



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

# FÁZOVÉ TRANSFORMACE PŘI TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ MATERIÁLŮ NA BÁZI FE - C

PHASE TRANSFORMATIONS DURING HEAT TREATMENT OF FE - C MATERIALS

## BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

## AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jakub Škvarka

## VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP

BRNO 2021

## Zadaní bakalářské práce

|                   |   |
|-------------------|---|
| Ústav:            | Ústav materiálových věd a inženýrství       |
| Student:          | <b>Jakub Škvarka</b>                        |
| Studijní program: | Strojírenství                               |
| Studijní obor:    | Základy strojního inženýrství               |
| Vedoucí práce:    | <b>Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP</b> |
| Akademický rok:   | 2020/21                                     |

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

### **Fázové transformace při tepelném zpracování materiálů na bázi Fe – C**

#### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Student ve své práci:

- popíše soustavu Fe – C,
- uvede typy tepelného zpracování slitin Fe+C,
- podrobněji popíše fázové transformace probíhající ve slitinách při jejich ohřevu a následném ochlazení – zvláště z pohledu termodynamiky, kinetiky a difuze,
- struktury vzniklé po daném tepelném zpracování doloží fotodokumentací, – uvede příklady tepelného zpracování konkrétních materiálů.

#### **Cíle bakalářské práce:**

- popsat soustavu Fe – C,
- seznámit se s typy tepelného zpracování slitin Fe+C,
- porozumět termodynamice a kinetice fázových transformací při tepelném zpracování slitin Fe + C,
- dokumentovat změny struktury materiálů vlivem daného typu tepelného zpracování, – pro vybrané materiály uvést jejich možné tepelné zpracování.

**Seznam doporučené literatury:**

CALLISTER, W. D. Materials science and engineering: an introduction. 6th ed. New York: John Wiley and Sons, 2003. ISBN 0-471-22471-5.

PTÁČEK, L. a kol. Nauka o materiálu I. Brno, CERM 2001. ISBN 80-7204-193-2.

PTÁČEK, L. a kol. Nauka o materiálu II. Brno, CERM 1999. ISBN 80-7204-130-4.

JECH, J. Tepelné zpracování ocelí. Praha, SNTL, 1983.

Fakulta strojního inženýrství, Vysoké učení technické v Brně / Technická 2896/2 / 616 69 / Brno

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.

ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.

děkan fakulty

## **Abstrakt**

Táto bakalárska práca je zameraná na tepelné spracovanie materiálov na báze Fe - C a jeho fyzikálnu podstatu. Sú charakterizované základné prvky tejto sústavy a ich modifikácie. Je vysvetlené, k čomu pri tepelnom spracovaní dochádza, hlavne z pohľadu kinetiky a termodynamiky fázových premien, pomocou dostupných informácií z literatúry. Poznatky sú aplikované na konkrétne tepelné spracovanie materiálu a pochody, ktoré môžu tepelné spracovanie sprevádzať.

### **Kľúčové slová**

Železo, uhlík, tepelné spracovanie, Gibbsova energia, nukleácia

## **Abstract**

The goal of this thesis is a study of heat treatment of iron-carbon alloys from a physical angle. Characteristics of main components from this system and their modifications are described there. There is also described what is going on during heat treatment especially from an angle of thermodynamics and kinetics, thanks to available information from literature. The knowledge is applied on specific types of heat treatment of material and processes which can follow it.

### **Keywords**

Iron, carbon, heat treatment, Gibbs energy, nucleation

## **Bibliografická citácia**

ŠKVARKA, Jakub. *Fázové transformace při tepelném zpracování materiálů na bázi Fe-C* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-05-21]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132760>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Ing., Eva Mollíková Ph.D., Paed IGIP.

## **Prehlásenie**

Prehlasujem, že som bakalársku prácu na tému *Fázové transformace při tepelném zpracování materiálů na bázi Fe – C* vypracoval samostatne s použitím odbornej literatúry a prameňov, ktoré sú súčasťou tejto práce.

V Brne dňa:

Podpis:

## **Pod'akovanie**

Rád by som poďakoval mojej vedúcej Ing. Eve Mollikovej, PhD., Paed IGIP, za cenné rady, vedenie a trpezlivosť pri spracovávaní tejto bakalárskej práce. Ďalej by som rád poďakoval svojim blízkym za podporu počas štúdia.

# Obsah

|   |    |
|---|----|
| Úvod.....   | 1  |
| Ciele práce .....   | 2  |
| 1 Systém Fe-C .....   | 3  |
| 1.1 Charakteristika sústavy na báze Fe-C .....                      | 5  |
| 1.2 Stabilná sústava Fe-C .....                                     | 6  |
| 1.3 Metastabilná sústava Fe-Fe <sub>3</sub> C .....                 | 7  |
| 1.4 Fázové transformácie pri tepelnom spracovaní zliatin Fe-C ..... | 9  |
| 2 Podstata fázových premen .....                                    | 10 |
| 2.1 Termodynamika .....   | 10 |
| 2.2 Difúzia .....   | 12 |
| 2.3 Kinetika .....  | 13 |
| 2.3.1 Nukleácia .....   | 13 |
| 2.3.2 Rýchlosť nukleácie zárodku .....                              | 18 |
| 2.3.3 Rýchlosť rastu .....  | 19 |
| 2.3.4 Celková rýchlosť premeny .....                                | 20 |
| 2.3.5 Kinetické krivky premeny .....                                | 20 |
| 2.3.6 Kinetické diagramy .....                                      | 22 |
| 3 Fázové premeny .....  | 22 |
| 3.1 Austenitizácia .....  | 23 |
| 3.2 Proeutektoidné premeny .....                                    | 25 |
| 3.3 Perlitická premena .....  | 26 |
| 3.4 Baitická premena .....  | 27 |
| 3.5 Martenzitická premena .....                                     | 29 |
| 4 Tepelné spracovanie vybraných materiálov .....                    | 31 |
| 4.1 Oceľ EN ISO 37MnSi5 (ČSN 13 240) .....                          | 31 |
| 4.2 Oceľ EN ISO 102Cr6 (ČSN 14 100) .....                           | 32 |
| 5 Záver .....   | 34 |
| 6 Zoznam použitej literatúry .....                                  | 35 |
| 7 Zoznam použitých skratiek a symbolov .....                        | 36 |
| 8 Zoznam obrázkov .....   | 37 |

## Úvod

Pri pohľade na vývoj ocelových nástrojov vyrobených človekom, je zaujímavé uvedomiť si, ako sa technológia výroby a poznanie problematiky časom rozvíjala. Konkrétne pri pohľade na spracovanie železa. Tento proces vývoja trvá od železnej doby, ktorá sa datuje približne od roku 1200 pred našim letopočtom. Dovtedy ľudia nevedeli dosiahnuť teplotu topenia železa a nedokázali plnohodnotne spracovať tento kov. Netrvalo dlho a železo sa začalo používať na výrobu nástrojov a zbraní, čo trvá v podstate do dnešnej doby. Dnes je už známe, ako sa dajú ovplyvňovať vlastnosti zliatin železa a tým pádom doceliť potrebné vlastnosti. Vhodným tepelným spracovaním je možné získať širokú škálu štruktúr a vlastností ocele, ktoré majú využitie v rôznych odvetviach priemyslu, ale aj v bežnom živote.

Zaujala ma skutočnosť, že materiál s rovnakým chemickým zložením, môže mať vďaka tepelnému spracovaniu rôzne mechanické vlastnosti. Rozhodol som sa túto tému spracovať z pohľadu fyziky a zistiť čo je príčinou. Táto práca môže slúžiť ako edukačný materiál pri štúdiu základov materiálového inžinierstva, konkrétne pri štúdiu fázových transformácií.



## **Ciele práce**

Cieľom tejto bakalárskej práce je popísať sústavu Fe – C. Zoznámiť sa s typy tepelného spracovania zliatin Fe + C. Porozumieť termodynamike a kinetike fázových transformácií pri tepelnom spracovaní zliatin Fe + C. Dokumentovať zmeny štruktúry materiálov vplyvom daného tepelného spracovania. Pre vybrané materiály uviesť ich možné tepelné spracovanie.

# 1 Systém Fe-C [1],[2]

## Železo

Železo je siedmym najrozšírenejším prvkom v zemskej kôre a jedným z mála kovov, ktorý podliehajú polymorfii (Obr.1.1 [2]) – môže existovať v rôznych kryštalických mriežkach. Je to hlavná zložka pri výrobe ocele, ktorej sa celosvetovo vyprodukuje za rok viac ako 1,5 miliónov ton.

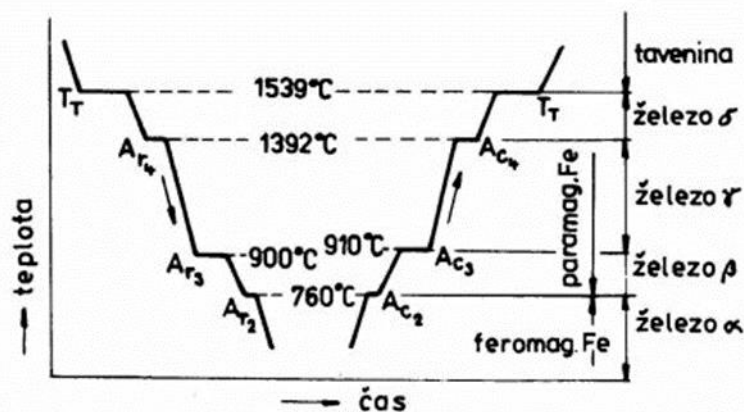
### Vlastnosti čistého železa :

Teplota tavenia ..... 1539 °C

Bod varu ..... 3070 °C

Hustota pri 20°C..... 7,874 g · cm<sup>-3</sup>

Modul pružnosti v ťahu..... 2,004 · 10<sup>5</sup> MPa



Obr. 1.1 Krivky chladnutia a tuhnutia čistého železa [2]

## Uhlík

Uhlík je základom života na Zemi. Tvorí väzby, ktoré sú za bežných podmienok stabilné, ale dajú sa rozbiť, ak je to potrebné. Môže vytvoriť reťazce alebo vrstvy a vzájomne ich spájať aj s ostatnými molekulami. Preto je základom organickej chémie a života na zemi, ale má aj ďalšie využitie v rôznych iných aplikáciách. Existuje v rôznych formách kryštalovej mriežky a taktiež v amorfnej podobe.

## Diamant

Veľmi tvrdá (najtvrdší známy materiál) metastabilná modifikácia uhlíku pri izbovej teplote a atmosférickom tlaku. Vďaka jeho výborným fyzikálnym vlastnostiam sa používa v priemysle na rezanie alebo brúsenie mäkkších materiálov, ale aj v šperkárstve kvôli vysokému lesku. Taktiež má veľmi nízku elektrickú vodivosť, ale naopak vysokú tepelnú.

To všetko kvôli kryštálovej mriežke diamantového typu (Obr.1.2[1]) a štyrom silným kovalentným atómovým väzbám, ktorými sa uhlík spája s ďalšími atómami uhlíka.

### Grafit

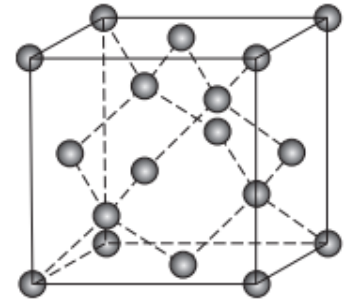
Ďalšia modifikácia uhlíka je grafit, s úplne odlišnou kryštálovou štruktúrou a vyššou stabilitou v okolitom prostredí ako diamant. Štruktúra grafitu sa skladá z vrstiev hexagonálne pospájaných atómov uhlíku spojených navzájom kovalentnými väzbami (Obr.1.3[1]). Jednotlivé plochy sú spojené slabou Van der Waalsovou väzbou. Vďaka vysokej chemickej stabilite aj pri vyšších teplotách, nízkej tepelnej rozťažnosti a vysokej tepelnej vodivosti sa využíva ako elektródy pri zvarení alebo v batériách. V čističkách vzduchu a filtroch sa využíva grafit vďaka absorpčnej schopnosti viazať na seba škodliviny.

### Fulerén

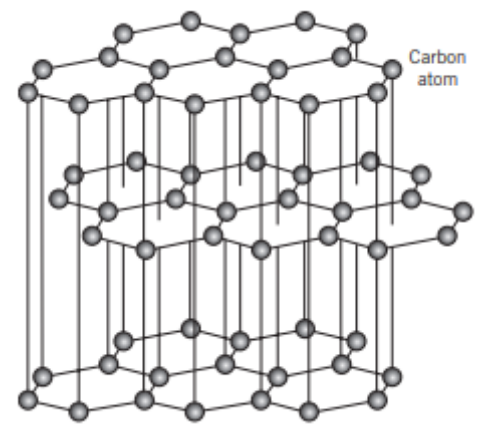
Len v roku 1985 bola objavená ďalšia polymorfná modifikácia uhlíku s názvom fullerén. Má špecifický guľatý a dutý tvar, ktorý tvoria dva druhy geometrie (Obr. 1.4[1]). V najmenšej molekule  $C_{60}$  sa nachádza dvadsať šesťuholníkov a dvanásť päťuholníkov navzájom pospájaných do tvaru gule. Nesie názov *buckminsterfullerene*. Môže byť použitý ako mazivo, keďže molekuly  $C_{60}$  fungujú ako malé aktívne ložiskové guľičky.

### Grafén

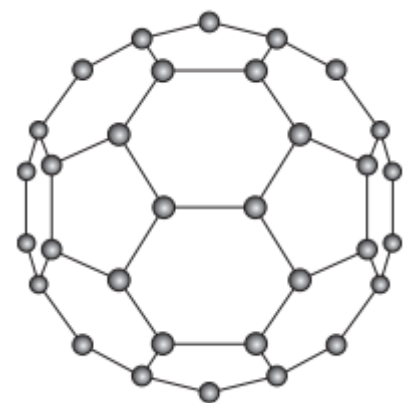
Je to alotropická modifikácia uhlíka pozostávajúca z jednej vrstvy atómov uhlíku navzájom pospájaných do pravidelných šesťuholníkov. Je to stavebná časť plochy grafitu. Najtenší známy materiál, ktorý je približne 200-krát pevnejší ako oceľ. Má výbornú tepelnú a elektrickú vodivosť. Jeho vlastnosti a využitie je stále predmetom skúmania.



Obr. 1.2 Bunka diamantovej kubической kryštálovej mriežky [1]



Obr. 1.3 Štruktúra grafitu [1]

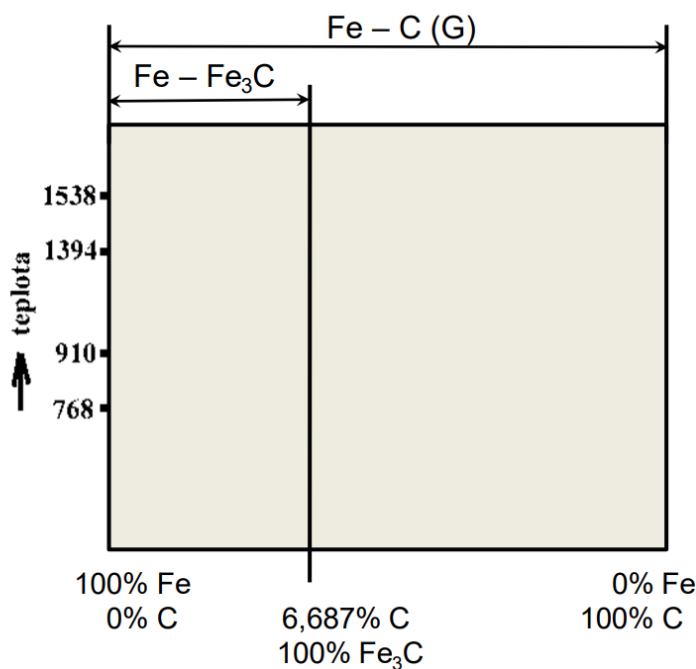


Obr. 1.4 Štruktúra fullerénu [1]

## 1.1 Charakteristika sústavy na báze Fe-C [3],[4]

Veľký vplyv na štruktúru a vlastnosti technických zliatin železa má uhlík, preto môžeme pri odhadoch vlastností vychádzať z rovnovážneho diagramu železa s uhlíkom. Čisté železo, tak ako aj väčšina čistých kovov, je veľmi mäkké, má malú pevnosť a je dobre tvárne. Úplne čisté železo sa v praxi však nepoužíva. Jeho výroba je obtiažna a spomenuté vlastnosti by sa nedali využiť.

Uhlík tvorí so železom intersticiálne tuhé roztoky, aj napriek tomu, že nespĺňa Hume-Rotheryho pravidlo pre tvorbu tuhých intersticiálnych roztokov. Kvôli deformácii kryštálovej mriežky predsa tvorí intersticiálne tuhé roztoky, ale rozpustnosť uhlíku je veľmi malá. Ak je v systéme táto rozpustnosť prekročená, tak sa tvorí chemická zlúčenina karbid železa  $\text{Fe}_3\text{C}$  nazývaná aj cementit (Obr 1.5 [3]). Táto zlúčenina je metastabilná a má oproti grafitu vyššiu voľnú entalpiu. Môže dôjsť k procesu grafitizácie, kedy sa vplyvom zvýšenej teploty rozloží na grafit. Grafit sa vylúči aj pri veľmi pomalom chladnutí, vtedy sa hovorí o stabilnej sústave Fe-C.



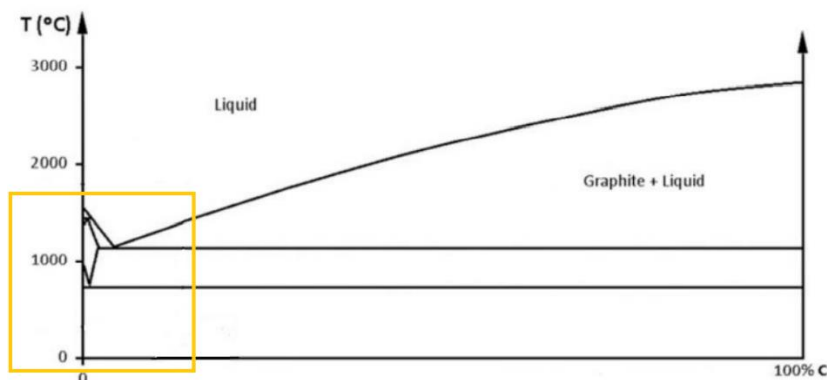
Obr. 1.5 Schematické rozdelenie sústavy Fe-C podľa obsahu uhlíku [3]

Podľa metastabilnej sústavy Fe-  $\text{Fe}_3\text{C}$  s maximálnym obsahom uhlíku 6,687%, čo predstavuje 100%  $\text{Fe}_3\text{C}$ , tuhnú a chladnú ocele a biele liatiny. Ak sa vylúči grafit, tak hovoríme o stabilnej sústave, ktorá má význam pri tuhnutí a chladnutí grafitických liatin a surového železa.

## 1.2 Stabilná sústava Fe-C [1],[5],[6]

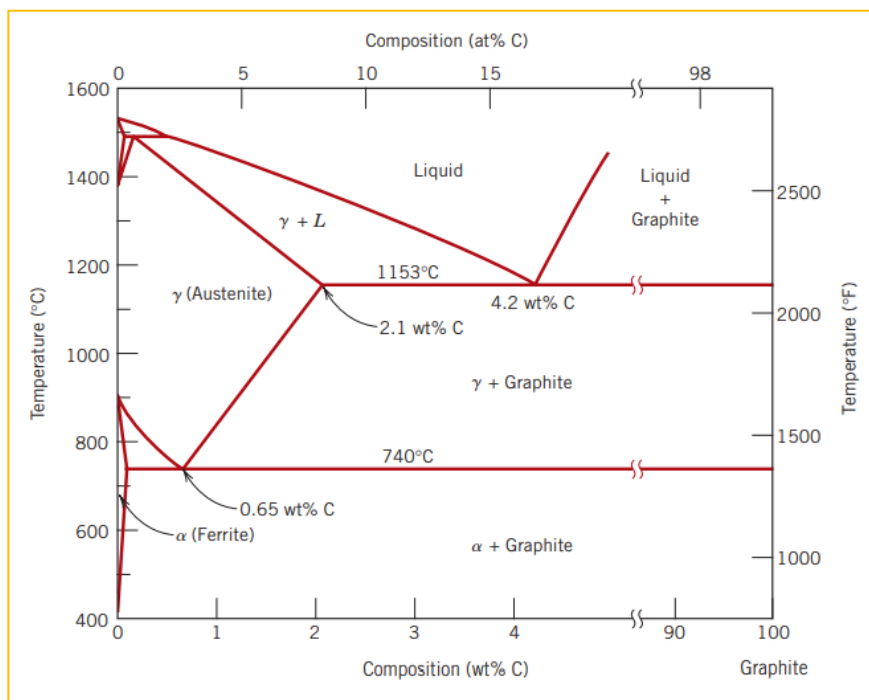
Uhlík sa vyskytuje v tejto sústave v stabilnej forme v podobe grafitu. Ak bude tavenina ochladzovaná dostatočne pomaly, vytvorí sa grafit, inak sa vytvorí cementit.

V tejto sústave sa vyskytujú grafitické liatiny. Sú to zliatiny železa s viac ako 2% C a ďalšími sprievodnými prvkami. Prebieha tu eutektická reakcia, čo má za následok vznik grafitického eutektika. Základom rozdelenia grafitických liatin je tvar vylúčeného grafitu. Dajú sa rozdeliť na liatiny s lupienkovým grafitom, liatiny s červíkovitým grafitom a liatiny s guľôčkovým grafitom. Tvar, množstvo, veľkosť a rozloženie grafitu má vplyv na vlastnosti liatin.



Obr. 1.6 Rovnovážny diagram stabilnej sústavy Fe-C [6]

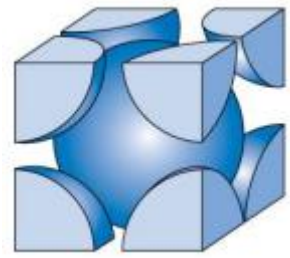
Na Obr. 1.6 [6] je vidno celú sústavu Fe-C. Keďže sa všetko dôležité odohráva pri osi železa, kreslí sa väčšinou iba ľavá časť diagramu (Obr. 1.7 [1]).



Obr. 1.7 Rovnovážny diagram stabilnej sústavy Fe-C [1]

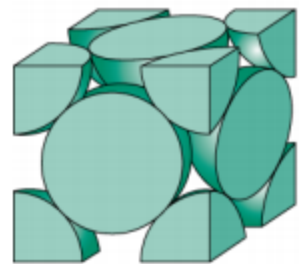
### 1.3 Metastabilná sústava Fe-Fe<sub>3</sub>C [1],[3],[6]

Čisté železo prekonáva pri ohrievaní predtým ako sa roztaví dve zmeny v kryštálovej štruktúre. Stabilná forma nazývaná  $\alpha$  železo, sa vyskytuje pri izbovej teplote a má BCC - kubickú priestorovo centrovanú kryštálovú mriežku (Obr.1.8[6]). Pridaním uhlíku získame intersticiálny tuhý roztok uhlíku v  $\alpha$  železe – ferit. Najväčšia možná rozpustnosť uhlíku je len 0,022% a to pri teplote 723 °C. Táto fáza je pomerne mäkká a do teploty 768 °C je magnetická, ďalej paramagnetická. Táto teplota sa nazýva aj Currieho teplota.



Obr. 1.8 Štruktúra BCC kryštálovej mriežky [6]

Modifikácia  $\gamma$  železo vzniká pri polymorfnej premene na FCC – kubickú plošne centrovanú kryštálovú mriežku (Obr.1.9[6]). Pridaním uhlíku vzniká intersticiálny tuhý roztok uhlíku v  $\gamma$  železe – austenit. V dôsledku väčšieho parametru mriežky, tým pádom aj väčších intersticiálnych medzier je rozpustnosť uhlíku oveľa vyššia. Pri teplote 1147°C rozpúšťa 2,14% C.

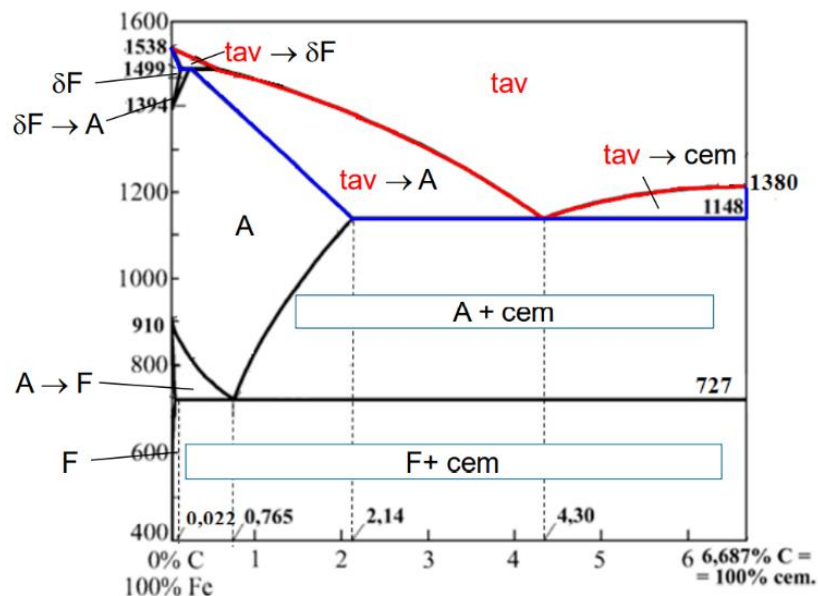


Obr. 1.9 Štruktúra FCC kryštálovej mriežky [6]

Pridaním uhlíku do  $\delta$  železa, vznikne intersticiálny tuhý roztok uhlíku v  $\delta$  železe -  $\delta$  ferit, ktorý rozpúšťa 0,08% C pri teplote 1499°C. Fáza  $\delta$  ferit je stabilná iba pri vysokých teplotách, a v sústave Fe-Fe<sub>3</sub>C nemá veľký technologický význam.

Na druhej strane diagramu sa pri koncentrácii 6,687 hm% C nachádza cementit. Ten sa vytvára ak je množstvo uhlíku v zliatine väčšie, ako je jeho rozpustnosť v danej fáze pri danej teplote. Kryštalizuje v ortorombickej kryštalickej mriežke a nemá alotropické premeny.

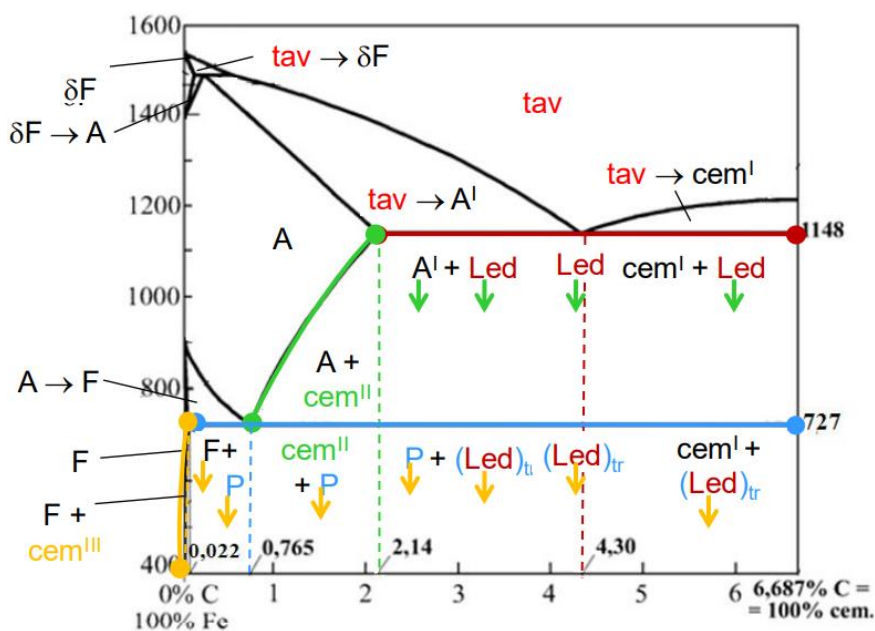
Na Obr. 1.10 [3] je vidno červenou farbou zvýraznená krivka likvidu a modrou farbou zvýraznená krivka solidu, pod ktorou sa vyskytuje už iba pevná fáza bez taveniny. Keďže fázové premeny pri tepelnom spracovaní prebiehajú v tuhom stave, je dôležitá iba táto oblasť. Vyskytujú sa tu fázy  $\delta$  ferit, austenit,  $\alpha$  ferit a cementit podľa teploty a množstva uhlíku v zliatine.



Obr. 1.10 Fázový diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C [3]

Na Obr. 1.11 [3] je zobrazený štruktúrny diagram. Pri teplotách okolo 20°C sa vyskytujú rôzne štruktúry v závislosti od obsahu uhlíka. Majú však vždy rovnaké fázy – ferit a cementit. Podľa ich morfológie a množstva je možné získať materiály s rôznou štruktúrou, a tým pádom aj vlastnosťami. Vyskytujú sa tu štruktúry ako napríklad ferit s terciárnym cementitom, perlit so sekundárnym cementitom, ledeburit transformovaný s perlitom alebo s primárnym cementitom.

Vďaka polymorfii železa existuje ďalší spôsob ako ovplyvniť vlastnosti, a to je ohriatie do austenitu s následným ochladením. Tieto možnosti sú zdrojom obrovskej škály štruktúr a vlastností materiálu, ktoré sa dajú dosiahnuť.

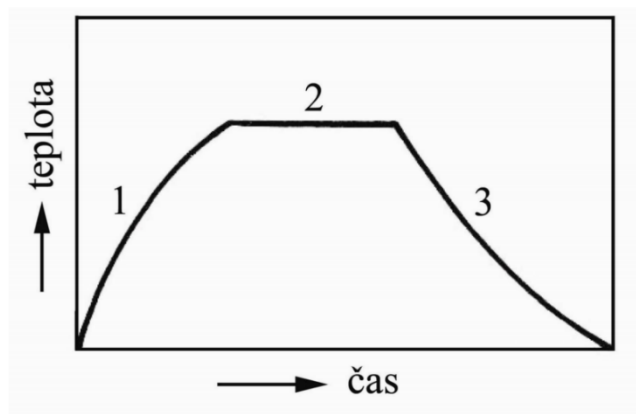


Obr. 1.11 Štruktúrny diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C [3]

## 1.4 Fázové transformácie pri tepelnom spracovaní zliatin Fe-C [7],[8]

Systém železo-uhlík umožňuje ovplyvňovať štruktúru výsledného materiálu, nie len množstvom uhlíku, ale aj tepelným spracovaním danej zliatiny. Práve vďaka polymorfii železa je možné dosiahnuť odlišné vlastnosti aj pri rovnakom zložení.

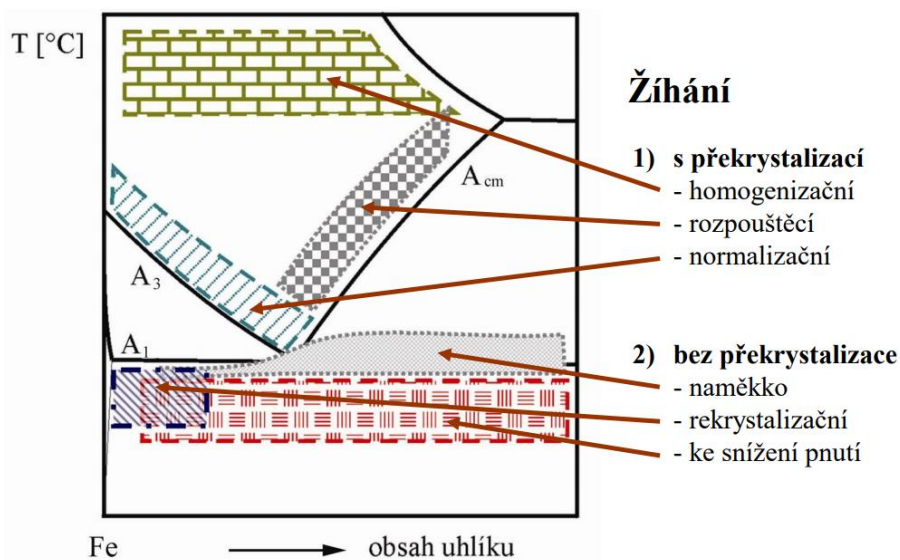
Stav po odlievaní, kovaní alebo valcovaní za tepla sa nazýva prírodným stavom. Vtedy sa neurčujú konkrétne vlastnosti. Štruktúra a vlastnosti sa dajú upravovať tepelným spracovaním. To znamená ohrev na určitú teplotu, výdrž a následné ochladenie určitou rýchlosťou (Obr. 1.12 [7]); práve podľa rýchlosti ochladzovania je tepelné spracovanie rozdelené do dvoch základných skupín – **žíhanie a kalenie**.



Obr. 1.12 Priebeh tepelného spracovania [7]

1-ohrev, 2- výdrž na teplote, 3 - ochladzovanie

**Žíhanie** spočíva v ohreve na požadovanú teplotu, výdrži a následnom pomalom ochladzovaní. Priebeh premien sa blíži rovnovážnej sústave binárneho diagramu a oceľ je na konci procesu v takmer rovnovážnom stave.



Obr. 1.13 Časť diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C s označením pásiem žíhania [7]



Na Obr.1.13 [7] je vidieť, že žihanie môže prebehnúť s prekryštalizáciou alebo bez prekryštalizácie, podľa toho aké vlastnosti je potrebné dosiahnuť. Pri ohreve nad prekryštalizačné teploty sa mení kryštalická mriežka ocele a z pôvodnej ferito cementitickej štruktúry sa vytvorí austenitická, ktorá sa pri následnom ochladení mení späť na novú ferito cementitickú.

**Kalenie** predstavuje ohrev nad prekryštalizačné teploty s výdržou a následným ochladením rýchlosťou takou, že sa zamedzí difúzii buď úplne, alebo len čiastočne. Tým pádom, môže byť oceľ v nerovnovážnom stave.

Pri kalení a žihaní s prekryštalizáciou sa využívajú fázové transformácie. Tým, že sa oceľ zahreje na určitú teplotu do oblasti austenitu a následne sa ochladí potrebnou rýchlosťou, je možné získať rôzne štruktúry a vlastnosti podľa potreby. Tieto procesy zahŕňajú tvorbu zárodku novej fázy – nukleáciu a jeho následný rast, ak je to umožnené.

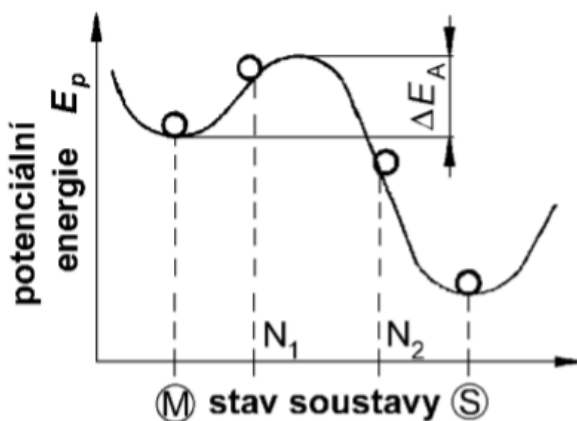
## 2 Podstata fázových premien

Pri fázových transformáciách sa vytvorí aspoň jedna nová fáza, ktorá má iné chemické alebo fyzikálne vlastnosti ako počiatočná fáza. Tieto nové fázy nevznikajú náhle celé, ale začínajú sa objavovať postupne. Ak sú splnené termodynamické a kinetické podmienky, tak aj ďalej rastú na úkor starej fázy. Tento proces sa dá nazvať, ako nukleácia a následný rast zárodku. Pri raste zárodka naberajú na objeme, tým pádom sa objem starej fázy znižuje alebo sa až úplne stratí.

### 2.1 Termodynamika [9],[3],[11]

Stav látky môže byť z termodynamického hľadiska rovnovážny alebo nerovnovážny. Pri rovnovážnom stave nemôže prebiehať žiaden dej spojený s látkovou alebo s energetickou premenou. Naopak, ak je látka v nerovnovážnom stave, systém má snahu dostať sa do stavu rovnovážneho.

Z pohľadu potenciálnej energie sa dajú stavy v termodynamike rozdeliť na metastabilný, nestabilný a stabilný. Na obr. 2.1 [9] je vidieť, že na to, aby sa systém dostal z metastabilného stavu do stabilného, musí prekonať energetickú bariéru.



Obr. 2.1 Stavy sústavy - metastabilný, nestabilný, stabilný [9]

Pre popis rovnovážnych stavov sústav a energií potrebných pri fázových premenách je používaná Gibbsova energia  $G$ , nazývaná aj voľná entalpia. Vzťah na výpočet Gibbsovej energie je zobrazený v rovnici 2.1.

$$G = H - T \cdot S \quad (2.1)$$

kde:

$G$  - voľná energia; pri deji sa môže uvoľniť a konať prácu [ $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ]

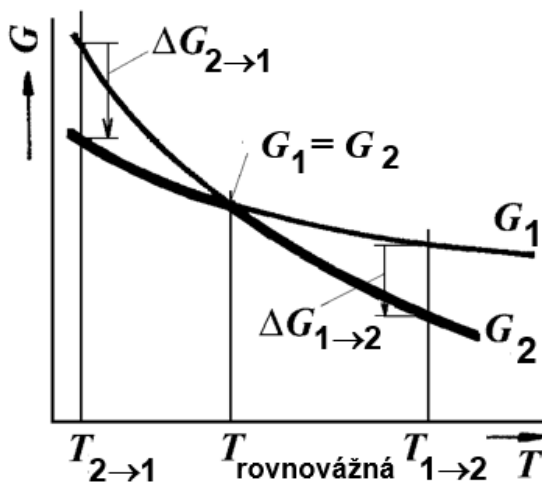
$H$  - celková energia sústavy [ $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ]

$S$  - entropia [ $\text{J}/\text{K}$ ]

$T \cdot S$  - energia viazaná v sústave, napríklad zabezpečuje pohyb elementárnych častíc

Pri danej teplote je stabilná tá fáza, ktorá má nižšiu hodnotu  $G$ . Na Obr.2.2 [3] je vidno, že ak je  $T < T_{\text{rovnovážna}}$ , tak má sústava snahu existovať v stave 1. Ak je  $T > T_{\text{rovnovážna}}$  tak má sústava snahu existovať v stave 2.

Na to, aby dej prebehol, je potrebné získať hnaciu silu premeny  $\Delta G$ . Získame ju dočasným uvedením sústavy do nerovnovážneho stavu; napríklad zmenou teploty. Veľkosť hnacej sily premeny  $\Delta G$  je priamo úmerná zmene teploty. Je to termodynamická podmienka premeny, ktorá je potrebná ale nie dostačujúca; o tom či dej prebehne, rozhodnú kinetické parametre.



Obr. 2.2 Závislosť Gibbsovej energie na teplote [3]

## 2.2 Difúzia [1],[11],[9]

Difúzia predstavuje jeden zo spôsobov prenosu hmoty pomocou veľkého počtu náhodných preskokov atómov alebo iónov. V tuhých fázach je to jediný možný spôsob prenosu. Dochádza k premiestňovaniu difundujúcej látky z miest, kde je koncentrácia látky vyššia do miest kde je nižšia. Ide o samovoľný, nevratný a tepelne aktivovaný dej, pri ktorom sa častice pohybujú vzhľadom k susedným časticiam. Intenzita difúzie je závislá hlavne na teplote. Skončí, ak sa koncentrácia látok vyrovná.

Je riadená Fickovmi zákonmi. 1. Fickov zákon vyjadrený rovnicou 2.2. popisuje stacionárnu difúziu, kedy do pozorovaného miesta vchádza rovnaké množstvo látky ako vychádza.

$$J_A = -D_A \cdot \frac{\partial c_A}{\partial x} \quad (2.2)$$

kde:

$D_A$  – koeficient difúzie

$c_A$  – okamžitá objemová koncentrácia látky A

$x$  – polohová súradnica v smere osy x, ktorý je smer difúzia

$\frac{\partial c_A}{\partial x}$  – koncentračný spád

$J_A$  - difúzny tok látky A

2. Fickov zákon vyjadrený rovnicou 2.3 popisuje nestacionárnu difúziu, kedy do pozorovaného miesta vchádza viac látky ako z nej vychádza; koncentrácia látky časom rastie. Charakterizuje rýchlosť zmeny koncentrácie.

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \cdot \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (2.3)$$

kde:

$\frac{\partial c}{\partial \tau}$  – rýchlosť zmeny koncentrácie

$D$  – koeficient difúzie

$\frac{\partial c}{\partial x}$  – koncentračný spád

Pokiaľ difúzny koeficient nie je funkciou smeru môže byť vzťah zjednodušený na:

$$\frac{\partial c}{\partial \tau} = D \cdot \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (2.4)$$

## 2.3 Kinetika [9],[3]

Kinetika sa zaoberá časovým priebehom transformačných procesov. Vystupuje v nej faktor času a zavádza rýchlosť deja ako zmenu veličiny v čase.

Všeobecná rýchlosť izotermického deja v závislosti na teplote môže byť vyjadrená pomocou Arrheniovej rovnice (2.5). Určuje sa z nej aj aktivačná energia potrebná na prekonanie energetickej bariéry a následný priebeh premeny (deju). Neskôr bude použitá analógia tejto rovnice.

$$y' = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (2.5)$$

kde:

$y'$  - rýchlosť sledovaného deja; napríklad rýchlosť rastu priemeru zrna [ $m \cdot s^{-1}$ ],  
rýchlosť rastu plochy [ $m^2 \cdot s^{-1}$ ]

$A$  – rýchlostná konštanta sledovaného deja, fyzikálny rozmer rovnaký ako  $y'$

$Q$ - aktivačná energia sledovaného deja [ $J \cdot mol^{-1}$ ]

$R$ - molárna plynová konštanta;  $R= 8,314 [J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}]$

$T$ - teplota deja [K]

Z rovnice vyplýva, že čím väčšie budú hodnoty  $A$  a  $T$  a čím menšia bude hodnota  $Q$ , tým rýchlejšie daný dej prebehne.

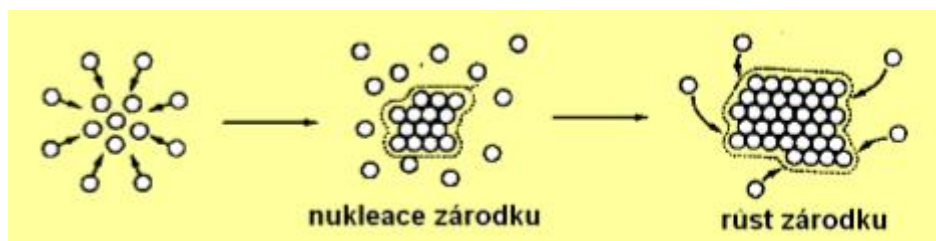
Premeny prebiehajú postupne, v závislosti na teplote prebiehajú rôznou rýchlosťou a trvajú rôznu dobu. Mechanizmus spočíva v tvorbe zárodokov novej fázy a ich rastu. Tento proces sa nazýva nukleácia.

### 2.3.1 Nukleácia [1],[9]

Nukleácia sa dá rozlíšiť na dva druhy: homogénnu a heterogénnu. Pri homogénnej nukleácii sa zárodok novej fázy začne vytvárať náhodne v starej fáze a rastie smerom do nej. Pri heterogénnej sa zárodok začne tvoriť na rozhraní, čo môže byť napríklad stena nádoby alebo nerozpustené nečistoty.

#### Homogénna nukleácia

Keďže homogénna nukleácia (Obr. 2.3 [9]) má jednoduchší princíp popisu, bude popísaná ako prvá. Dôležitým aspektom pri nukleácii je veličina nazývaná Gibbsova energia, alebo voľná entalpia  $G$ . Pri fázových premenách je potrebné uvažovať hlavne zmenu Gibbsovej energie  $\Delta G$ , keďže transformácia môže prebehnúť iba ak hodnota  $\Delta G$  bude mať zápornú hodnotu. To potvrdzuje aj druhá termodynamická veta, ktorá hovorí, že teplo sa nemôže samovoľne šíriť z chladnejšieho miesta na teplejšie. Udáva nám množstvo energie potrebné pri fázových premenách.



Obr. 2.3 Znárodnenie procesu nukleácie [9]

Bude uvažované tuhnutie čistého materiálu, a to že zárodok sa objavujú v tvare gule s polomerom  $r$ . Pri tuhnutí hodnota Gibbsovej energie zahrňuje 2 zložky - objemová energia zárodok, ktorej hodnota bude záporná, ak je teplota pod bodom tavenia a povrchová energia ktorá je kladná. Veľkosť je získaná ich súčtom v rovnici 2.6, kde prvý člen predstavuje hodnotu objemovej Gibbsovej energie  $\Delta g_{obj}$ . Druhý člen predstavuje povrchovú Gibbsovu energiu  $\Delta g_{povrch}$ .

$$\Delta G = -\Delta g_{obj} + \Delta g_{povrch} = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.6)$$

kde:

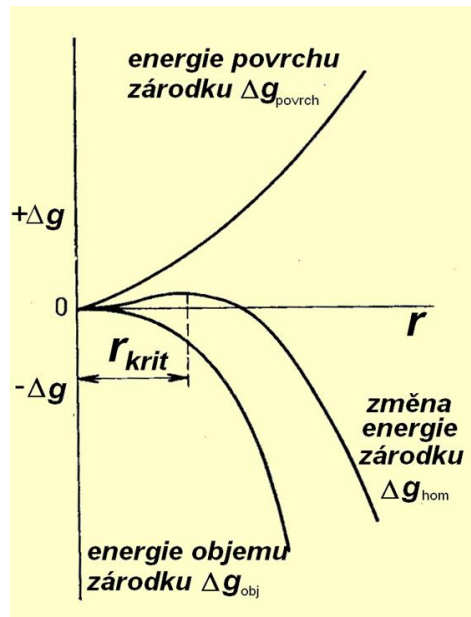
$\Delta G$  - zmena Gibbsovej energie s vytvorením zárodok [J · mol<sup>-1</sup>]

$\Delta G_v$  - rozdiel Gibbsových energií tuhej a pôvodnej kvapalnej fázy [J · mol<sup>-1</sup>]

$\gamma$  - povrchová energia rozhrania kvapalnej a tuhej fázy [J · mol<sup>-1</sup>]

$r$  - polomer zárodok [m]

V grafe na Obr. 2.4 [9] je vidieť závislosť voľnej energie na polomere zárodok  $r$ . Súčtom kriviek  $\Delta g_{obj}$  a  $\Delta g_{povrch}$  je získaná súčtová krivka, ktorej maximum zodpovedá kritickému polomeru zárodok  $r^*$ . Na začiatku nukleácie Gibbsova energia najprv rastie, a ak dosiahne hodnotu kritického polomeru začne klesať. Ak neustále klesá, zárodok sa stane aktívnym a začne rásť. V opačnom prípade sa zárodok spätne rozpustí.



Obr. 2.4 Závislosť Gibbsovej energie na polomere záródku [9]

Hodnotu  $r^*$  je možné určiť z rovnice 2.7 nasledujúcim spôsobom.

$$\frac{d(\Delta G)}{dr} = \frac{d}{dr} \left( -\frac{4}{3} \pi \Delta G_v (r^3) + 4\pi\gamma(r^2) \right) = 0 \quad (2.7)$$

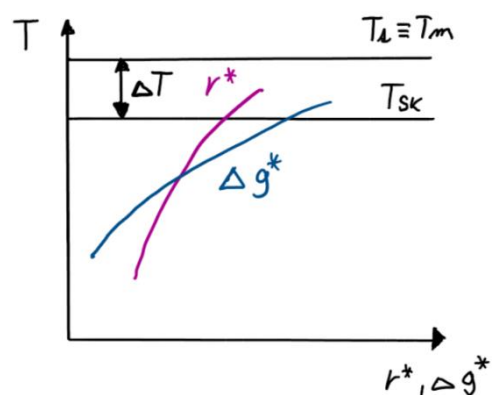
$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2.8)$$

Dosadením  $r^*$  do rovnice 2.6 a následnou úpravou je určená  $\Delta G^*$ , spojená s vytvorením záródku kritickej veľkosti. (rovnica 2.9).

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v)^2} \quad (2.9)$$

Hodnota  $\Delta G_v$  pri teplote topenia je rovná nule, ale na to aby reakcia prebehla je potrebné získať zápornú hodnotu. To sa získa jedine prechladením taveniny. S rastúcim podchladením taveniny začne rásť hodnota  $\Delta G_v$ , a tým pádom sa môže uskutočniť premena.

Ak rastie prechladenie, klesajú hodnoty kritického polomeru záródku a aktivačnej energie (Obr. 2.5 [9]). To má za následok vznik menších záródkov, ktoré ďalej rastú.



Obr. 2.5 Závislosť aktivačnej energie a kritického polomeru záródku na teplote [9]

## Heterogénna nukleácia

Heterogénna nukleácia sa uskutočňuje v reálnych taveninách. Prítomnosť cudzích povrchov napríklad steny formy, hranice zŕn, častice cudzích tuhých fáz, hlavne oxidov alebo karbidov uľahčujú nukleáciu, pretože vytvárajú podložku pre zárodok a pôsobia aj ako katalyzátory.

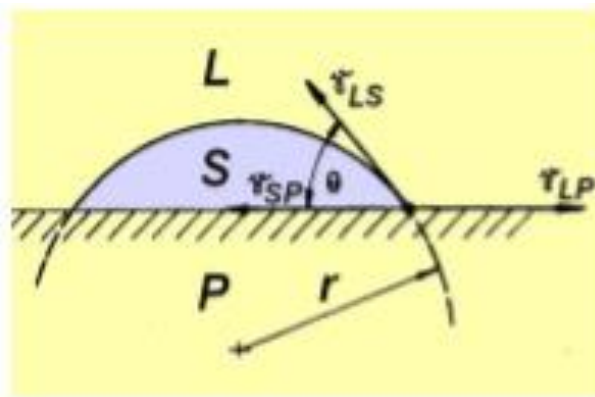
Bude uvažované tuhnutie taveniny na rovnej ploche, ktorá je zmáčaná. Pochod heterogénnej nukleácie je riadený mernou povrchovou energiou  $\gamma$ . Počas tvorby nových fázových rozhraní sa udržiava rovnováha povrchových napätí (rovnica 2.10).

$$\gamma_{LP} = \gamma_{SP} + \gamma_{LS} \cdot \cos(\theta) \quad (2.10)$$

kde:

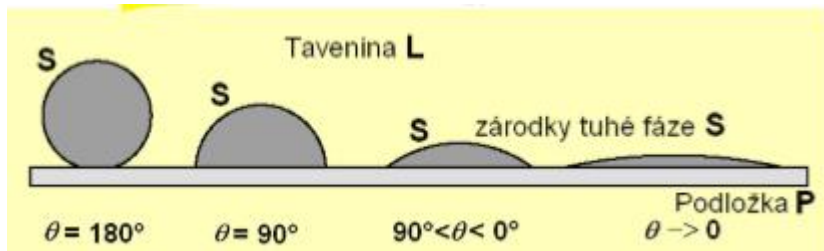
- $\gamma_{LS}$  – tavenina-tuhá fáza
- $\gamma_{LP}$  – tavenina - podložka
- $\gamma_{SP}$  - tuhá fáza -podložka
- $\theta$ - uhol zmáčania

V rovnici 2.10 vystupuje premenná  $\theta$ , ktorá predstavuje uhol, ktorý zvierajú kvapalina v mieste dotyku s pevnou látkou (Obr. 2.6 [9]) a nazýva sa uhol zmáčania.



Obr. 2.6 Povrchové napätia pri heterogénnej nukleácii [9]

Uhol zmáčania môže nadobúdať hodnoty od  $0^\circ$  po  $180^\circ$ . Tieto hodnoty sú taktiež hraničné, keďže pri uhle  $180^\circ$  sa zárodok správa ako homogénny, a preto je hodnota  $\Delta G^*$  rovnaká. Pri uhle  $0^\circ$  by teoretická hodnota  $\Delta G^*$  bola rovná nule, takže tuhnutie by prebiehalo aj bez prechladenia, čo reálne však nie je možné. Najčastejšie sa uhol zmáčania nachádza v rozmedzí od  $0^\circ$  po  $90^\circ$  (Obr.2.7 [9]).



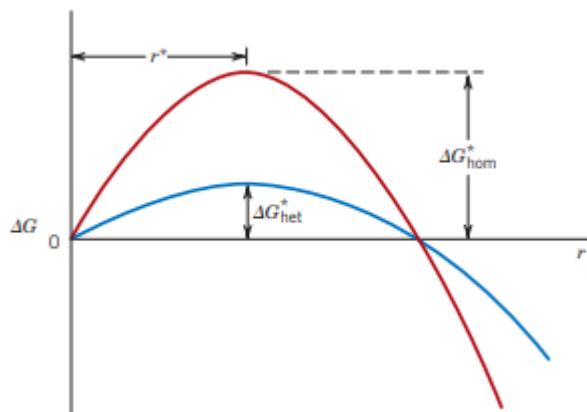
Obr. 2.7 Uhol zmáčania [9]

Využitím rovnakého postupu ako pri homogénnej nukleácii sa získa veľkosť kritického polomeru  $r^*$  (rovnica 2.11) a hodnota Gibbsovej energie  $\Delta G^*$  (rovnica 2.12) spojená s vytvorením zárodku s kritickým polomerom .

$$r^* = -\frac{2\gamma_{LS}}{\Delta G_v} \quad (2.11)$$

$$\Delta G^* = \left(\frac{4\pi\gamma_{LS}^3}{3G_v^2}\right) \cdot (2 - 3 \cos \theta + \cos 3\theta) \quad (2.12)$$

Ako je zrejmé z grafu na Obr. 2.8 [1], pri heterogénnej nukleácii je na vytvorenie zárodku s kritickým polomerom potrebné značne menej Gibbsovej energie. Je to spôsobené práve uhlom zmáčania.



Obr. 2.8 Porovnanie veľkosti Gibbsovej energie potrebnej pri homogénnej a heterogénnej nukleácii zárodku [1]

Pokiaľ má fázová premena prebehnúť v tuhom stave, musí byť rešpektovaný vplyv okolia, ktorý je v tuhom stave väčší ako v kvapalnom. Zmena voľnej entalpie sústavy je potom daná vzťahom v rovnici 2.13.

$$\Delta G = \Delta g_{obj} + \Delta g_{povrch} + \Delta g_{def} \quad (2.13)$$



kde:

$\Delta g_{\text{obj}}$  – zmena voľnej entalpie spojená so vznikom objemu novej fáze

$\Delta g_{\text{povrch}}$  – zmena voľnej entalpie spojená so vznikom nového povrchu

$\Delta g_{\text{def}}$  – zmena voľnej entalpie, nutná k prekonaniu odporu ktorý novému zárodku kladie materiál

### 2.3.2 Rýchlosť nukleácie zárodku [1],[11]

Rýchlosť nukleácie sa dá definovať ako počet aktívnych zárodokov, ktoré dosiahnu nadkritickú veľkosť za jednotku času v určitom objeme tuhnuceho kovu. Úpravou Arrheniovej rovnice sa získa počet aktívnych zárodokov (rovnica 2.14).

$$J_n = N_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_k - \Delta G_A}{R \cdot T}\right) \quad (2.14)$$

kde:

$J_n$  - rýchlosť nukleácie [ $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ ]

$N_0$  – konštanta pre počet miest, v ktorých môže vzniknúť zárodok

$\Delta G_k$  - aktivačná voľná entalpia nukleácie zárodka [ $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ]

$\Delta G_A$  - aktivačná voľná entalpia difúzie [ $\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$ ]

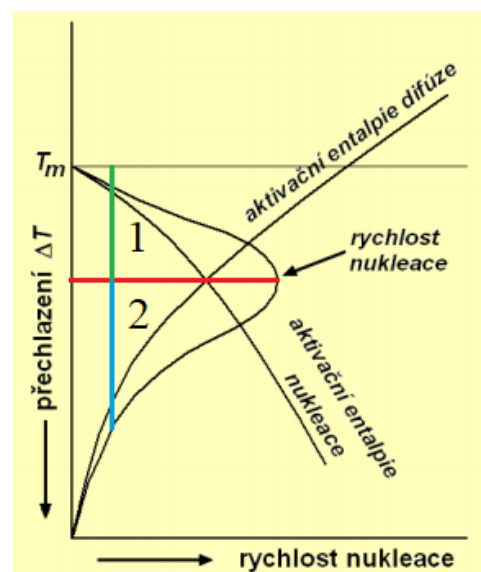
$R$  - molárna plynová konštanta;  $R = 8,314 \text{ [J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$

$T$  - teplota deja [K]

Táto rýchlosť je závislá na termodynamickom podiele voľnej entalpie nukleácie  $\Delta G_k$  a na kinetickom podiele voľnej entalpie difúzie  $\Delta G_A$ . Termodynamický podiel aktivačnej entalpie nukleácie sa pri zvyšovaní prechladenia zvyšuje, zatiaľ čo kinetický podiel aktivačnej entalpie difúzie sa znižuje.

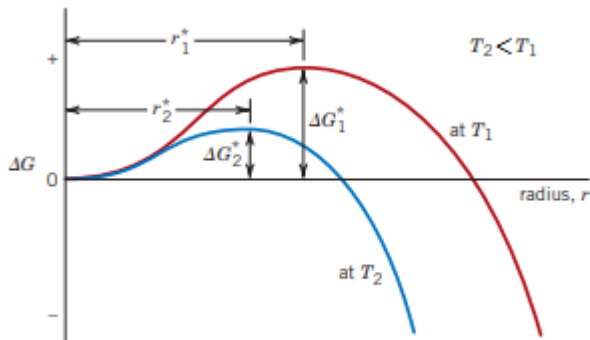
Na obr. 2.9 [9] je vidieť, že pri malom prechladení v oblasti 1 sa rýchlosť nukleácie zväčšuje a je podporená difúziou, zatiaľ čo brzdiacim faktorom je malé prechladenie vyvolávajúce malú hnaciu silu premeny  $\Delta G$ . V oblasti 2 klesá rýchlosť nukleácie, kvôli zhoršeniu podmienok pre difúziu vplyvom väčšieho prechladenia, ktoré naopak vyvoláva väčšiu hnaciu silu  $\Delta G$ . V tejto oblasti dochádza ľahko k nukleácii, pretože kritický polomer  $r^*$  je malý.

V grafe na obr. 2.10 [1], ktorý zobrazuje závislosť aktivačnej energie na polomere zárodku pri dvoch



Obr. 2.9 Závislosť rýchlosti nukleácie na prechladení [9]

odlišných teplotách, kde  $T_2 < T_1$ , je vidno, že s rastúcim prechladením pod teplotu tavenia prebehne nukleácia rýchlejšie.



Obr. 2.10 Vplyv teploty na veľkosť aktivačnej energie a kritický polomer zárodku [1]

### 2.3.3 Rýchlosť rastu [9]

Rýchlosť rastu je prírastok lineárneho rozmeru novej fáze za jednotku času, vyjadrená rovnicou 2.15.

$$J_G = \lambda \cdot f \quad (2.15)$$

kde:

$J_G$  – rýchlosť rastu [ $\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ ]

$\lambda$  – šírka medzifázového rozhrania [m]

$f$  – výsledná frekvencia preskoku medzi fázovým rozhraním starej fáze a povrchu novej fáze [ $\text{s}^{-1}$ ]

$$f = f^{L \rightarrow S} - f^{S \rightarrow L} \quad (2.16)$$

$$f = A_T \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_A}{k \cdot T}\right) - A_T \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_A + \Delta G_V}{k \cdot T}\right) \quad (2.17)$$

Rovnica 2.17 sa dá upraviť do tvaru v rovnici 2.18

$$f = A_T \cdot \exp\left(\frac{-\Delta G_A}{k \cdot T}\right) \cdot \left(1 - \exp\left(\frac{-\Delta G_V}{k \cdot T}\right)\right) \quad (2.18)$$

kde:

$\Delta G_A$  - aktivačná entalpia difúzie atómov

$\Delta G_V$  – rozdiel voľných entalpií uvažovaných fáz

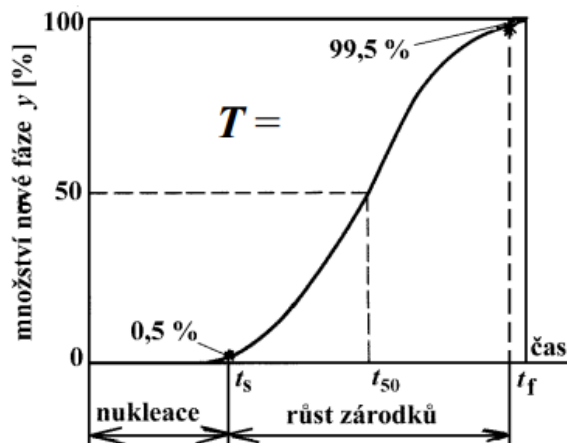
Termodynamický podiel aktivačnej entalpie  $\Delta G_v$  spojený s tvorbou zárodkov sa s rastúcim podchladením zvyšuje, zatiaľ čo kinetický podiel vyjadrujúci aktivačnú entalpiu difúzie atómov  $\Delta G_A$  sa s rastúcim podchladením znižuje.

### 2.3.4 Celková rýchlosť premeny

Z pohľadu termodynamiky a kinetiky by malo platiť, že čím väčšie prechladenie, tým väčší počet zárodkov a tým rýchlejšie dej prebehne. Je však nutné uvažovať ešte hľadisko difúzie, ktoré s poklesom teploty znižuje rýchlosť deja. Celková rýchlosť fázovej premeny je teda daná súčtom  $J_N$  a  $J_G$ .

### 2.3.5 Kinetické krivky premeny [13],[14]

Izotermická kinetická krivka získaná experimentálne, vyjadruje závislosť množstva novej fázy na dobe transformácie pri danej transformačnej teplote (Obr.2.11[13]). Z kinetických kriviek je možné konštruovať kinetické transformačné diagramy, ktoré popisujú kinetiku fázových premien.



Obr. 2.11 Kinetická krivka [13]

Priebeh izotermických kriviek sa dá popísať Avramiho vzťahom v rovnici 2.19.

$$\chi = 1 - \exp(-A \cdot t^n) \quad (2.19)$$

kde:

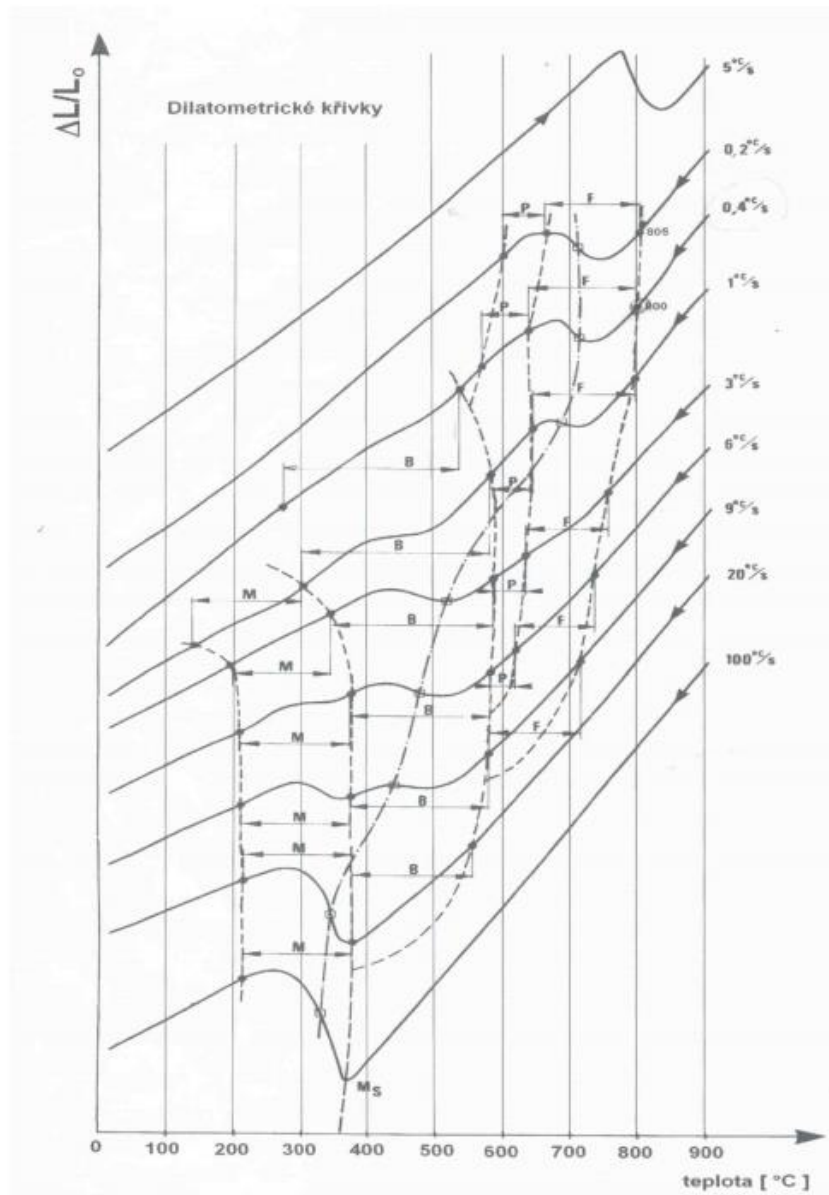
$A$  – konštanta premeny

$n$  – kinetický exponent [-]

$t$  – čas od začiatku premeny; doba transformácie [s]

Z krivky je získaný čas štartu a čas konca pre určitú teplotu premeny.

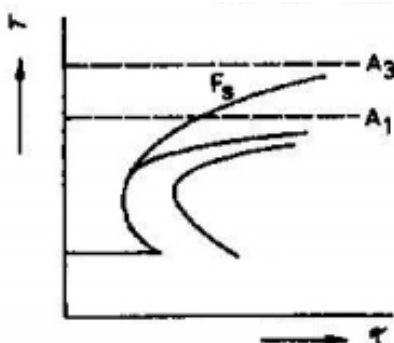
Anizotermická krivka vyjadruje existenciu jednotlivých fáz, v závislosti na teplotnom intervale, pri konštantnej rýchlosti ochladzovania. Experimentálne je pozorovaný vznik rôznych štruktúr pri odlišných rýchlostiach ochladzovania (obr.2.12. [13]).



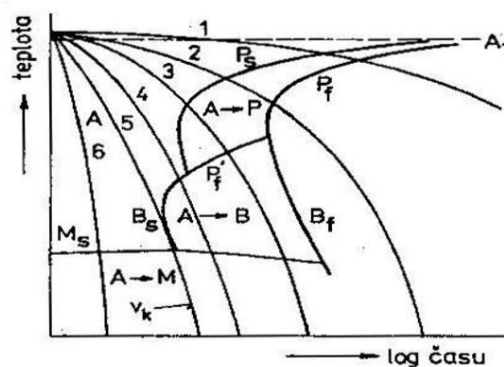
Obr. 2.12 Anizotermické krivky chaldnutia [14]

### 2.3.6 Kinetické diagramy [9]

Kinetické diagramy sa získavajú z izotermických alebo anizotermických kriviek premien, tým že je urobených viac kriviek pre viac teplôt alebo rýchlostí ochladzovania. Spojením adekvátnych bodov vzniknú diagramy IRA (Obr.2.13 [9]) alebo ARA (2.14 [9]). Je z nich možné určiť teplotne časový režim ochladzovania pre získ požadovanej štruktúry.



Obr. 2.13 IRA diagram [9]



Obr. 2.14 ARA diagram [9]

## 3 Fázové premeny

Fázové premeny sú umožnené v tuhom stave polymorfiou železa a zmenami rozpustnosti uhlíku v tuhom stave; tieto fázové premeny môžu prebehnúť pokiaľ sú splnené termodynamické a kinetické podmienky. Zmeny tuhého roztoku sa dajú rozdeliť na rozpady a premeny.

Pri rozpade je pozorovaný vznik heterogénnych zmesí viacerých fáz, s rozdielnymi chemickými a fyzikálnymi vlastnosťami. Môžu mať rozdielnu kryštalickú mriežku. Rozpad je riadený úplnou difúziou. Na druhej strane, pri premene je pôvodný tuhý homogénny roztok úplne nahradený novým homogénnym s rovnakým chemických zložením. Premena môže mať difúzny, ale aj bezdifúzny charakter.

Základným rozdielom medzi kinetikou difúzneho a bezdifúzneho pochodu je rýchlosť deja. Pri difúznej premene sa atómy pôvodnej fázy postupne preskupia a rastie nová fáza, ktorá posúva medzifázové rozhranie. Ide o náhodný a vzájomne nezávislý pohyb atómov. Bezdifúzna premena je charakterizovaná veľkou rýchlosťou priebehu, ktorý nezávisí na výmene atómov.

V systéme Fe-Fe<sub>3</sub>C sa hovorí napríklad pri rozpade v prípade rozpadu austenitu na perlit; o premene sa hovorí v prípade martenzitickej alebo bainitickej premeny.

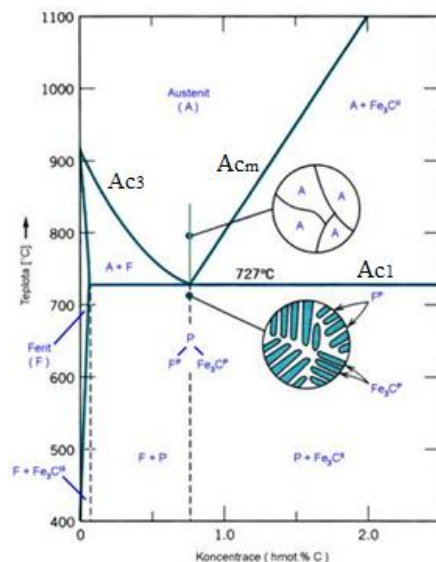
### 3.1 Austenitizácia [2],[10],[12],[7]

Austenitizácia prebieha pri ohreve sústavy nad kritické teploty. Je to základný proces pri všetkých typoch tepelného spracovania s prekryštalizáciou uhlíkových a zliatinových ocelí s feriticko cementitickou štruktúrou. Počas tohto procesu sú dôležité dva pochody : tvorba a homogenizácia austenitu a rast austenitického zrna.

#### Tvorba a homogenizácia austenitu

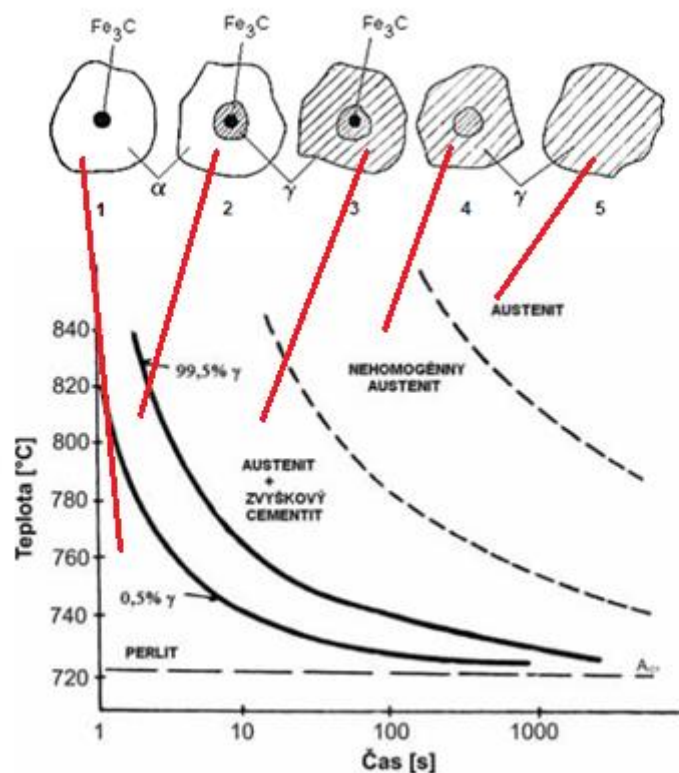
Tvorba austenitu v eutektoidnej oceli prebieha priamo z perlitu (Obr.3.1 [12]) pri teplote  $A_{c1}$ . V prípade podeutektoidnej oceli sa mení perlit na austenit pri teplote  $A_{c1}$ , pri ďalšom ohreve ferit prekryštalizuje na austenit medzi teplotami  $A_{c1}$  a  $A_{c3}$ . Pri nadeutektoidných oceliach sa po premene perlitu na austenit pri teplote  $A_{c1}$  rozpúšťa sekundárny cementit v austenite v rozmedzí teplôt  $A_{c1}$  až  $A_{cm}$ .

Mechanizmus premeny je plne difúzny a prebieha tvorbou zárodkov a ich rastom. Zárodky austenitu vznikajú heterogénnou nukleáciou na štruktúrnych poruchách, hlavne na rozhraní kolónií perlitu alebo na medzifázovom rozhraní feritu a cementitu.



Obr. 3.1 Premena eutektoidnej oceli na austenit [12]

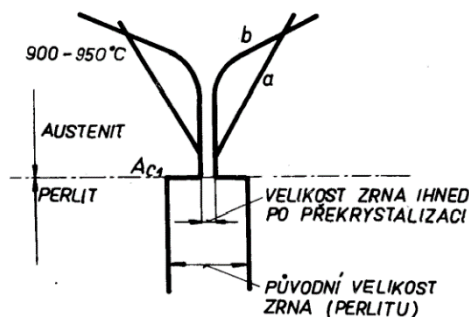
V priebehu času sa pri zvyšovaní teploty vyrovnávajú lokálne rozdiely koncentrácie uhlíku a prísadových prvkov. Takýto stav austenitu sa nazýva nehomogénny, a je to súčasť procesu homogenizácie (Obr. 3.2 [10]). Tento proces je závislý na teplote, čase a na počiatkovej štruktúre. Rýchlosť premeny je rozdielna podľa toho, či je štruktúra jemná alebo hrubozrnná; čím hrubšia štruktúra, tým pomalší dej. Pri oceliach legovaných karbidotvornými prvkami (Mn, Cr, Mo, V, W) prebieha austenitizácia dlhšie, kvôli vyššej stabilite cementitu a menšej difúznej rýchlosti týchto prísad.



Obr. 3.2 Austenitizačný diagram eutektoidnej uhlíkovej ocele [10], 1-východiskový stav(perlit), 2-začiatok austenitizácie (premena feritu na austenit) s obsahom austenitu 0,5 % 3 - koniec premeny feritu na austenit s postupným rozpúšťaním zvyškového cementitu (obsah austenitu 99,5 %), 4 – vznik nehomogénneho austenitu, 5 – homogénny austenit

### Rast austenitického zrna

Po prekrýštalizácii pri ohreve nad kritické teploty je austenitické zrna malé. Postupne nadobúda na objeme podľa výšky teploty. Na obr. 3.3 [2] je vidieť závislosť veľkosti austenitických zŕn na teplote austenitizácie. Je vidno, že veľkosť zrna po prekrýštalizácii je menšia ako pôvodná veľkosť zrna. To je spôsobené mechanizmom tvorby zárodkov austenitu; v kolónii perlitu sa vytvára viac zárodkov austenitu.



Obr. 3.3 Schéma rastu zrna austenitu eutektoidnej ocele [2]

a) hrubozrnná b) jemnozrnná

Vo väčšine prípadov je požadovaná homogénna a jemnozrnná štruktúra austenitu, čo je protichodné, keďže pre homogenizáciu austenitu je potrebné zvyšovať teplotu, a tým sa zároveň zväčšuje zrno.

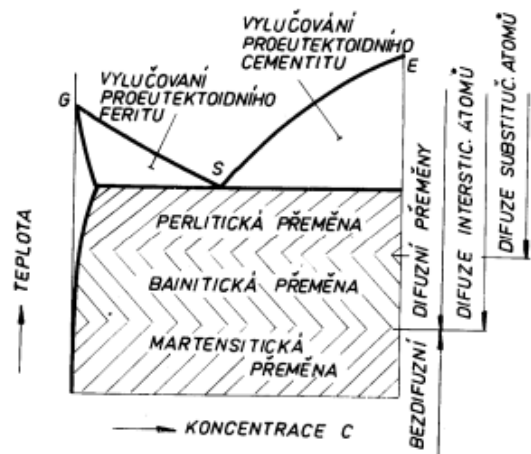
Existujú dve skupiny oceli podľa sklonu k hrubnutiu zrna, a to sú dedične jemnozrnné a dedične hrubozrnné. Tento pojem značí schopnosť ocele zachovať si pôvodný charakter rastu austenitického zrna, aj po opakovanej austenitizácii. O tom či budú dedične jemnozrnné alebo hrubozrnné sa rozhodne pri výrobe, pri procese dezoxidácie ocele.

Pri dedične jemnozrnných oceliach zostáva veľkosť austenitického zrna bez výraznej zmeny až do kritickej teploty, kde po jej prekročení následne začne prudko rásť. Rastu zrna bránia karbidotvorné prvky V, W, Ti, ktorých karbidy sa vylučujú na hraniciach zŕn a tým bránia pohybu zrna pokiaľ sa nerozpustia. Jemnozrnnosť ocele je dosahovaná pri dezoxidácii napríklad hliníkom.

Pri dedične hrubozrnných oceliach rastie austenitické zrno plynule so zvyšovaním teploty. Tieto oceli sú dezoxidované napríklad feromangánom.

### 3.2 Proeutektoidné premeny[2], [7]

Pri všetkých oceliach okrem eutektoidných prebiehajú pred perlitickou premenou proeutektoidné premeny. Majú vplyv na vlastnosti oceli a na ďalší priebeh premenen zostávajúceho austenitu. V prípade podeutektoidnej oceli pod krivkou GS (Obr.3.4 [2]) sa jedná o vylučovanie proeutektoidného feritu, pri nadeutektoidnej oceli, pod krivkou SE, sa vylučuje proeutektoidný cementit. Po ukončení týchto premen je obsah uhlíku vo zvyšnom austenite eutektoidný a môže prebehnúť premena austenitu na perlit.



Obr. 3.4 Časť diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C s vyznačenými pásmami premen [2]

Dajú sa rozlíšiť 3 morfologie proeutektoidných fáz podľa tvaru. Ich vznik ovplyvňuje veľkosť austenitického zrna a podmienky pre difúziu (rýchlosť ochladzovania).

Sieťová – alotriomorfná - proeutektoidná fáza (Obr. 3.5 [2]) vzniká pri existencii hrubého zrna a pomalom ochladzovaní. Nukleácia prebieha pozdĺž hraníc zŕn austenitu, keďže termodynamická hnacia sila je malá a v oblasti pozdĺž zŕn stačí nízka aktivačná energia nukleácie. Táto štruktúra negatívne ovplyvňuje húževnatosť a zvyšuje krehkosť pri nadeutektoidných oceliach vplyvom krehkosti vylúčeného proeutektoidného cementitu.



Obr. 3.5 Sieťová štruktúra [2]



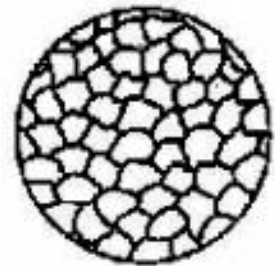
Dá sa odstrániť normalizačným žiňaním. Pri podeutektoidných oceliach vylúčením proeutektoidného feritu má táto štruktúra pozitívny vplyv na konečné vlastnosti zliatiny.

Ihlicová - Widmannstättenova - štruktúra vzniká pri hrubom zrne a pri rýchlejšom ochladzovaní (Obr. 3.6 [2]). Tým pádom sú zhoršené podmienky pre difúziu ale je k dispozícii väčšia hnacia sila. Za týchto podmienok prebieha rast ihlic alebo dosiek proeutektoidnej fázy do stredu austenitického zrna. Táto štruktúra je nežiaduca v prípade podeutektoidných aj nadeutektoidných ocelí. Dá sa odstrániť normalizačným žiňaním.

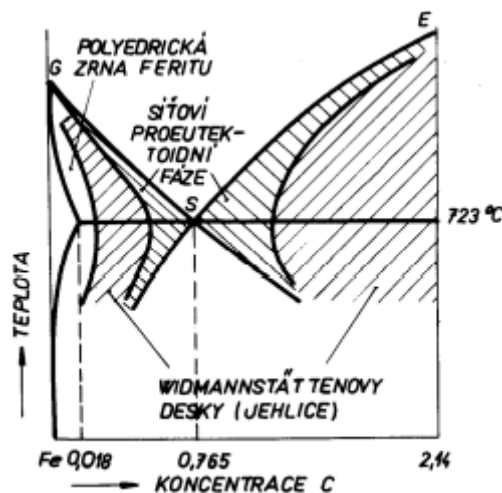


Obr. 3.6 Widmannstättenova štruktúra [2]

Zrnitá – idiomorfna – štruktúra feritu (Obr.3.7 [7]) sa vyskytuje iba pri podeutektoidných oceliach s nízkym obsahom uhlíku (Obr.3.8 [2]). Po okraji zrn austenitu vznikajú rovnoosé zrná proeutektoidného feritu, ktoré rastú do objemu. Táto štruktúra má dobrú odolnosť voči krehkému lomu. Pri nadeutektoidných oceliach sa táto štruktúra vplyvom malého obsahu proeutektoidného cementitu nevyskytuje.



Obr. 3.7 Zrnitá štruktúra [7]



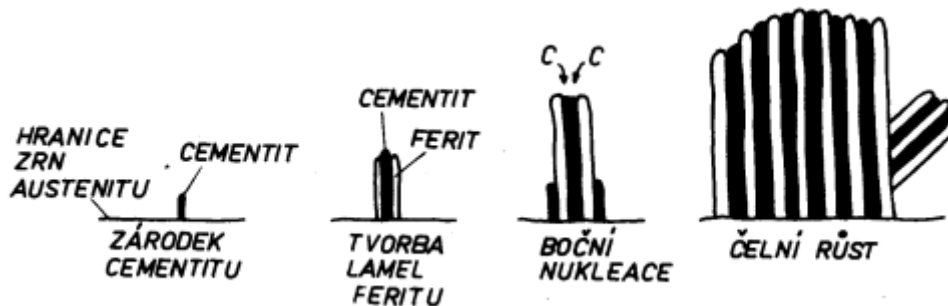
Obr. 3.8 Oblastni vzniku proeutektoidných fází [2]

### 3.3 Perlitická premena [2],[9]

Prechladením austenitu pod teplotu  $A_1$  dochádza k jeho rozpadu na lamelárnu zmes feritu a cementitu - perlit. Tento proces je plne difúzny. Vďaka perlitickej premene je možné dosiahnuť pri rovnakom obsahu uhlíku rozličné mechanické vlastnosti.

Mechanizmus vzniku spočíva v nukleácii zárodka na hraniciach zrn austenitu, kde sa náhodne vytvorí zárodok feritu alebo cementitu. Ako prvý zárodok vzniká ten, ktorý je voči austenitu viac nestabilný. Napríklad v oblasti blízko predĺženej krivky SE (Obr. 3.8 [2]) sa ako prvý vytvorí ferit a v oblasti predĺženia krivky GS sa vytvorí cementit. Teória rastu

podľa Hull a Mehla (Obr. 3.9[2]) predpokladá ako prvý vznik zárodku cementitu. Difúziou uhlíku z okolia do zárodku sa oblasť ochudobňuje o uhlík, tým pádom sa vytvoria podmienky pre začiatok rastu lamiel feritu. Keďže ferit rozpúšťa iba malé množstvo uhlíku, tak uhlík difunduje do okolitých oblastí austenitu, ktoré sa časom presýti a vytvoria sa znova podmienky pre vznik cementitu. Premena ďalej pokračuje striedaním cementitu a feritu pokiaľ sa všetok austenit nepretransformuje na perlit.



Obr. 3.9 Schéma vzniku perlitu podľa Hull a Mehla [2]

Zárodok sa navzájom z boku obmedzujú, preto rastú hlavne čelne, v smere od hranice zrna austenitu. Lamely feritu a cementitu sú rovnobežné a vytvárajú tak kolónie perlitu.

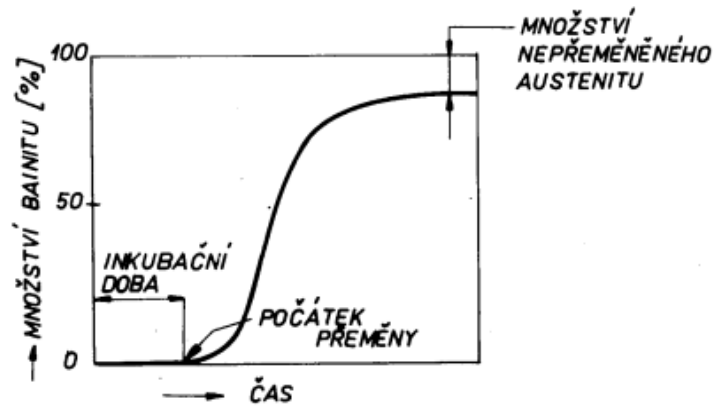
Rýchlosť premeny je daná rýchlosťou nukleácie a rýchlosťou rastu. Premena prebehne pomalšie ak je dosiahnuté malé prechladenie. Vtedy je - kvôli menšiemu množstvu zárodkov a väčšiemu priestoru pre difúziu - dosiahnutá hrubá štruktúra perlitu. Vznikne hrubý lamelárny perlit. Je charakteristický hrubými lamelami a veľkými vzdialenosťami medzi lamelami jednej fázy.

Pri znižujúcej sa teplote premeny je dosiahnutý väčší počet zárodkov. Tým sa znižuje hrúbka dvojíc lamel feritu a cementitu, čo má za následok vznik jemného lamelárneho perlitu nazývaného *troostit*. Oceľ s touto štruktúrou je pevnejšia, tvrdšia a aj húževnatejšia, keďže tenké lamely cementitu sa dokážu lepšie deformovať.

### 3.4 Bainitická premena[2],[9],[10]

Pri zvyšujúcom sa prechladení austenitu v rozmedzí teplôt približne od 550°C do  $M_s$  (začiatková teplota martenzitickej premeny) vzniká nerovnovážna feriticko-karbidická zmes nazývaná bainit. Pri teplotách vzniku bainitu je zhoršená difúzia substitučne prítomných atómov a je umožnená difúzia iba intersticiálnych atómov, preto sa jedná o čiastočne bezdifúznú premenu.

Mechanizmus vzniku spočíva v transformácii austenitu na bainitický ferit, ktorá sa uskutočňuje strihom – bezdifúzne, a v prerozdelení uhlíka, ktoré prebieha difúznym mechanizmom. Takýmto spôsobom sa vytvoria oblasti ochudobnené a obohatené uhlíkom. Po vytvorení dosky bainitického feritu je prebytočný uhlík vytlačený do okolného austenitu, kde následne precipitujú častice cementitu. Difúznú povahu premeny potvrdzuje aj existencia inkubačnej doby (Obr. 3.10 [2]), podobne ako pri perlitickej premene. Po inkubačnej dobe sa rýchlosť deja výrazne zvyšuje a po krátkej dobe zase klesá.

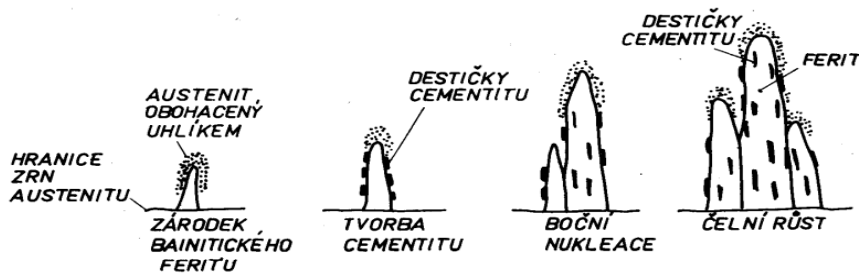


Obr. 3.10 Kinetická krivka bainitickej premeny [2]

Na rozdiel od perlitickej premeny, pri bainitickej premene sa nepremení všetok austenit (Obr.3.10 [2]); austenit ktorý v štruktúre zostane sa nazýva zvyškový austenit. Vznik bainitu je závislý hlavne na teplote a rýchlosti ochladzovania. Podľa teploty vzniká horný alebo dolný bainit.

### Horný bainit

Pri teplotách od 550 do 350°C vzniká horný bainit (Obr. 3.11 [2]). Je tvorený doskami bainitického feritu a hrubšími doskami cementitu orientovanými v smere rastu bainitického feritu. Jedna z teórií hovorí, že dosky cementitu nukleujú v austenite obohatenom o uhlík pri doskách bainitického feritu, kde môžu byť následne obklopené rastúcou feritickou doskou. Dosky feritu sú pomerne hrubé a môžu byť oddelené pásmom obohateného austenitu. Takto vzniknutá štruktúra je v porovnaní s perlitom tvrdšia a pevnejšia, ale mäkšia a menej pevná ako dolný bainit.

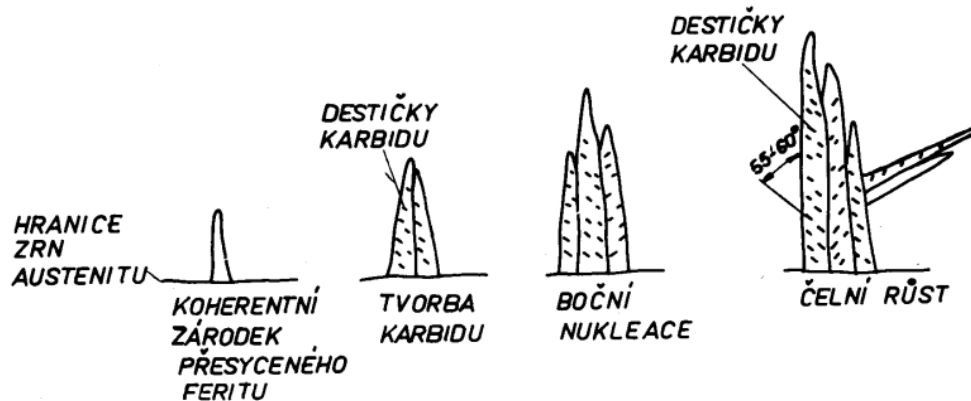


Obr. 3.11 Vznik horného bainitu [2]

### Dolný bainit

Pri teplotách medzi 350°C a  $M_s$  vzniká dolný bainit (Obr.3.12[2]). Jeho štruktúra je tvorená doskami bainitického feritu, v ktorom sú vylúčené jemné karbidické dosky orientované pod uhlom 55 až 60°. Jedná sa o častice prechodného karbidu  $\epsilon$  vylúčené priamo v bainitickom ferite. Táto štruktúra obsahuje tenké dosky bainitického feritu, ktoré k sebe tesne priliehajú a majú v sebe veľa jemných karbidov  $\epsilon$ . V porovnaní s horným bainitom je

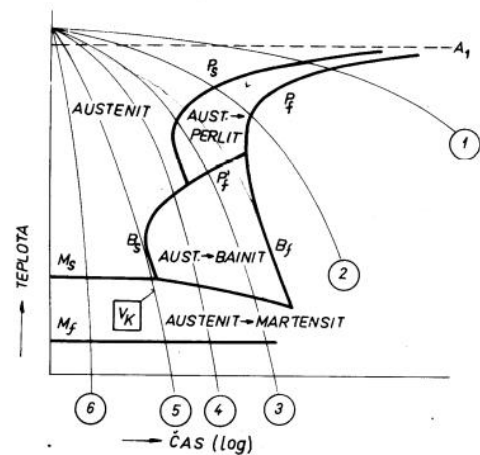
táto štruktúra tvrdšia a pevnejšia. Dosahuje tvrdosť 50 až 60 HRC, zatiaľ čo horný bainit dosahuje tvrdosť 40 až 45 HRC.



Obr. 3.12 Vznik dolného bainitu [2]

### 3.5 Martenzitická premena [2],[9],[10],[7]

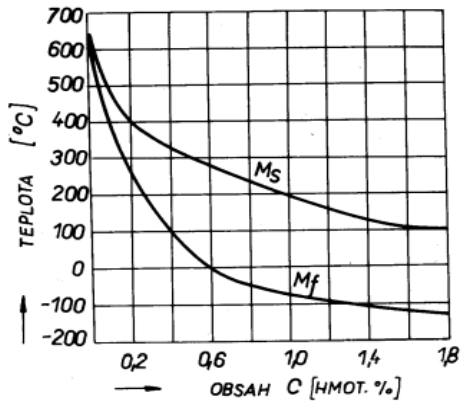
Veľkým prechladením austenitu do oblasti teplôt, kde je zamedzená difúzia, vzniká martenzit. Jedná sa o premenu strihovým-bezdifúznym mechanizmom. Martenzit je definovaný ako nerovnovážny, silne presýtený tuhý roztok uhlíka v železe  $\alpha$ . Aby táto fáza vznikla, je potrebné ochladiť austenit pod teplotu  $M_s$  rýchlosťou väčšou ako je *kritická rýchlosť kalenia* ( $v_k$ ) (Obr. 3.13 [2]) aby sa zamedzilo vzniku perlitu alebo bainitu. Kritická rýchlosť ochladzovania je závislá na zložení austenitu.



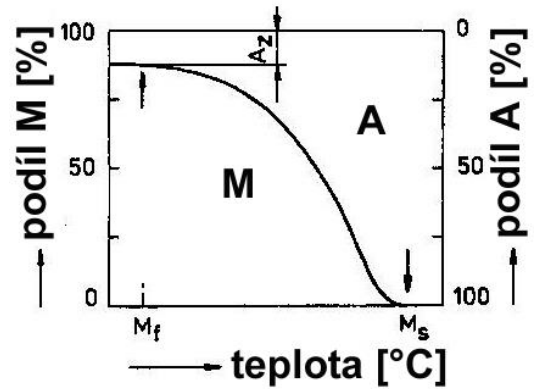
Obr. 3.13 Diagram anizotermického rozpadu austenitu eutektoidnej oceli [2]

Priebeh martenzitickej premeny je závislý hlavne od teploty, nie od času (Obr. 3.14 [7]). Väčšinou má atermický charakter, to znamená, že danej teplote medzi  $M_s$  a  $M_f$  zodpovedá určitý podiel martenzitu, ktorý vznikne takmer okamžite. Rýchlosť rastu sa dá porovnať s rýchlosťou šírenia zvuku v oceli. Teplota  $M_f$  udáva koniec premeny, kde zostáva zvyškový, netransformovaný austenit. Je to nežiadúca štruktúrna súčasť, v uhlíkových oceliach sa bežne vyskytuje v hodnotách 2 až 5 %. Na obr. 3.15 [2] je vidieť závislosť teploty  $M_s$  a  $M_f$  na obsahu uhlíku rozpusteného v austenite. Pri obsahu uhlíka približne 0,6 % klesá teplota  $M_f$  pod hodnotu  $0^\circ\text{C}$ . Hodnoty teplôt  $M_s$  a  $M_f$  taktiež ovplyvňujú legujúce prvky. Prvky Al a Co rozpustené v austenite zvyšujú teplotu  $M_s$  zatiaľ čo ostatné ju znižujú.

- 1-Hrubý perlit, 2-jemný perlit,
- 3-perlit+bainit+martenzit,
- 4- bainit+mertenzit+zbytkový austenit



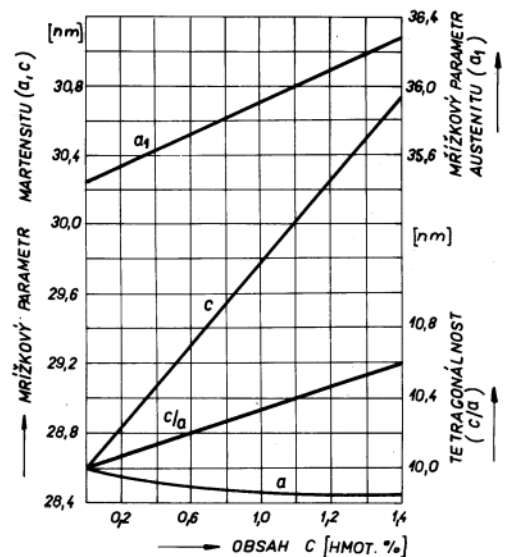
Obr. 3.14 Závislosť teploty  $M_s$  a  $M_f$  na obsahu rozpusteného uhlíka v austenite [2]



Obr. 3.15 Podiel martenzitu v závislosti na teplote premeny [7]

Táto premena je energeticky veľmi náročná. Teoretická hodnota zmeny Gibbsovej energie pri martenzitickej premene je podľa literatúry [9]  $270 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}$ . Experimentálne bolo z modelu podľa Cohena [9] zistené, že táto hodnota je až  $1200 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}$ . Tento rozdiel sa vysvetľuje pomocou tvaru zárodku a spôsobu jeho rastu. Bolo zistené, že na to, aby rast mohol prebiehať, musia byť prekonané Cottrellove atmosféry, čo znamená, že musia byť uvoľnené väzby medzi nahromadenými intersticiálnymi atómami a dislokáciami.

Mechanizmus vzniku spočíva v „uväznení“ uhlíka v mriežke feritu, kvôli takmer nulovej difúzii pri vysokej rýchlosti ochladzovania, pretože množstvo uhlíka rozpusteného v austenite je oveľa väčšie ako môže byť rovnovážne rozpustené vo ferite. Toto presýtenie uhlíka spôsobí deformáciu kubickej priestorovo centrovanej mriežky na tetragonálnu priestorovo centrovanú mriežku. Tetragonalita mriežky martenzitu je definovaná pomerom parametrov mriežky  $c/a$  (Obr. 3.16[2]) a vyjadruje stupeň deformácie mriežky. Stúpa so zvyšujúcim sa obsahom uhlíka. Na základe toho je martenzitická premena spojená so zmenou objemu, ktorá môže byť až do 5%. Zmena objemu vyvolá v štruktúre napätie, kvôli čomu je martenzit veľmi krehký. V porovnaní s perlitom a bainitom má najvyššiu tvrdosť a pevnosť, ale aj najvyššiu krehkosť; na zníženie vnútorného napätia sa využíva popúšťanie.



Obr. 3.16 Závislosť mriežkových parametrov na obsahu uhlíka [2]

## 4 Tepelné spracovanie vybraných materiálov [10]

Príklady tepelného spracovania a výslednej štruktúry boli vybrané pre ocele s označením podľa EN ISO 102Cr6 (ČSN 14 100) a EN ISO 37MnSi5 (ČSN 13 240).

Tabuľka 1 Chemické zloženie ocelí [10]

| ČSN    | hmot. %   |          |          |       |       |           |
|--------|-----------|----------|----------|-------|-------|-----------|
|        | C         | Cr       | Mn       | P     | S     | Si        |
| 13 240 | 0,33-0,44 | -        | 1,1-1,4  | 0,035 | 0,035 | 1,1-1,4   |
| 14 100 | 0,95-1,05 | 1,25-1,5 | 0,35-0,6 | 0,035 | 0,035 | 0,17-0,37 |

Poznámka: Fotografie nasledujúcich štruktúr sú prevzaté z publikácie [10] a v tejto práci sú uvedené v mierke 1:1.

### 4.1 Oceľ EN ISO 37MnSi5 (ČSN 13 240)

Táto oceľ má podeutektoidný obsah uhlíku s hodnotami 0,33-0,44 hm.% C. Je legovaná hlavne mangánom a kremíkom (Tab.1) [10] kvôli nízkej cene mangánu ako náhrada niklu.

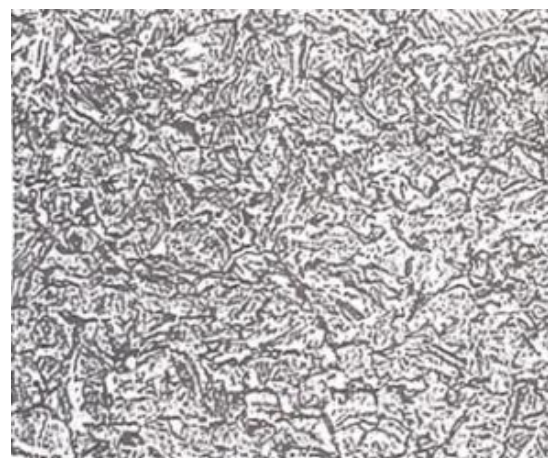
Tieto ocele sa používajú tam, kde nevyhovujú ušľachtilé uhlíkové ocele a chrómové ocele sú príliš nákladné. Sú známe ako pružinové ocele na výrobu veľmi namáhaných súčastí s vysokou pružnosťou, húževnatosťou a vysokou medzou únavy.

Na obrázku 4.1 [10] je vidieť štruktúru ocele v tepelne nespracovanom stave. Je vidieť feriticko-cementickú štruktúru.

Na obrázku 4.2 [10] je vidieť správne zakalenú oceľ z teploty 850°C. Jej martenzitická štruktúra je jemná a vykazuje tvrdosť až do 64 HRC.



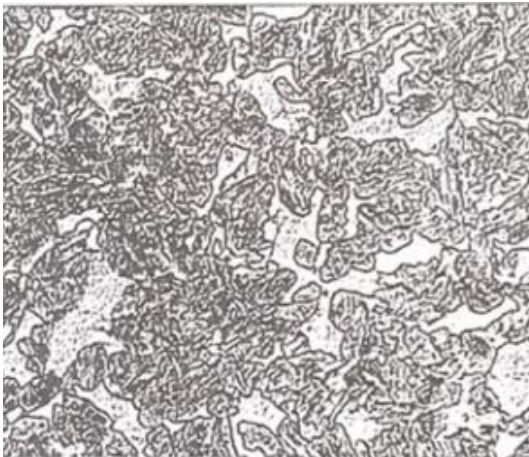
Obr. 4.1 Mikroštruktúra ocele 13 240 tepelne nespracovaná zv.534x [10]



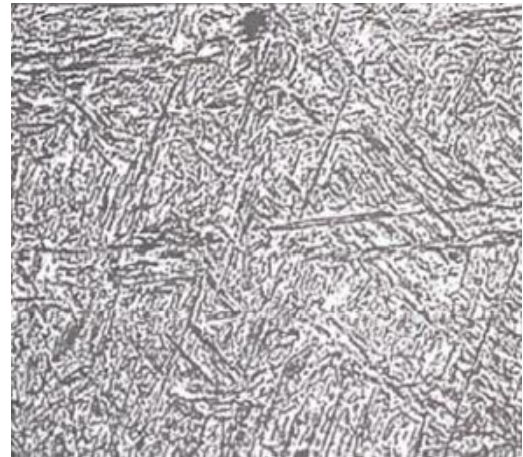
Obr. 4.2 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 850°C /voda 60-64 HRC zv.534x [10]

Na obrázku 4.3 [10] je vidieť nesprávne zakalenú štruktúru z teploty 770°C, ktorá je nižšia ako by mala byť. V štruktúre je vidieť, že sa nepremenil všetok ferit na austenit a tým pádom je výsledná štruktúra mäkká s tvrdosťou iba do 40 HRC.

Na obrázku 4.4 [10] je vidieť taktiež nesprávne zakalenú štruktúru ocele, ktorá bola zahriata až na teplotu 1000°C. Výsledná štruktúra je síce tvrdá s hodnotami do 60 HRC, ale vidieť v nej dlhé ihlice čo môže značiť, že štruktúra je krehká. Vplyvom vysokej teploty došlo k zhrubnutiu štruktúry.



Obr. 4.3 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 770°C /voda 35-40 HRC zv.534x [10]



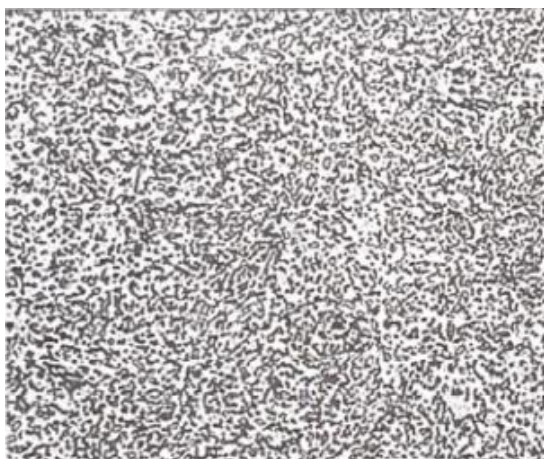
Obr. 4.4 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 1000°C /voda 55-60 HRC zv.534x [10]

## 4.2 Oceľ EN ISO 102Cr6 (ČSN 14 100)

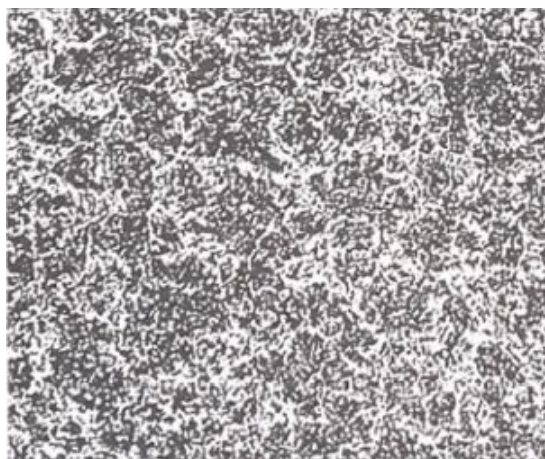
Táto oceľ má nadeutektoidný obsah uhlíku s hodnotami 0,95-1,05 hm.% C, je legovaná chrómom a mangánom. Používajú sa napríklad na výrobu guľôčkových a valčekových ložísk.

Druhá pozorovaná oceľ bola v stave žíhaná na mätko (Obr. 4.5 [10]). Štruktúra je homogénejšia ako lamelárny perlit a cementit zabalený do guľčiek- globulárny cementit je uložený vo feritickej matrici. Takáto štruktúra je mäkká a má výborné vlastnosti na obrábanie.



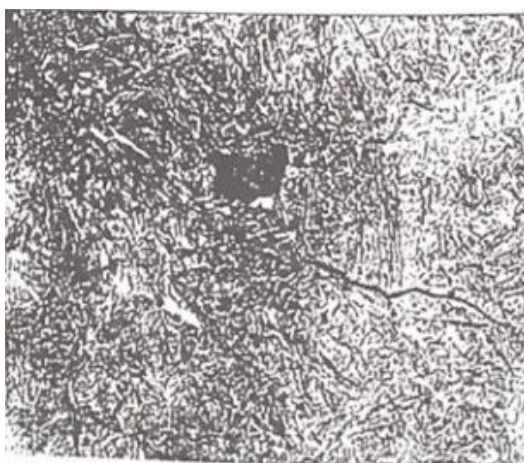


Obr. 4.6 Mikroštruktúra ocele 14 100 žihaná na mätko zv.534x [10]



Obr. 4.5 Mikroštruktúra ocele 14 100 kalená z teploty 850°C / olej 63-65 HRC zv.534x [10]

Štruktúra na obrázku 4.6 [10] je homogénejšia a vykazuje vysokú tvrdosť s hodnotami až do 65 HRC. V štruktúre je zachovaný cementit, na rozdiel od štruktúry na obrázku 4.7 [10], kde bola použitá vysoká teplota kalenia pri ktorej došlo k rozpusteniu sa cementitu. Táto štruktúra dosahuje nižšiu tvrdosť kvôli predpokladanému vyššiemu obsahu zvyškového austenitu.



Obr. 4.7 Mikroštruktúra ocele 14 100 kalená z teploty 1000°C / voda 60-64 HRC zv.534x [10]



## **5 Záver**

V tejto bakalárskej práci sa pojednáva hlavne o fázových premenách využívaných pri tepelnom spracovaní zliatin na báze železo – uhlík. Bolo vysvetlené, čo znamená pojem tepelné spracovanie a boli uvedené jeho štádia. Hlavnou úlohou tejto práce bolo vysvetliť fyzikálne procesy prebiehajúce pri fázových premenách, hlavne z pohľadu termodynamiky a kinetiky. Bez týchto informácií by nebolo možné porozumieť, prečo majú materiály na báze železa a uhlíku tak široké uplatnenie v bežnom živote človeka. Na záver práce bolo ukázané konkrétne tepelné spracovanie vybraných materiálov, uvedená ich štruktúra pred a po spracovaní a stručne opísané dosiahnuté vlastnosti.

## 6 Zoznam použitej literatúry

- [1] CALLISTER, William D. *Material Science and Engineering: An Introduction*. 6th ed. New York: Wiley, 2003, 820 s. ISBN 0471135763.
- [2] DORAZIL, Eduard. *Nauka o materiálu. 2. díl. 3. nezm. vyd.* Brno: Vysoké učení technické, 1979, 266 s. : obr. a tb. ; 4°.
- [3] MOLLÍKOVÁ, E. Študijná opora diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C vypracované pre letný semester 2020/2021 [cit. 2021-05-14]
- [4] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] Študijná opora: Štruktúra grafitických liatin. *Katedra materiálového inžinierstva UNIZA* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Struktura grafitických liatin-teoria \(uniza.sk\)](http://Struktura_grafitickych_liatin-teoria(uniza.sk))
- [6] Študijná opora: Prednášky z úvodu do materiálových vied a inžinierstva. *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Podklady pro výuku - LS \(vutbr.cz\)](http://Podklady_pro_výuku_LS(vutbr.cz))
- [7] Študijná opora: Prednášky zo štruktúry a vlastností materiálov. *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Podklady pro výuku - ZS \(vutbr.cz\)](http://Podklady_pro_výuku_ZS(vutbr.cz))
- [8] MARTINKOVIČ, MAROŠ; HUDÁKOVÁ, MÁRIA; MORAVČÍK, ROMAN. *Nauka o materiáloch 2. Návodý na cvičenia*. 1. vyd. (skriptum). STU v Bratislave, 2001, 197 s. ISBN 80-227-1599-9
- [9] Študijná opora: Prednášky z Fyzika materialov. *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Podklady pro výuku - ZS \(vutbr.cz\)](http://Podklady_pro_výuku_ZS(vutbr.cz))
- [10] GÁBRIŠOVÁ, ZUZANA; BRUSILOVÁ, ALENA. *Tepelné spracovanie. Návodý na cvičenia*. STU v Bratislave, 2019, 134s. ISBN 978-80-227-4894-0
- [11] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu. I. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
- [12] Študijná opora: Štruktúra a vlastnosti slitin metastabilní soustavy železo – karbid železa (Fe – Fe<sub>3</sub>C). *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Nová stránka 1 \(vutbr.cz\)](http://Nová_stránka_1(vutbr.cz))
- [13] Študijná opora: Tvorba proeutektoidního feritu. *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Microsoft Word - 7 Tvorba proeutektoidního feritu \(vutbr.cz\)](http://Microsoft_Word_-_7_Tvorba_proeutektoidního_feritu(vutbr.cz))
- [14] Študijná opora: Konstrukce kinetických diagramů(ARA). *Fakulta strojního inžinierství VUT Brno* [online] [cit. 2021-05-14] dostupné z: [Microsoft Word - 8 Konstrukce kinetických diagramo \(ARA\) \(vutbr.cz\)](http://Microsoft_Word_-_8_Konstrukce_kinetických_diagramo(ARA)(vutbr.cz))

## **7 Zoznam použitých skratiek a symbolov**

### **Skratky**

Fe-železo

C- uhlík

Fe<sub>3</sub>C – karbid železa

BCC- kubická priestorovo centrovaná kryštálová mriežka

FCC- kubická plošne centrovaná kryštálová mriežka

Zv.- zväčšené

Mn – mangán

Cr- chróm

Mo – molybdén

V- vanád

W- wolfrám

Ti- titan

Al- hliník

Co- kobalt

P- fosfor

S-síra

Si-kremík

### **Symboly**

HRC – tvrdosť podľa Rockwella

## 8 Zoznam obrázkov

|   |    |
|---|----|
| Obr. 1.1 Krivky chladnutia a tuhnutia čistého železa [2] .....  | 3  |
| Obr. 1.2 Bunka diamantovej kubickej kryštálovej mriežky [1].....  | 4  |
| Obr. 1.3 Štruktúra grafitu [1] .....  | 4  |
| Obr. 1.4 Štruktúra fullerénu [1] .....  | 4  |
| Obr. 1.5 Schematické rozdelenie sústavy Fe-C podľa obsahu uhlíku [3] .....  | 5  |
| Obr. 1.6 Rovnovážny diagram stabilnej sústavy Fe-C [6].....   | 6  |
| Obr. 1.7 Rovnovážny diagram stabilnej sústavy Fe-C [1].....   | 6  |
| Obr. 1.8 Štruktúra BCC kryštálovej mriežky [6].....   | 7  |
| Obr. 1.9 Štruktúra FCC kryštálovej mriežky [6] .....  | 7  |
| Obr. 1.10 Fázový diagram Fe-Fe <sub>3</sub> C [3] .....   | 8  |
| Obr. 1.11 Štruktúrny diagram Fe-Fe <sub>3</sub> C [3] .....   | 8  |
| Obr. 1.12 Priebeh tepelného spracovania [7].....  | 9  |
| Obr. 1.13 Časť diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C s označením pásiem žihania [7].....  | 9  |
| Obr. 2.1 Stav sústavy - metastabilný, nestabilný, stabilný [9].....   | 10 |
| Obr. 2.2 Závislosť Gibbsovej energie na teplote [3] .....   | 11 |
| Obr. 2.3 Znárodnenie procesu nukleácie [9].....   | 14 |
| Obr. 2.4 Závislosť Gibbsovej energie na polomere zárodka [9] .....  | 15 |
| Obr. 2.5 Závislosť aktivačnej energie a kritického polomeru zárodka na teplote [9] .....  | 15 |
| Obr. 2.6 Povrchové napätia pri heterogénnej nukleácii [9] .....   | 16 |
| Obr. 2.7 Uhol zmáčania [9] .....  | 17 |
| Obr. 2.8 Porovnanie veľkosti Gibbsovej energie potrebnej pri homogénnej a heterogénnej nukleácii zárodka [1] .....  | 17 |
| Obr. 2.9 Závislosť rýchlosti nukleácie na prechladení [9].....  | 18 |
| Obr. 2.10 Vplyv teploty na veľkosť aktivačnej energie a kritický polomer zárodka [1] ....   | 19 |
| Obr. 2.11 Kinetická krivka [13].....  | 20 |
| Obr. 2.12 Anizotermické krivky chladnutia [14].....   | 21 |
| Obr. 2.13 IRA diagram [9].....  | 22 |
| Obr. 2.14 ARA diagram [9] .....   | 22 |
| Obr. 3.1 Premena eutektoidnej oceli na austenit [12].....   | 23 |
| Obr. 3.2 Austenitizačný diagram eutektoidnej uhlíkovej ocele [10], 1-východiskový stav(perlit), 2-začiatok austenitizácie (premena feritu na austenit) s obsahom austenitu 0,5 % 3 - koniec premeny feritu na austenit s postupným rozpúšťaním zvyškového cementitu (obsah austenitu 99,5 %), 4 – vznik nehomogénneho austenitu, 5 – homogénny austenit.. | 24 |
| Obr. 3.3 Schéma rastu zrna austenitu eutektoidnej ocele [2].....  | 24 |
| Obr. 3.4 Časť diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C s vyznačenými pásmami premien [2] .....   | 25 |
| Obr. 3.5 Sieťová štruktúra [2].....   | 25 |
| Obr. 3.6 Widmannstättenova štruktúra [2] .....  | 26 |
| Obr. 3.7 Zrnitá štruktúra [7].....  | 26 |
| Obr. 3.8 Oblastni vzniku proeutektoidných fází [2] .....  | 26 |
| Obr. 3.9 Schéma vzniku perlitu podľa Hull a Mehla [2] .....   | 27 |
| Obr. 3.10 Kinetická krivka bainitickej premeny [2] .....  | 28 |
| Obr. 3.11 Vznik horného bainitu [2].....  | 28 |

|  |    |
|--|----|
| Obr. 3.12 Vznik dolného bainitu [2].....   | 29 |
| Obr. 3.13 Diagram anizotermického rozpadu austenitu eutekdoidnej oceli [2] .....                   | 29 |
| Obr. 3.15 Závislosť teploty Ms a Mf na obsahu rozpusteného uhlíka v austenite [2].....             | 30 |
| Obr. 3.14 Podiel martenzitu v závislosti na teplote premeny [7] .....                              | 30 |
| Obr. 3.16 Závislosť mriežkových parametrov na obsahu uhlíka [2] .....                              | 30 |
| Obr. 4.1 Mikroštruktúra ocele 13 240 tepelne nespracovaná zv.534x [10].....                        | 31 |
| Obr. 4.2 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 850°C /voda 60-64 HRC zv.534x [10]<br>.....  | 31 |
| Obr. 4.3 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 770°C /voda 35-40 HRC zv.534x<br>[10].....   | 32 |
| Obr. 4.4 Mikroštruktúra ocele 13 240 kalená z teploty 1000°C /voda 55-60 HRC zv.534x<br>[10].....  | 32 |
| Obr. 4.5 Mikroštruktúra ocele 14 100 žíhaná na mätko zv.534x [10].....                             | 33 |
| Obr. 4.6 Mikroštruktúra ocele 14 100 kalená z teploty 850°C / olej 63-65 HRC zv.534x [10]<br>..... | 33 |
| Obr. 4.7 Mikroštruktúra ocele 14 100 kalená z teploty 1000°C / voda 60-64 HRC zv.534x<br>[10]..... | 33 |