, притежава феромагнитни свойства. Въпреки относително голямата си твърдост, никелът се поддава на валцуване и изтегляне. Не се окислява. Освен за приготвяне на специални сплави, използва се за никелиране на медицински инструменти, арматури и др.

#### **1. Ефект на легиращите елементи върху свойствата на никела**

Като цяло, незначителни количества на легиращи елементи, които съществуват в твърдия разтвор на никела, са склонни да увеличат твърдостта, якостта и електрическото му съпротивление, като намаляват топлинното разширение и топлопроводимост му. Изключение са желязото и кобалта, а другите легиращи елементи понижават и температурата на Кюри. Легиращите елементи, които присъстват в по-голям процент от твърдата разтворимост в никела, влияят основно на обработваемостта, особено на горещо и могат да влияят на корозионната устойчивост.

Въглеродът, като легиращ елемент образува твърд разтвор в никела или се среща като графит, образуван при разлагането на карбида  $Ni_3C$ , който съществува при температури над  $1500^\circ\text{C}$ , но е екзотермичен и нестабилен. Въглеродът в твърдия разтвор на никела подобрява горещата обработка поради повишената якост и по-ниската чувствителност към напукване на повърхността при повишени температури. Първоначалната

твърдост, якост и склонност към уякчаване следствие от наличието на въглерод, влошават възможността за студена обработка. Ковкият никел с ниско съдържание на въглерод (никел 201) е разработен, за да се улесни процеса на дълбоко изтегляне.

Малки количества въглерод не влияят осезаемо върху температурата на Кюри, но дифузията дори на малки количества въглерод в никела представлява интерес за катоди с термично оксидно покритие. Ковкостта на никела се влияе неблагоприятно от наличието на графит или въглерод в прекалено големи количества, поради разтворимостта им в твърдия разтвор.

## **2. Сплави с високо съдържание на никел**

Това са сплави на основата на матрицата на никел със съдържание на никел над 94%. Сплавите от тази група се характеризират с добри механични свойства и отлична корозионна устойчивост. Запазват якостта си при повишена температура и имат добра ударна жилавост и пластичност дори при температури под 0 °C. Основни легиращи елементи са C, Fe, Mn, Si, също така в някои сплави се добавят и известни количества Cu, Al и Ti. Влиянието на алуминия и титана дава възможност никеловите сплави да бъдат подлагани на стареене, като по този начин се комбинира отличната корозионна устойчивост на никела с подобрена якост и твърдост.

## **3. Никел – хромови сплави**

Никел-хромовите сплави и *Ni-Cr-Fe* сплави имат много приложения, вариращи от термодвойки до носещи конструкции, в зависимост от техните електрически и механични свойства и тяхната устойчивост на топлина, окисление и корозия. Най-забележителната характеристика на тези сплави е тяхната топлоустойчивост, въпреки че не се квалифицират като суперсплави.

Съгласно диаграмата на състоянието на *Cr-Ni*, никелът е способен да образува твърд разтвор с до около 30 % от хрома. Две от най-известните никел-хромови сплави съдържат съответно 10 и 20 % хром. Сплави със съдържание на хром 10 % се използват при много високи температури (до 1400 °C) във вид на термодвойки, а такива със съдържание на хром 20 % – като сплави с високо електрическо съпротивление.

## **4. Никел – хром – железни сплави**

Никел-хромовите сплави, модифицирани чрез добавяне на желязо и някои други легиращи елементи, образуват голяма група от сплави, характеризиращи се с отлична термична и корозионна устойчивост и добра якост при умерено повишени температури. Сплавта със съдържание 80% *Ni*, 14% *Cr* и 6% *Fe*, произведена чрез добавяне на ферохром към никел и първоначално обозначена като *Inconel*, е презентирана за първи път през 1932 г. за млечната промишленост заради нейната устойчивост към корозия от мляко. Понастоящем се означава като *Inconel 600* с малко по-различен състав. Никелът допринася във висока степен за корозионната устойчивост към много неорганични и органични съединения в широк диапазон на киселинност и алкалност. Хромът придава устойчивост срещу серни съединения в атмосферата или в много други корозионни среди; той осигурява устойчивост на окисление при повишени температури и в корозионни разтвори. Сплавта *Inconel 600* има отлични свойства при отрицателни температури. Якостта нараства значително без забележима промяна в пластичността и жилавостта.

Добавянето на алуминий и титан към *Inconel 600* придава способност за дисперсионно твърдеене, а добавянето на ниобий допълнително втвърдява матрицата и стабилизира карбидите. Сплав *Inconel X-750* (понастоящем наричана *Inconel X*), се поддава на твърдеене като разновидност на *Inconel 600*. Тази сплав е разработена с цел да се осигури ниска скорост на пълзене след подходяща термична обработка при големи натоварвания и високи температури – от 650 до 800 °C. Значителна част от нейната високотемпературна якост се запазва при температури до 800 °C. Използва се за производство на пружини, които работят при умерено повишени температури. Над 800 °C якостта пада бързо, а устойчивостта на окисляване е по-ниска от тази на сплав *Inconel 600*.

## **5. Други сплави с високо съдържание на никел**

Първите сплави с високо съдържание на никел, устойчиви на корозия, известни като сплави *Hastelloy*, са сплави на никел-молибден и желязо, но в последствие съставът на тези сплави значително се е променил. Сплавите *Hastelloy* не са високояки сплави, въпреки че много от тях запазват висок процент от якостта си, както при стайна температура, така и при много високи температури. Приложенията за носещи елементи при високи температури не са необичайни за тези сплави. Якостта им варира

в зависимост от състава и формата, но като цяло, имат якост на опън от около  $700 \text{ MPa}$  и граница на провлачване от приблизително  $350 \text{ MPa}$ . Те са предпочитани предимно за приложения, изискващи изключителна устойчивост на корозия. Сплавите *Hastelloy* са податливи на формоване и заваряване.

## 6. Суперсплави

Разграничителната линия между топлоустойчиви (или високотемпературни) сплави и суперсплави е доста плаваща. Много от суперсплавите са модификации на топлоустойчиви, устойчиви на корозия сплави, като повечето от споменатите никелови сплави попадат в категорията на суперсплавите. Съществуват голям брой суперсплави, като повечето от тях съдържат никел.

Повечето суперсплави с високо съдържание на никел са от типа *Al-Ti*, който се подлага на стареене. В тези сплави хромът присъства с цел да осигури устойчивост срещу окисляване, едновременно с определено повишаване на якостта. Колумбий, молибден, волфрам и тантал често присъстват поотделно или заедно, за да осигурят повишаване на механичните свойства на матрицата на твърдия разтвор. Ефектът от повишаването на якостта при високи температури обаче се дължи предимно на утайките на съединението  $Ni_3(Al, Ti)$ , обикновено определяно като  $\gamma$ -основна фаза. В някои от сплавите често присъства кобалт, който замества значителни количества никел (или желязо). В много сплави борът и цирконият присъстват като допълнителни елементи, подобряващи пълзенето при високи температури и за повишаване на ковкостта на сплавта. Якостта при високи температури на суперсплавите затруднява горещата обработка, а сплавите с изключително специални свойства изискват особено внимание при пластична деформация. Поради трудности при формоването, някои от суперсплавите на цветни метали, особено тези с високо съдържание на алуминий, титан, кобалт, волфрам и молибден, се използват след отливане.

## 7. Никелово – медни сплави

Никелът и медта образуват непрекъснатата серия от твърди разтвори, както е посочено от фазовата им диаграма. Сплавите, образуващи твърд

разтвор, имат стенно-центрирана кубична решетка с параметър на решетката, вариращ от 3,60 Å за мед до 3,54 Å за никел. Единственият преход в твърдите сплави е магнитният преход, който варира в зависимост от тегловния процент на никела от 353 °C за никел, до 25 °C за 70/30 *Ni-Cu* и до около -170 °C за 50/50 *Ni-Cu*. Примесите влияят върху физичните и механичните свойства на сплавите с високо съдържание на никел по почти същия начин, по който влияят на никела. Съдържанието на въглерод трябва да се поддържа ниско, за да се избегне утаяването на свободен графит, водещ до последваща междукристална крехкост. Добавянето на карбидообразуващи елементи, като манган или титан, намалява количеството на утаяния графит. Сярата е изключително вредна в тези сплави и трябва да се поддържа в ниски нива. Оловото в присъствие на силиций задебелява структурата и причинява напукване, особено при формоване в пясъчни форми. Контролираните добавки на силиций, манган, магнезий и цинк са полезни в повечето сплави.

Устойчивостта на корозия на никел-медните сплави, които съдържат повече от 50 % никел, се облагодетелства от присъствието на медта и от способността на никела да се защитава чрез образзуване на пасивни оксидни филми. Такива сплави като цяло, са по-устойчиви при окисляване.

Най-важните от сплавите с високо съдържание на никел и мед са сплавите *Monel*. Металите от никел-медната сплав *Monel* са устойчиви на неутрални и алкални соли, окислителни алкални соли (с изключение на хипохлорити), сярна, солна, флуороводородна и фосфорна киселини (сплавите са устойчиви на корозия срещу всички киселини, с изключение на тези, които са силно окислителни), органични киселини и съединения. Сплавите не са устойчиви на окислителни киселинни соли, азотна и азотиста киселини, и сярна киселина. Те са устойчиви на корозия срещу всички обичайни сухи газове при стайна температура. Не са устойчиви на газове като хлор, азотни оксиди, амоняк и серен диоксид в присъствието на значителни количества вода. Сплавта *Monel* се характеризира с добра здравина и пластичност, съчетани с отлична устойчивост на много корозионни среди. *Monel* се отличава със своята якост в широк температурен диапазон. Добавянето на *Al* и *Ti* към сплавта *Monel* подобрява якостта и твърдостта на сплавта, като това се постига чрез дисперсионно твърдеене.

### §35. Кобалт и сплавите му

Кобалтът е полезен в приложения, които използват неговите магнитни свойства, устойчивост на корозия, устойчивост на износване и топлоустойчивост.

Особен акцент се поставя върху износоустойчивостта на сплавите на базата на кобалт, тъй като тази характеристика определя най-голямата област на приложение на трези сплави. За приложения, изискващи повишена топлоустойчивост, кобалтът се използва по-широко като легиращ елемент в сплави на базата на никел и понякога при сплави на основа на кобалт.

Кобалтът е с атомен номер 27 и попада между желязото и никела в периодичната таблица. Плътността на кобалта е  $8,8 \text{ g/cm}^3$  и е близка до тази на никела. Неговият коефициент на топлинно разширение е между тези на желязото и никела. При температура под  $417^\circ\text{C}$  кобалтът има хексагонална плътно опакована структура, а между  $417^\circ\text{C}$  и точката на топене –  $1493^\circ\text{C}$ , кобалтът има стенно-центрирана кубична структура.

Кобалтът се използва в различни направления на индустрията: като пигмент за оцветяване на бои; в никелови суперсплави; за изработка на твърдосплавни пластини; в магнитни материали; изкуствени източници на гама лъчи.

В суперсплавите на базата на никел, кобалтът присъства обикновено в диапазона от 10 до 15%, като укрепва твърдия разтвор и намалява разтворимостта на алуминия и титана. В резултат се повишават механичните характеристики на сплавите.

Ролята на кобалта в твърдосплавните пластини е да осигури пластична връзка за частиците от волфрамов карбид. Твърдосплавни пластини с търговско значение съдържат кобалт в диапазона от 3 до 25%.

Кобалтът е естествено феромагнитен метал и осигурява устойчивост срещу размагнитване на няколко групи материали, използвани като постоянен магнит. Те включват алуминиево-никелово-кобалтови сплави (в които кобалтът варира от около 5 до 35%), желязо-кобалтови сплави (кобалтът е от 5 до 12%) и кобалтовите редкоземни интерметали. Последните са с едни от най-високите магнитни свойства от всички известни материали.

## **1. Сплави на основата на кобалт**

Най-общо, групата сплави на основата на кобалт са износоустийчиви, устойчиви на корозия и топлоустойчиви (запазват якостта си при високи температури). Много от свойствата им произтичат от кристалографската природа на кобалта (по-специално реакцията му на натоварване), ефектите на укрепване на твърдия разтвор на хром, волфрам и молибден, образуването на метални карбиди и устойчивостта на корозия, присъща на хрома. По-меките сплави на основата на кобалт обикновено се използват за високотемпературни приложения като лопатки и кофи за газови турбини. По-твърдите класове се предпочитат за приложения, в които се изисква висока износоустойчивост.

Много от търговските сплави на основата на кобалт са получени от трикомпонентните сплави кобалт-хром-волфрам и кобалт-хром-молибден. Те имат висока якост и са неръждаеми по природа поради двукомпонентната сплав кобалт-хром. Добавянето на волфрам и молибден като легиращи елементи води до повишаване на механичните характеристики на тези сплави. Те имат висока якост при повишени температури, което обуславя използването им за материали за режещи инструменти.

## **2. Износоустойчиви сплави на основата на кобалт**

Износоустойчивите сплави на базата на кобалт имат леко променен химичен състав спрямо споменатите по-горе. Най-важните разлики се отнасят до съдържанието на въглерод и волфрам и оттук количеството и вида на карбиди в микроструктурата по време на втвърдяването. Легирането с въглерод и волфрам влияе върху твърдостта, пластичността и устойчивостта на абразивно износване. Химическият състав на тези сплави е приблизително:  $Cr - (25 - 30\%)$ ,  $Mo - 1\%$ ,  $W - (2 - 15\%)$ ,  $C - (0,25 - 3,3\%)$ ,  $Fe - 3\%$ ,  $Ni - 3\%$ ,  $Si - 2\%$ ,  $Mn - 1\%$ ,  $Co - \text{баланс}$ .

## **3. Високотемпературни сплави на основата на кобалт**

Сплавите на основата на кобалт не са толкова широко използвани за високотемпературни приложения, както тези на основата на никел и никел-желязна основа. Сплавите на основата на кобалт имат важна роля при високи температури поради отличната им устойчивост на сулфидиране и якостта им при температури, по-високи от тези, при които се разтварят първичните утайки в никеловите и никел-желязните сплави.

Кобалтът се използва и като легиращ елемент в много високотемпературни сплави на основата на никел. Като цяло, високотемпературните сплави на основата на кобалт имат следния химичен състав:  $Cr - (20 - 23\%)$ ,  $W - (7 - 15\%)$ ,  $Ni - (10 - 22\%)$ ,  $Fe - 3\%$ ,  $C - (0,1 - 0,3\%)$ ,  $Co$  – баланс.

#### **4. Устойчиви на корозия сплави на основата на кобалт**

Износоустойчивите сплави на основата на кобалт притежават известна устойчивост на водна корозия, но са ограничени поради отлагането на карбиди по границите на зърната и липсата на някои легиращи елементи в матрицата им, а при отливки и заваръчни добавящи материали – поради химическа сегрегация в микроструктурата. Деформираните високотемпературни сплави на основата на кобалт (които обикновено съдържат волфрам, а не молибден) са дори по-устойчиви на водна корозия благодарение на хомогенната им микроструктура и по-ниско съдържание на въглерод, но имат по-ниска корозионна устойчивост в сравнение с никел-хром-молибденовите сплави.

Известни са няколко нисковъглеродни, пластично деформирани кобалт-никел-хром-молибденови сплави, които имат изключителна устойчивост на водна корозия, но същевременно осигуряват полезните характеристики на сплавите на основата на кобалт – устойчивост на различни видове износване и висока якост в широк диапазон от температури. Химическият състав на тези сплави е:  $Cr - (20 - 25\%)$ ,  $W - 2\%$ ,  $Mo - (5 - 10\%)$ ,  $Ni - (9 - 35\%)$ ,  $Fe - 3\%$ ,  $C - 0,8\%$ ,  $N - 0,1\%$ ,  $Co$  – баланс.

### **§36. Цинк и сплавите му**

Цинкът е синкавобял метал с относителна плътност  $7,14 \text{ g/cm}^3$  и точка на топене  $419,53^\circ\text{C}$ . Якостта на опън на цинка в лято състояние е около  $20 - 30 \text{ MPa}$  при нулево удължение, а след пластична обработка (пресоване, валцоване) якостта му достига до  $140 - 180 \text{ MPa}$  при удължение от  $20$  до  $60\%$ . При стайна температура цинкът е крехък, особено ако съдържа примеси. При температури от  $120^\circ\text{C}$  до  $170^\circ\text{C}$ , той става пластичен и се поддава на пластична деформация. При температура от  $205^\circ\text{C}$  цинкът става толкова крехък, че се стрива на прах. При отливане цинкът е най-пластичен при температура, близка до точката му на топене. Цинкът е пластичен при всякакви температури, ако чистотата му е достатъчно голяма. Рекристализира при стайна температура, поради което не

може да се получи уякчаване чрез студена пластична деформация. За целта към цинка се добавят легиращи елементи.

### **1. Влияние на алуминий, мед и магнезий върху цинка**

Максималното количество алуминий в сплавите на цинка е 4%. Алуминият подобрява механичните свойства на цинка, като повишава якостта му на опън и ударната жилавост. При ниски концентрации на алуминий, сплавта има ниска температура на топене, което я прави лесна за леене, особено при леене под налягане.

Медта в малки количества повишава якостта и твърдостта на цинка, но намалява пластичността му, особено при стареене.

Магнезият в много малки количества също повишава твърдостта, но намалява пластичността на цинка. Той се използва като легиращ елемент с основна цел да възпрепятства нежеланото влияние на примеси като олово, кадмий или калай.

### **2. Нежелани метали в сплавите на цинка**

Желязото, оловото, кадмия и калая са метали, които имат неблагоприятно влияние върху цинковите сплави. Желязото може да бъде в много ниски концентрации до 0,1%, а в по-големи количества то формира нежелани интерметални частици. Оловото, кадмият и калаят са нежелани и в екстремно ниски количества. Тяхното присъствие може да доведе до междукристална корозия в цинк-алуминиевите сплави при липса на магнезий.

### **3. Свойства на цинковите сплави**

- *Механични свойства* – всички сплави на основата на цинк имат еднакви модули на линейни и ъглови деформации. Якостта им на натиск е с около 50% по-голяма от тази на опън. При стайна температура ударната жилавост на цинковите сплави е най-голяма.

- *Леярски свойства* - цинковите сплави проявяват малка склонност към стоманата при температури на леене. Това свойство, съчетано с относително ниската температура на леене, води до дълъг живот и лесна поддръжка на матрицата за леене. Процесът на леене под налягане се характеризира с много бързо втвърдяване на метала. С времето пластичността на цинковите сплави се повишава, докато якостта на опън, ударната жилавост и твърдостта се понижават.

## §37. Олово, калай, оловно-калаени сплави

### 1. Олово и сплавите му

Оловото е един от първите метали, познати на човека. Вероятно най-старият оловен артефакт е фигура, направена около 3000 г. пр.н.е. Всички цивилизации, като се започне от древните египтяни, асирийците и вавилонците, са използвали олово за много декоративни и други цели. Много великолепни сгради, построени през 15-ти и 16-ти век, все още стоят под оригиналните си оловни покриви.

#### 1.1. Класове олово

- *Корозиращо олово* – Чистото (или корозиращо) олово е с 99,94% минимално съдържание на *Pb*. Корозиращото олово показва изключителна устойчивост на корозия, типична за оловото и неговите сплави. Корозиращото олово се използва при производството на пигменти, оловни оксиди и голямо разнообразие от други оловни химикали.

- *Химическо олово* – Рафинираното олово със съдържание на остатъчна мед от 0,04 до 0,08% и съдържание на остатъчно сребро от 0,002 до 0,02% е особено желано в химическата промишленост, поради което се нарича химическо олово. *Оловото, съдържащо мед, осигурява защита от корозия, сравнима с тази на химическото олово в повечето приложения, които изискват висока устойчивост на корозия.* Обикновеното олово, което съдържа по-големи количества сребро и бисмут, отколкото корозиращото олово, се използва за оксид на батерии.

#### 1.2. Сплави на основата на олово

Тъй като оловото е много меко и пластично, то обикновено се използва в търговската мрежа като оловни сплави. Антимон, калай и калций са най-често срещаните легиращи елементи. Антимонът обикновено се използва за придаване на по-голяма твърдост и якост, както в решетките на акумулаторни батерии, така и в листове, тръби и отливки. Съдържанието на антимон в оловно-антимоновите сплави може да варира от 0,5 до 25%, но обикновено е от 2 до 5%.

Оловно-калциевите сплави могат да заменят оловно-антимоновите сплави в редица приложения, по-специално мрежи за акумулаторни батерии и приложения за леене. Тези сплави съдържат от 0,03 до 0,15% *Ca*. Добавянето на алуминий към сплавите на база на калций-олово и калций-калай-олово се проявява като стабилизатор на калция. Добавянето на

калай към чисто олово или оловни сплави увеличава твърдостта и якостта, но оловно-калаените сплави се използват по-често заради техните добри свойства на топене, леене и омокряне. Калаят придава на сплавта способността да се намокря и свързва с други метали като стомана и мед. Нелегираното олово има лоши характеристики на омокряне. Калай, комбиниран с олово и бисмут или кадмий, образува основната съставка на много нискотопими сплави.

### ***1.3. Свойства на оловото***

Оловото е полезно в много приложения поради високите стойности на неговата плътност, ковкост, смазваща способност, пластичност, електрическа проводимост и коефициент на топлинно разширение. Същевременно, оловото има ниски стойности на модул на еластичност, граница на якост, твърдост и точка на топене. Характеризира се с добра устойчивост на корозия при голямо разнообразие от условия. Оловото лесно се легира с много други метали и се отлива относително по-трудно.

Високата плътност на оловото ( $11,35 \text{ g/cm}^3$  при стайна температура) го прави много ефективно за екраниране срещу рентгеново и гама лъчение. Комбинацията от висока плътност, ниска коравина и висока демпфираща способност прави оловото отличен материал за заглушаване на звука и за изолиране на оборудване и конструкции от механични вибрации.

Ковкостта, мекотата и смазващата способност са три взаимно-зависими свойства, които обясняват широкото използване на оловото в много приложения.

Ниската якост на опън и ниската граница на провлачване на оловото трябва да се вземат предвид при проектирането на оловни компоненти. Основното ограничение при използването на олово като конструктивен материал не е неговата ниска якост на опън, а неговата склонност към пълзене. Оловото непрекъснато се деформира при ниски напрежения и тази деформация в крайна сметка води до повреда при напрежения, много по-малки от якостта на опън. Ниската якост на оловото не изключва непременно използването му. Оловните продукти се проектират като самоносещи или да бъдат усиленни чрез вложки или опори от други материали. Легирането с други метали, особено калций или антимон, е обичаен метод за укрепване на оловото за много приложения. Когато оловото се използва като облицовка в конструкция, изработена от по-здрав мате-

риал, облицовката може да бъде поддържана чрез залепване към конструкцията. С развитието на техники за свързване и залепване могат да се правят композити от олово с други материали. Композитите могат да съчетават подобрена якост с желаните специфични свойства на оловото.

## **2. Калай и калаени сплави**

### ***2.1. Калай***

Калаят е един от първите метали, познати на човека. През древната история различни култури са признавали предимствата на калая в покрития, сплави и съединения и използването му се е увеличило с напредването на технологиите. Калаят съществува в 2 алотропни модификации. Сребристобелият, мек и ковък метал с кристална структура съответства на  $\beta$ -модификацията. При температура 13,2 °C белият метален калай се превръща в  $\alpha$ -калай – сив прах с неметални свойства. В наши дни калаят е важен метал в индустрията, но използваният годишен обем е много по-малък от този на много други метали. Една от причините за това е, че в повечето приложения наведнъж се използват много малки количества калай. Поради много слабата му оксидация, калаят се използва за покритие на други метали с цел превенция от корозия. Поради това най-голямото приложение на калай е в производството на ламарина (стоманен лист, покрит с калай), което представлява около 40% от общото световно потребление на калай.

Традиционният метод на горещо потапяне за производство на ламарина от 1940 г. е заменен до голяма степен от електроотлагане на калай върху непрекъснати ленти от валцована стомана. Електролитната калаена плоча може да бъде произведена с еднакви или различни количества калай върху двете повърхности на стоманения лист. Номиналната дебелина на покритието при еднакво покрита ламарина варира от 0,38 до 1,54  $\mu m$  за всяка повърхност. По-дебело покритие върху ламарина с неравномерни покрития (диференциална ламарина) рядко надвишава 2,0  $\mu m$ .

Галванопластиката е едно от основните приложения на калай и химикали за калай. Калаят се използва в аноди, а калаените химикали се използват в различни електролити за покриване на различни продукти. Галваничното покритие с калай може да се извърши в киселинни или

алкални разтвори. Натриевите или калиевите станати образуват основите на алкални електролити за калайдисване, които са много ефективни в производството на висококачествени покрития.

- *Нелегиран калай* – има няколко приложения, при които калаят се използва нелегиран с други метали. Нелегираният калай се използва като облицовъчен материал за обработка на вода с висока чистота в дестилационни инсталации, тъй като е химически инертен спрямо чистата вода и не замърсява водата по никакъв начин.

- *Калай в сплави* – второто най-голямо приложение на калая е в припоите. Калаят е важна съставка в припоите, тъй като овлажнява и залепва към много неблагородни метали при температури, значително по-ниски от техните точки на топене. За да се получат припои с точки на топене, по-ниски от тези на калая или оловото, калаят се легира с олово. Малки количества различни метали, обичайно антимонон и сребро, се добавят към калаено-оловните спойки, за да се увеличи тяхната якост. Тези спойки могат да се използват за съединения, подложени на високи или дори отрицателни температури на експлоатация.

## **2.2. Оловно-калаени сплави**

Най-важните сплави на основата на олово са оловно-калаените сплави. Тази сплав има светлосив метален блясък, по-мека е и има по-ниска поръзност от единичен слой олово или калай. Стандартната електродна потенциална разлика между оловото и калая е само  $10\text{ mV}$ . Металографската структура на сплавта олово-калай е свръхнаситен твърд разтвор, но постепенно се появява по време на съхранение фазово превръщане. В някои случаи компонентите образуват интерметални съединения с основата, като калай и мед. Когато има специални изисквания, трябва да се добави междинен изолационен слой между основата и покриващия я слой от оловно-калаена сплав.

*Точката на топене на оловно-калаената сплав е по-ниска от тази на чистия калай и чистото олово. Изключителни предимства на оловно-калаената сплав са подобрените поръзност и възможност за запояване в сравнение с тези на чистия метал. Ако покритие от чист калай се постави за дълго време, на повърхността му ще израснат игловидни кристали (калаени мустаци), които могат да причинят късо съединение. При ниски температури е възможно явлението "калаена чума", при което металната алотропна форма –  $\beta$ -калая се превръща в  $\alpha$*

-калай – сив прахообразен материал с неметални свойства. Добавянето на 2% до 3% олово към чистия калай до голяма степен ограничава „калаената чума“.

Оловно-калаените сплави с различно съдържание на калай имат различни свойства и приложения. Последните се определят според различните състави на сплавта. Съставът на оловото и калай в най-ниската евтектична точка ( $183^{\circ}\text{C}$ ) е 61,9% калай и 38,1% олово. Тогава сплавта има най-голяма якост при заваряване и способност за омокряне. Поради това повечето от настоящите спойки и заваръчни покрития се използват при 60% калай и 40% олово.

### **§38. Волфрам и сплавите му**

Волфрамът е безценен елемент в процеса на легиране, където елементите се смесват, за да образуват нови и подобрени метални сплави. Волфрамът има уникален принос, тъй като придава изключителна здравина, устойчивост на корозия и други полезни свойства на металите. Освен като легиращ елемент, волфрамът може да бъде и основа за собствените си сплави.

#### **1. Волфрамови сплави**

Волфрамовите сплави, понякога наричани тежки сплави, обикновено са съставени от 90-97% волфрам, като останалата част от състава им е съвкупност от метали, които подобряват пластичността и обработваемостта на получената сплав.

#### **2. Волфрам – никел – железни сплави**

Най-разпространените от волфрамовите сплави са волфрамовите сплави, съдържащи никел и желязо в състава си. Те имат добра пластичност, якост и плътност. Цветът им е сребристосив, а плътността им е в диапазона от  $16,85 - 19,3 \text{ g/cm}^3$ . Тези сплави на волфрама имат якост на опън в диапазона от  $600-1000 \text{ MPa}$ , с което превъзхождат повечето други сплави. Лесно се обработват, пластични са и могат да издържат на високи температури, като същевременно имат топлопроводимост, която е 5 пъти по-висока от тази на стоманите за щанцоване. Те имат 1,7 пъти по-голяма способност за защита от радиация от оловото и не са токсични за биологичните системи (което не се отнася за оловото). Желязото придава магнитни свойства на тези сплави, което е важно при използване

в операции, чувствителни към магнетизма, като медицинско оборудване. Сплавите на волфрама с никел и желязо имат нисък коефициент на разширение и притежават висок модул на еластичност, което ги прави устойчиви на еластични деформации. Тези сплави са идеални за защита от радиация поради високата им плътност, съчетана с радиационната устойчивост. Някои специфични приложения включват балансиращи тежести, приложения за сигурност и отбрана, баласти, лагерни възли и др.

### **3. Волфрам – никел – медни сплави**

Немагнитният аналог на волфрам-никел-железните сплави са волфрам-никел-медните сплави. Те са почти толкова популярни, колкото никел-железните сплави, но като цяло имат по-ниска якост на опън (500-700 MPa) и са по-слабо пластични. Те са идеални електрически проводници и се обработват лесно въпреки високата си механична якост. Притежават отлична термична устойчивост и могат да предпазват от радиация толкова добре, колкото и другите волфрамови сплави. Най-голямото предимство на волфрам-никел-медните сплави е тяхната немагнитна природа. Тази характеристика им позволява да се използват в приложения, където сплавите на волфрам, никел и желязо биха били неизползваеми. Те са широко използвани за онкологични инструменти, електрически сензорни щитове, компоненти на системи за насочване и във военната индустрия.

### **4. Волфрамови карбиди**

Волфрамовият карбид е подобно на керамика съединение, получено чрез процеса синтероване (превръщане на прахообразни материали в твърда маса чрез последователно пресоване и нагряване до температура, по-ниска от тази на топене), при който въглеродът се добавя към волфрамовия прах. След оформяне и охлаждане се получава изключително твърда и крехка структура. Може да бъде моноволфрамов карбид ( $WC$ ) или матрица от диволфрамов карбид ( $W_2C$ ), като всеки има собствени уникални свойства на основа на състава и метода на производство. Волфрамовият карбид е най-важното съединение на волфрама, съставляващо 60% от всички приложения на волфрам. Той е 2-3 пъти по-твърд и плътен от повечето стомани. Въпреки, че е изключително труден

за обработка (коване, струговане или пластична деформация), веднъж направен, волфрамовият карбид е устойчив на протриване, надраскване, ерозия и корозия, както и на значителни температурни изменения. Той има до 100 пъти по-дълъг срок на експлоатация от стоманата и е твърд почти колкото диаманта. Тази твърдост позволява на инструментите от волфрамов карбид да режат почти всички други материали с лекота при високи скорости. Някои важни приложения на волфрамовия карбид са: режещи инструменти, боеприпаси, минно дело и сондиране, ядрена енергия, развлекателни спортове, хирургически инструменти, бижута и много други приложения.

### **5. Бързорежни (волфрамови стомани)**

Волфрамът се използва в определени сплави, които са сходни както по механични, така и по химични характеристики със споменатите по-горе сплави на основата на волфрама. Бързорежната стомана (известна също като волфрамова стомана) е стомана с висока твърдост, висока износоустойчивост и топлоустойчивост, използвана за инструментално оборудване като големи свредла, триони и др. В нея често се съдържа до 18% волфрам, както и волфрамови карбиди, което повишава образуване на якостта и износоустойчивостта на стоманата. Бързорежните стомани са по-лесно обработваеми от волфрамовите сплави и могат да бъдат термично обработени, което позволява на по-голям контрол върху формата и качествата ѝ.

### **6. Суперсплави на основата на волфрам**

Суперсплавите са материали, издържащи екстремни натоварвания. Това са сплави на никел, хром, молибден и волфрам (въпреки че, често присъстват повече метали) или са сплави с матрица от кобалт, хром и волфрамов карбид. И двете групи сплави показват близки механични свойства с волфрамовите сплави при повишена обработваемост. Често се използват в турбинни лопатки и за други приложения, в които се изисква висока износоустойчивост.

### **7. Нововъзникващи волфрамови сплави**

Волфрамът става все по-актуален елемент за синтеза на нови сплави. Известни са нови композитни материали от волфрам-титанов карбид, които имат повишена твърдост и устойчивост при висока температура в

сравнение с традиционните карбиди. Провеждат се изследвания за създаване на устойчиви на радиация сплави на основата на волфрам-тантал-ванадий-хром. Волфрамът е основен елемент, представляващ интерес за съвременното материалознание и металургията.

## ПРИЛОЖЕНИЕ: ОЗНАЧЕНИЯ НА СТОМАНИ

| БДС <sup>1</sup><br>ГОСТ <sup>3</sup> | EU<br>EN <sup>2</sup> | Werkstoff<br>No | Germany<br>DIN | USA<br>AISI/SAE | Japan<br>JIS |
|---------------------------------------|-----------------------|-----------------|----------------|-----------------|--------------|
| <b>Въглеродни стомани</b>             |                       |                 |                |                 |              |
| <b>а. Конструкционни</b>              |                       |                 |                |                 |              |
| Ст0                                   | S185                  | 1.0035          | S185           | A283(A)         | SS330        |
| Ст1кп                                 | S185                  | -               | S185           | A283            | SS300        |
| Ст2пс                                 | E195                  | 1.0034          | E195           | A192            | SS330        |
| Ст3пс                                 | Fe360B                | 1.0038          | Fe360B         | A284            | SS400        |
| Ст4пс                                 | Fe430B                | 1.044           | Fe430B         | A570            | SM400A       |
| Ст5пс                                 | E295                  | 1.0050          | E295           | A570            | SS490        |
| Ст6пс                                 | E335                  | 1.0060          | E335           | A572            | SM570        |
| 10                                    | C10                   | 1.0301          | C10            | 1010            | S10C         |
| 15                                    | C15                   | 1.0401          | C15            | 1015            | S15C         |
| 20                                    | C20                   | 1.0402          | C20            | 1020            | S20C         |
| 25                                    | C25                   | 1.0406          | C25            | 1025            | S25C         |
| 30                                    | C30                   | 1.0528          | C30            | 1030            | S28C         |
| 35                                    | C35                   | 1.0501          | C35            | 1034            | S35          |
| 40                                    | C40                   | 1.0511          | C40            | 1040            | S40C         |
| 45                                    | C45                   | 1.0503          | C45            | 1045            | S45C         |
| 50                                    | C50                   | 1.0540          | C50 / Ck50     | 1050            | S50C         |
| 55                                    | C55                   | 1.0535          | C55            | 1055            | S55C         |
| 60                                    | C60                   | 1.0601          | C60            | 1059            | S58C         |
| 70                                    | 2CS67                 | 1.1231          | C67            | 1065            | S70C-CSP     |
| 80                                    | -                     | -               | C80D           | 1080            | SUP3         |
| A12                                   | 10S20                 | 1.0721          | 10S20          | 11087           | -            |
| A9Г-Рв                                | 10SPb20               | 1.0722          | 10SPb20        | 11L08           | 10SPb20      |
| A20                                   | 22S20                 | -               | 22S20          | 1120            | -            |
| A30                                   | 1.0726                | 1.0726          | 1.0726         | 1126            | SUM4         |
| A40Г                                  | 36SMn14               | 1.0764          | 36SMn14        | 1137            | SUM41        |
| <b>б. Инструментални</b>              |                       |                 |                |                 |              |
| У8                                    | C80U                  | 1.1525          | C80W1          | W108            | SK5          |
| У8А                                   | -                     | 1.1525          | C80W1          | W108            | -            |
| У10А                                  | C105U                 | 1.1545          | C105W1         | W5              | SK3          |
| У12                                   | C120U                 | 1.1555          | C125W          | -               | SK2          |
| <b>Легиранни стомани</b>              |                       |                 |                |                 |              |
| <b>а. Конструкционни</b>              |                       |                 |                |                 |              |
| 12ХН3А                                | -                     | 1.5732          | 1.5732         | 3415            | SNC815       |
| 15ХА                                  | 17Cr3                 | 1.7016          | 17Cr3          | 6118            | SCr415       |
| 18ХГ                                  | 16MnCr5               | 1.7131          | 16MnCr5        | 5115            | SCR415       |
| 18ХГТ                                 | -                     | 1.7147          | 20MnCr5G       | 5120            | SMnCr420H    |
| 20Х                                   | 20Cr4                 | -               | 20Cr4          | 5117            | SCr420       |
| 35Х                                   | 34Cr4                 | -               | 34Cr4          | 5135            | SCr435       |
| 40Х                                   | 41Cr4                 | 1.7035          | 41Cr4          | 5140            | SCr440       |
| 50Х                                   | 50Cr4                 | -               | 50Cr4          | 5147            | -            |
| 50ХГ                                  | 55Cr3                 | -               | 55Cr3          | 5147            | SUP9         |
| 12Х17                                 | X6CM7                 | 1.4016          | X6CM7          | 430             | SUS430       |
| 10Х2М                                 | 10CrMo9-10            | 1.7380          | 10CrMo9-10     | F22             | SFVAF22A     |
| 30Х3МФ                                | 30CrMoV9              | 1.7707          | 30CrMoV9       | E4340           | -            |
| БДС <sup>1</sup>                      | EU                    | Werkstoff       | Germany        | USA             | Japan        |
| ГОСТ <sup>3</sup>                     | EN <sup>2</sup>       | No              | DIN            | AISI/SAE        | JIS          |

|          |              |        |            |        |         |
|----------|--------------|--------|------------|--------|---------|
| 38X2H2MA | 34CrNiMo6    | 1.6582 | 34CrNiMo6  | E4340  | SNCM431 |
| 38XMЮА   | 41CrAlMo7    | 1.8509 | 41CrAlMo7  | E71400 | SACM645 |
| 38X2MЮА  | 41CrMo7      | 1.8509 | 41CrMo7    | A355/A | SACM645 |
| 40XH2MA  | 36CrNiMo4    | 1.6511 | 36CrNiMo4  | 4340   | SNCM439 |
| 36X2H4MA | 36NiCrMo16   | 1.6747 | 36NiCrMo16 | -      | -       |
| 40XH     | -            | 1.5710 | 1.5710     | 3135   | SNC236  |
| 50XΦА    | 50CrV4       | 1.8159 | 50CrV4     | 6150   | SUP10   |
| 55C2     | 55Si7        | 1.5026 | 55Si7      | G92550 | SUP7    |
| 60C2Г    | 60SiCr7      | 1.5092 | 61SiCr7    | 9260   | SUP7    |
| 60C2XA   | -            | 1.7102 | -          | 9254   | SUP12   |
| 15Г      | C16E         | 1.0468 | 15Mn4      | 1016   | -       |
| 20Г      | 20Mn5        | 1.1169 | 20Mn6      | 1021   | -       |
| 09Г2C    | -            | -      | 13Mn6      | -      | -       |
| 65Г      | 65Mn4        | 1.1240 | 65Mn4      | 1066   | -       |
| 70Г      | 80Mn4        | -      | 80Mn4      | 1572   | -       |
| 10Г2     | -            | -      | -          | 1513   | -       |
| ШХ15     | 100Cr6       | 1.3505 | 100Cr6     | 52100  | SUJ2    |
| ШХ15СГ   | 100CrMnSi6-4 | 1.3520 | 100CrMn6   | A485   | SUJ3    |
| ШХ4      | 100Cr2       | 1.3501 | 100Cr2     | 50100  | -       |

#### б. Инструментални

##### б.1 С общо предназначение

|        |             |        |             |       |      |
|--------|-------------|--------|-------------|-------|------|
| 5XHM   | 55NiCrMoV6  | 1.2713 | 55NiCrMoV6  | L6    | SKT4 |
| 5XГМ   | 40CrMnMo7   | -      | 40CrMnMo7   | -     | -    |
| X      | 102Cr6      | 1.2067 | 100Cr6      | 52100 | SUJ2 |
| 9XBГ   | 95MnWCr5    | 1.2825 | 95MnWCr5    | -     | SKS3 |
| 9X2    | -           | 1.2067 | 100Cr6      | L3    | -    |
| 9Г2Φ   | 90MnCrV8    | 1.2842 | 90MnCrV8    | O2    | -    |
| 5XB2C  | 60WCrV8     | 1.2550 | 60WCrV7     | S1    | -    |
| XBГ    | 107WCr5     | 1.2419 | 105WCr6     | O1    | SKS2 |
| 4X5MΦC | X40CrMoV5-1 | 1.2343 | X40CrMoV5-1 | H11   | SKD6 |
| 3X2B8Φ | 30WCrV17-2  | 1.2581 | 30WCrV17-2  | H21   | SKD5 |
| 5XB2CΦ | 45WCrV8     | 1.2542 | 45WCrV8     | S1    | -    |

##### б.2 Бързорезни стомани

|         |             |        |            |        |       |
|---------|-------------|--------|------------|--------|-------|
| P2AM9K5 | HS2-9-1-8   | -      | S2-10-1-8  | M30    | SKH59 |
| P6M5    | HS6-5-2     | 1.3339 | HS6-5-2    | M2     | SKH51 |
| P6M5K5  | HS6-5-2-5   | 1.3243 | HS6-5-2-5  | T11341 | SKH55 |
| P9      | HS9-0-2     | -      | -          | -      | -     |
| P9M4K8  | HS10-4-3-10 | -      | S10-4-3-10 | T11348 | SKH57 |
| P9K10   | HS9-0-2-10  | -      | -          | -      | -     |
| P12Φ3   | HS12-0-3    | -      | -          | -      | -     |
| P18     | HS18-0-1    | 1.3355 | HS18-0-1   | T1     | SKH   |
| P18K5Φ2 | HS18-1-1-5  | 1.3255 | HS18-1-2-5 | T12004 | SKH3  |

##### б.3 Стомани за пластично деформиране

|       |               |        |               |        |       |
|-------|---------------|--------|---------------|--------|-------|
| X12   | X210CrW12     | 1.2080 | X210CrW12     | T30403 | SKD1  |
| X12M  | X165CrMoV12   | 1.2601 | X165CrMoV12   | -      | SKD11 |
| X12Φ1 | X153CrV12     | -      | -             | -      | -     |
| X12MΦ | X160CrMoV12-1 | 1.2379 | X160CrMoV12-1 | D2     | SKD11 |

#### в. Легирани стомани с особени свойства

##### в.1 Неръждаеми и киселинно устойчиви

|                   |                 |           |         |          |           |
|-------------------|-----------------|-----------|---------|----------|-----------|
| БДС <sup>1</sup>  | EU              | Werkstoff | Germany | USA      | Japan     |
| ГОСТ <sup>3</sup> | EN <sup>2</sup> | No        | DIN     | AISI/SAE | JIS       |
| 12X13             | X10Cr13         | 1.4006    | X10Cr13 | 410      | SUS410    |
| 20X13             | X20Cr13         | 1.4021    | X20Cr13 | 420      | SUS420.J1 |

|             |                      |        |                      |            |           |
|-------------|----------------------|--------|----------------------|------------|-----------|
| 30X13       | X30Cr13              | 1.4028 | X30Cr13              | -          | SUS420.J2 |
| 95X18       | X105CrMo17           | 1.4125 | X105CrMo17           | 440C       | SUS440C   |
| 12X17       | X8Cr17               | 1.4016 | X8Cr17               | 430        | SUS430    |
| 14X17H2     | X20CrNi17.2          | 1.4057 | X20CrNi17-2          | 431        | SUS431    |
| 12X18H9     | X12CrNi18.8          | 1.4300 | X12CrNi18-8          | 302        | SUS302    |
| 12X18H9T    | X10CrNiTi18.9        | 1.4541 | X10CrNiTi18-9        | -          | -         |
| 12X18H10T   | X12CrNiTi18.9        | -      | X12CrNiTi18-9        | -          | -         |
| 08X18H10T   | X6CrNiTi18.10        | 1.4541 | X6CrNiTi18-10        | 321        | SUS321    |
| 10X17H13M2T | X10CrNiMoNb1<br>8-12 | 1.4571 | X10CrNiMoNb18-<br>12 | 316H       | -         |
| 03X17H14M3  | X2CrNiMo18-14-<br>3  | 1.4435 | X2CrNiMo18-14-3      | 316L       | SUS 316L  |
| 08X17H13M2T | X10CrNiMoTi18-<br>12 | 1.4573 | X10CrNiMoTi18-<br>12 | 316Ti      | SUS316Ti  |
| 03X18H11    | X2CrNi19-11          | 1.4306 | X2CrNi19-11          | 304 L      | SUS304 L  |
| 08X18H10    | X5CrNi18-10          | 1.4301 | X5CrNi18-10          | 304        | SUS304    |
| 09X16H15M3Б | X10CrNiMoNb1<br>8-12 | 1.4583 | X10CrNiMoNb18-<br>12 | 318        | -         |
| 09X15H8Ю    | -                    | 1.4569 | -                    | 630 17-7PH | -         |
| 03X17H14M3  | X2CrNiMo18.12        | 1.4435 | X2CrNiMo18.12        | 316L       | SUS316L   |

#### в.2. Топлоустойчиви

|        |            |        |            |      |         |
|--------|------------|--------|------------|------|---------|
| 12XM   | 13CrMo44   | 1.7335 | 13CrMo4.4  | 4118 | SFVAF12 |
| 15XM   | 16CrMo44   | 1.7337 | 16CrMo4.4  | 4120 | SCM415  |
| 30XMA  | 25CrMo4    | 1.7218 | 25CrMo4    | 4130 | SCM430  |
| 35XM   | 34CrMo4    | 1.7220 | 34CrMo4    | 4135 | SCM432  |
| 38XM   | 42CrMo4    | 1.7225 | 42CrMo4    | 4142 | SCM435  |
| 25X1MФ | 24CrMoV5.5 | 1.7733 | 24CrMoV5.5 | -    | -       |
| 15X5M  | 12CrMo195  | 1.7362 | 12CrMo195  | 501  | -       |

#### в.3. Износоустойчиви (Хадфийлдова стомана)

110Г13Л GX110Mn13

<sup>1</sup>Означение по БДС преди въвеждане на EN 10027-1:2005; <sup>2</sup>означение по БДС EN 10027-1:2005; <sup>3</sup>Държавен стандарт на Русия

## Литература

1. Балевски А. Т. Металознание. Техника, София, 1988
2. Джиджева В. С., Милчева С. А., Маврова М. Р., Ханджиев И. Н. Технология на металите. Техника, София, 1981
3. Иванов И. Структура на металите. Учебен атлас. Варна: Изследователски институт „Зангадор“, 2020
4. Калейчева Ж. Материалознание. ТУ – София, София, 2018
5. Honeycombe R.W. K., Bhadeshia H. K. D. H. Steels: Microstructure and Properties. Third edition. Published by Elsevier Ltd. London, 2006
6. Vander Voort G. F. “Microstructure of Ferrous Alloys,” D.S. Mackenzie and G.E. Totten, eds., Analytical Characterization of Aluminum, Steel, and Superalloys, CRC Press Taylor & Francis Group, 2006, pp.157-234
7. Brezina P. Heat treatment of complex aluminium bronzes. International Metals Reviews 27(2) (1982) 77-120
8. Alam S, Marshallt RI, Sasaki S. Metallurgical and tribological investigations of aluminium bronze bushes made by a novel centrifugal casting technique. Tribology International 29(6) (1996) 487-492
9. Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Todorov VP, Mechkarova T. Effects of heat treatment and severe surface plastic deformation on mechanical characteristics, fatigue and wear of Cu-10Al-5Fe bronze. Materials 2022, 15, 8905

# **МЕТАЛОЗНАНИЕ И ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА**

## **Част I: Металознание**

**проф. дтн инж. Йордан Тодоров Максимов**

**доц. д-р инж. Владимир Петров Дунчев**

**гл. ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров**

**Българска**

**Първо издание**

**Рецензент:**

**проф. дн инж. Цанка Димитрова Дикова**

**Печат: Университетско издателство „В. Априлов” - Габрово**

**ISBN:**