



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

Faktory ovlivňující charakter fázových transformací v systému Fe-C

Factors influencing the character of phases transformation in the Fe-C system

Bakalářská práce
BACHELOR'S THESIS

Autor práce
Author

Ivan Gubán

Vedúci práce
Supervisor

Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP

Brno 2015

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2014/15

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Ivan Gubán

který/která studuje v **bakalářském studijním programu**

obor: **Základy strojního inženýrství (2341R006)**

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:

Faktory ovlivňující charakter fázových transformací v systému Fe-C

v anglickém jazyce:

Factors influencing the Character of Phase Transformations in the Fe - C System

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Student se ve své závěrečné práci bude věnovat vlivu různých faktorů na charakter fázových přeměn v metastabilní i stabilní formě soustavy Fe - C; zvláštní pozornost zaměří na vliv chemických prvků a režimu ohřevu a ochlazování. V souvislosti s tím budou zmíněny diagramy IRA a ARA a dokladovány změny metalografických struktur.

Cíle bakalářské práce:

Seznam odborné literatury:

1. Ptáček, L. a kol.: Nauka o materiálu I, CERM Brno, 2001. ISBN 80-7204-193-2
2. Ptáček, L. a kol.: Nauka o materiálu II, CERM Brno, 1999. ISBN 80-7204-130-4
3. Callister, W.D.: Material Science and Engineering, An Introduction. John Wiley and SonsInc., 2003. ISBN 0-471-22471-5
4. další knižní, časopisecké a internetové zdroje dle aktuální potřeby

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2014/15.

V Brně dne 23. 2. 2015



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan

Abstrakt

Cieľom tejto práce je štúdium faktorov ovplyvňujúcich charakter fázových transformácií v systéme železo-uhlík. Zvláštna pozornosť je venovaná rýchlosti ochladzovania uvažovaných zliatin a koncentrácii uhlíka v zliatine, ktoré ovplyvňujú formu uhlíka kryštalizujúceho v zliatinách železa i výslednú štruktúru materiálu. Z rozsahových dôvodov práca neuvažuje vplyvy spôsobené prítomnosťou prímiesových ani legujúcich prvkov. V práci sú dokladované snímky mikroštruktúr vybraných zliatin, poprípade ich schematické znázornenie. Na záver sú priložené transformačné diagramy vybraných ocelí.

Kľúčové slová

železo, uhlík, cementit, grafit, fáza, štruktúra, transformácia, modifikácia, polymorfia

Abstract

The goal of this thesis is the study of the factors influencing the character of the phase transformation in the Fe-C system. Focusing on the speed of the cooling of alloys under the consideration and concentration of carbon in the alloy, which influences the form of carbon gelling in the alloys of iron and the resulting structure of the material. Because of the limited range, the thesis does not take into account the influences caused by the presence of the impure and alloying elements. The illustrations of the microstructure of the particular alloys or their schematic illustration. In conclusion, there is included transformation diagrams of the particular steel.

Key words

iron, carbon, cementit, graphite, phase, structure, transformation, modification, polymorphism

Bibliografická citácia

GUBÁN, I. *Faktory ovlivňující charakter fázových transformací v systému Fe-C*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2015. 47 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Eva Molliková, Ph.D., Paed IGIP

Čestné prehlásenie

Čestne prehlasujem, že som prácu na tému ***Faktory ovplyvňujúce charakter fázových transformácií v systéme Fe-C*** vypracoval samostatne, s použitím odbornej literatúry a prameňov, ktoré sú uvedené a riadne odcitované v zozname použitej literatúry.

V Brne, dňa 28.5.2015

Podpis bakalára

.....
Ivan Gubán

Pod'akovanie

Týmto by som sa chcel poďakovať vedúcej bakalárskej práce Ing. Eve Mollikovej, Ph.D., Paed IGIP za ochotu spolupracovať za každých okolností, za výnimočnú ústretovosť a množstvo cenných rád a pripomienok, bez ktorých by táto práca určite nevznikla. Takisto by som veľmi rád poďakoval aj grafikovi Karlovi Peltánovi za pomoc s grafickými záležitosťami tejto práce a Kristíne Kňazovickej za preklad do angličtiny. Ďakujem.

Obsah

1. Úvod.....	10
2. Železo.....	11
3. Uhlík.....	12
4. Systém Fe-C.....	14
4.1. Rozpustnosť uhlíka v železe.....	15
4.2. Formy uhlíka v technickom železe.....	16
4.3. Rýchlosť kryštalizácie	18
4.4. Sústava Fe-Fe ₃ C.....	19
4.5. Tuhnutie zliatín v diagrame Fe-Fe ₃ C.....	21
4.6. Sústava Fe-C	25
5. Fázové premeny v sústave Fe-Fe ₃ C.....	28
5.1. Austenitizácia.....	28
5.2. Rozpad presýteného feritu.....	32
5.3. Tvorba proeutektoidných fáz.....	33
5.4. Perlitická premena.....	35
5.5. Bainitická premena.....	37
5.6. Martenzitická premena.....	39
5.7. Premeny pri popúšťaní martenzitu.....	41
5.8. Transformačné diagramy.....	43
6. Fázové premeny v sústave Fe-C.....	44
7. Záver.....	46
8. Zoznam použitej literatúry.....	47

1 Úvod

Zliatiny železa a uhlíka sprevádzajú ľudské pokolenie už celé tisícročia. Prvé objavy týchto zliatin sa datujú do počiatkov doby železnej (asi 2500 rokov pred Kristom v Mezopotámii a 750 rokov pred Kristom v strednej Európe). Technológie ich spracovania boli v prvopočiatkoch samozrejme primitívne a vlastnosti výsledného produktu sa logicky ani len nepribližovali k tomu, čo máme k dispozícii v súčasnosti.

Z pohľadu vývoja technológii spracovania železa je nutné konštatovať, že bol extrémne nerovnomerný, v počiatkoch veľmi pomalý, až by sa dalo povedať zanedbateľný. Zlom nastal s príchodom priemyselnej revolúcie, najmä s objavom Bessemerovho konvertoru a Siemens-Martinovej pece v druhej polovici 19. storočia. Produktom týchto konvertorov bol materiál s nízkym obsahom nežiaducich prvkov (fosfor, síra, či nadbytočný uhlík), t. j. oceľ, ktorej objav spôsobil prudký rozvoj inžinierstva, či už stavebného, ale najmä strojného.

Ergo, výrobný postup sa stal komplikovaný, čo viedlo k realizácii podrobných štúdií, ktorých výsledkom bol vznik materiálových vied. Predmetom skúmania týchto vied je množina fyzikálnych a chemických procesov, ktoré prebiehajú v rámci výroby a spracovania technických materiálov. Tieto vedy venujú významnú časť svojej pozornosti fázovým transformáciám, ako jednému z určujúcich faktorov tvorby výslednej štruktúry, ktorej funkciou sú všetky užitočné vlastnosti technických materiálov.

Vo svojej práci by som chcel, podobne ako materiálové vedy, venovať pozornosť fázovým transformáciám a rôznym faktorom, ktoré majú potenciál ovplyvniť ich charakter, konkrétne v systéme Fe-C. Zliatiny, ktoré majú pôvod v tomto systéme sú, čo do množstva, najvyužívanejšími technickými materiálmi v inžinierskej praxi.

2 Železo [2,3,4]

Železo má protónové číslo 26 a v periodickej tabuľke prvkov sa nachádza v VIII B skupine. Čisté železo v tuhom stave je šedo biela látka, ktorá je charakteristická typickým kovovým leskom. Ideálne čisté železo je veľmi mäkké, dobre tváriteľné a s nízkou hodnotou medze pevnosti, čiže vlastnosťami veľmi podobné iným čistým kovom.

Základné charakteristiky čistého železa:

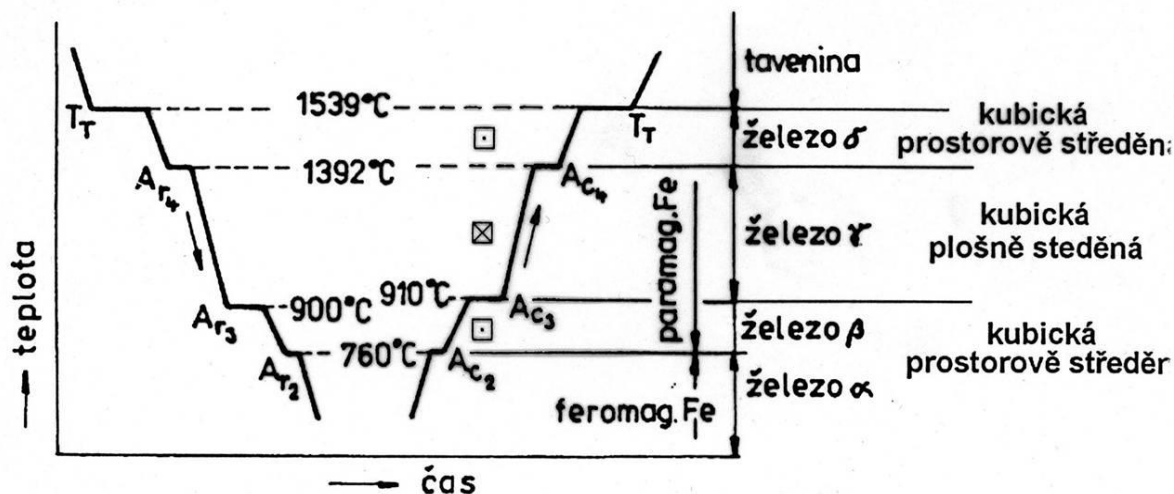
-relatívna atómová hmotnosť:	55,874
-teplota tavenia:	1538 °C
-teplota varu pri tlaku 0,101MPa:	2800 °C
-hustota pri 20 °C:	7874 kg.m ⁻³
-modul pružnosti v ťahu:	2,004.10 ⁵ MPa [2,4]

Ďalšie fyzikálne vlastnosti železa

Čisté železo má za izbovej teploty nízky elektrický odpor, ten sa ale so zvyšujúcou teplotou a klesajúcou mierou chemickej čistoty markantne zvyšuje. Hodnota tepelnej vodivosti pri izbovej teplote dosahuje 0,0732 W.m⁻¹.K⁻¹, avšak so zvyšujúcou sa teplotou klesá až k 0,0296 W.m⁻¹.K⁻¹. Súčiniteľ tepelnej rozťažnosti sa s narastajúcou hodnotou teploty pre zmenu zväčšuje, avšak väčšina prísad (okrem Mn) ju znižuje. Pre uhlíkové a nízko legované ocele sa udáva hodnota 10 až 12.10⁻⁶ K⁻¹. Silno legované ocele sú charakteristické širokým spektrom dilatačných vlastností; niektoré takmer nedilatujú a iné (napr. austenitické) majú súčiniteľ dĺžkovej rozťažnosti väčší ako 20.10⁻⁶ K⁻¹.

Železo a jeho modifikácie

Železo je polymorfny kov, ktorý má z kryštalografického hľadiska dve odlišné modifikácie α a γ . Modifikácia α existuje ako stabilná fáza v dvoch teplotných rozmedziach, konkrétne 0 až 912 °C a 1394 až 1539 °C. V oblasti vysokých teplôt sa označuje ako železo δ . Jednou s významných charakteristík železa α sú jeho feromagnetické vlastnosti, ktorými sa však vyznačuje iba do takzvanej Curieho tepoty 760 °C. Po prekročení tejto teploty sa železo stáva paramagnetickým a jeho paramagnetická α modifikácia, existujúca v nižšom rozmedzí teplôt, sa označuje ako železo β . V intervale teplôt 912 až 1394 °C existuje železo ako γ modifikácia. Modifikácie α , β a δ majú kryštalovú mriežku typu BCC, teda kubickú, priestorovo stredenú, pre γ modifikáciu je charakteristická mriežka FCC, čiže kubická, plošne stredená. Všetky vyššie uvedené údaje platia pre normálny tlak (1,01.10⁵Pa), ktorý sa považuje za konštantný pri všetkých dejoch, popisovaných v tejto práci. Tento predpoklad je zavedený hlavne z toho dôvodu, že všetky fázové transformácie v zliatinách železa prebiehajú pri atmosférickom tlaku. Na obrázku 2.1 [3] sú znázornené krivky chladnutia a ohrevu čistého železa spolu s kritickými teplotami alotropických premien.



Obr. 2.1: Krivky chladnutia a ohrevu čistého železa [3]

3 Uhlík [3,4,5,6,7]

Uhlík patrí do kategórie nekovov. Má protónové číslo 6 a v periodickej tabuľke chemických prvkov sa nachádza v IV A skupine. Vyskytuje sa v rôznych alotropických modifikáciách, ktoré vykazujú odlišné chemické a fyzikálne vlastnosti. Jeho prítomnosť výraznou mierou ovplyvňuje mechanické vlastnosti zliatin železa.

Základné charakteristiky čistého uhlíka:

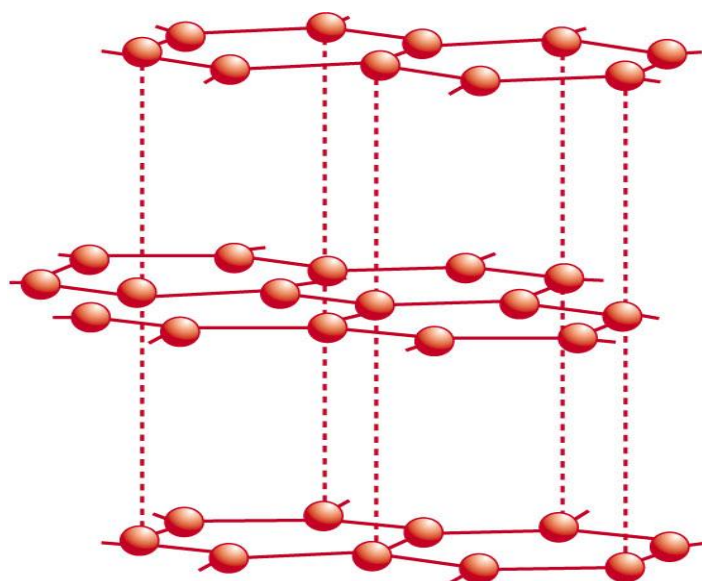
-relatívna atómová hmotnosť:	12,011
-teplota tavenia:	3800 °C
-hustota pri 20 °C:	2250 kg.m ⁻³

Modifikácie uhlíka

V prírode sa uhlík vyskytuje v dvoch modifikáciách, konkrétne ako grafit a diamant. Avšak vďaka rozvoju poznania a technológie boli na prelome tisícročí objavené uhlíkové nanoštruktúry ako fullerén, či uhlíkové nanotrubičky. Tieto nanoštruktúrne materiály sa vyznačujú výrazne odlišnými vlastnosťami ako ich konvenčné (mikroštruktúrne ekvivalenty, ale stabilné sú iba v laboratórnych podmienkach)

Grafit

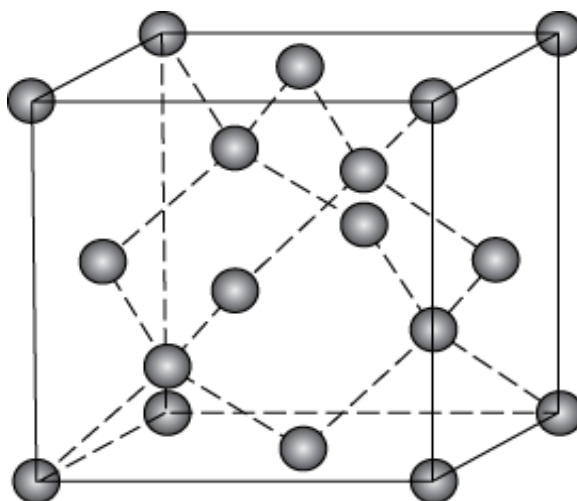
Grafit je najstabilnejšia forma kryštalického uhlíka, pre ktorý je charakteristická hexagonálna mriežka. Väzba medzi uhlíkmi, tvoriacimi hexagón, je kovalentná a jednotlivé hexagónové roviny držia pokope vďaka pôsobeniu Van der Waalových síl (čiarkované vertikálne úsečky na obrázku 2.2 [7]). Svojou dobrou elektrickou vodivosťou v šesťuholníkových rovinách sa radí medzi kovy a typické polovodiče, je stabilný a pevný aj pri vysokých teplotách. K ďalším charakteristikám patrí aj vysoká tepelná vodivosť, malá teplotná rozťažnosť, odolnosť voči teplotným šokom a dobrá obrábateľnosť.



Obrázok 2.2: Kryštalická mriežka grafitu (hexagonálna) [7]

Diamant

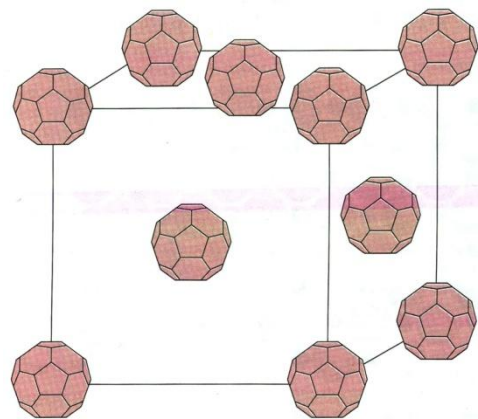
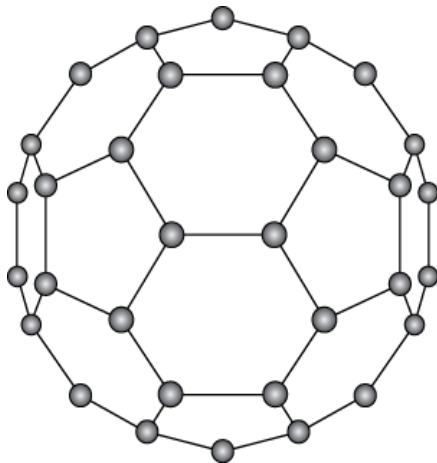
Diamant predstavuje metastabilnú formu prírodného kryštalického uhlíka, pre ktorý je v „zemských podmienkach“ charakteristická kubická kryštalická mriežka (vid' obrázok 2.3 [4]), ale v niektorých meteoritoch bol objavený aj hexagonálny diamant. Tento minerál kryštalizuje pri veľmi vysokých tlakoch a teplotách, v dôsledku čoho je extrémne vzácny. Okrem prírodnej formy existuje aj takzvaný syntetický diamant, vyrábaný priemyselne, ktorý však nedosahuje tak vysoké mechanické vlastnosti ako jeho prírodný ekvivalent. Jednotlivé atómy sú v diamantovej mriežke viazané kovalentnou väzbou, výsledkom čoho je extrémne vysoká tvrdosť (najtvrdší prírodný materiál). K ďalším charakteristikám patrí veľmi nízka elektrická vodivosť a v porovnaní s ostatnými nekovmi aj vysoká tepelná vodivosť.



Obrázok 2.3: Kubická kryštalická mriežka diamantu [4]

Fulerén

Za existenciu fullerénu (viď obrázok 2.4 [4]) vďačíme trojici fyzikov Harold Kroto, Robert Curl a Richard Smalley, ktorým bola za ich objav v roku 1996 udelená Nobelova cena. Tí pri jeho výrobe použili grafitový disk, ktorý odparovali laserom. Vzniknuté pary chladili prúdom hélia a analyzovali ich vlnové spektrum, z ktorého zistili prítomnosť stabilných molekúl uhlíka C₆₀ a C₇₀. Z technologického hľadiska je zaujímavejšia molekula fullerénu C₆₀, na základe ktorej by mohol byť vytvorený super pevný a super ľahký materiál. C₆₀ má guľovitý tvar a pozostáva z 20 hexagónov a 12 pentagónov, pričom žiadna dvojica pentagónov nemá spoločnú hranu. Zaujímavá je aj skutočnosť, že každá molekula fullerénu sa správa ako atóm; pri izbovej teplote sa otáča okolo svojej osi s frekvenciou 10^8 s^{-1} . V čistom stave má fullerén kryštalickú mriežku FCC (viď obrázok 2.5 [4]), malú hustotu, je mäkký a vykazuje nízku eklektickú vodivosť. Fullerén sa vyznačuje naozaj širokým spektrom neobyčajných vlastností, ale z tematických a rozsahových dôvodov mu táto práca nemôže venovať patričnú pozornosť.



Obrázok. 2.4: Molekula fullerénu [4]

Obrázok 2.5: Kryštalická mriežka fullerénu [4]

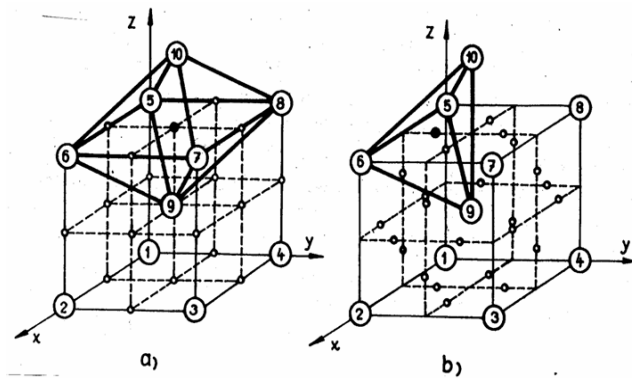
Predchádzajúca sekcia charakterizovala uhlík z hľadiska anorganickej chémie. Veľmi významnú úlohu však plní aj na poli chémie organickej, uhlík je základným komponentom všetkých organických zlúčenín. Charakteristika úlohy uhlíka v organickej chémii nespadá do obsahovej náplne tejto práce a z tohto dôvodu jej nebude venovaná patričná pozornosť.

4 Systém Fe-C [4,8]

V systéme Fe-C nachádza pôvod väčšina inžinierskych materiálov na báze kovov, nevynímajúc ocele a liatiny. Z termodynamického hľadiska rozoznávame dve formy sústavy Fe-C, konkrétne metastabilnú a stabilnú. Forma sústavy je daná charakterom termodynamickej rovnováhy uhlíka, ktorý v nej kryštalizuje. V metastabilnej variante kryštalizujú ocele a ledeburitické liatiny (uhlík je prítomný vo forme cementitu, tj. uplatňuje sa metastabilná rovnováha molekuly Fe-Fe₃C), v stabilnej grafitické liatiny (uhlík je prítomný vo forme stabilného grafitu). Táto kapitola je venovaná štúdiu interakcie medzi uhlíkom a železom v technických zliatinách a faktorom, určujúcim charakter sústavy.

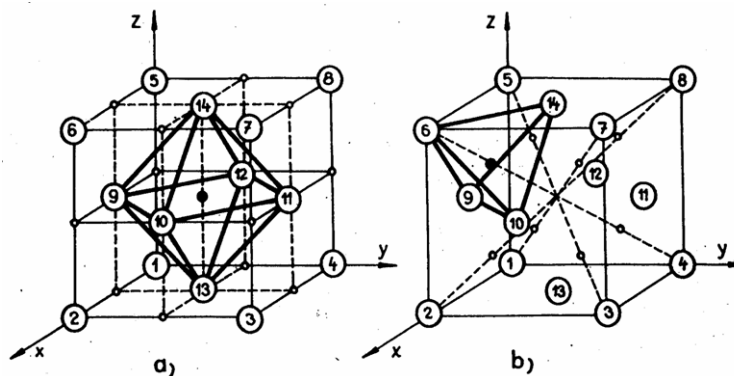
4.1 Rozpustnosť uhlíka v železe [2,3]

Uhlík, ktorého polomer atómu je $0,77 \cdot 10^{-10}$ m je jedným z prvkov, ktorého atómy sú dostatočne malé na tvorbu intersticiálnych tuhých roztokov v železe. Rozsah jeho rozpustnosti v tuhom železe je však pre jednotlivé modifikácie rozdielny. Táto skutočnosť je dôsledkom rôznych veľkostí mriežkového parametra a rozdielnych spôsobov usporiadania atómov železa v jednotlivých modifikáciách. Mriežka FCC, charakteristická pre austenit, má väčší mriežkový parameter a obsahuje väčšie množstvo tetraedrických intersticiálnych dutín (viď Obrázok 4.1 a 4.2 [3]) ako feritická BCC mriežka, čo sa prejavuje podstatne väčšou mierou schopnosti železa γ tvoriť s uhlíkom intersticiálne roztoky. Navyše, pre obe modifikácie je charakteristická zmena veľkosti mriežkového parametra v závislosti na zmene teploty, v dôsledku čoho pozorujeme klesajúcu rozpustnosť uhlíka v tuhom železe α a γ .



Obrázok 4.1: Intersticiálne dutiny v BCC mriežke [3]

a) oktaedrické b) tetraedrické



Obrázok 4.2: Intersticiálne dutiny v FCC mriežke [3]

a) oktaedrické b) tetraedrické

4.2 Formy uhlíka v technickom železe [1,2,3]

Tuhé roztoky

- **ferit** - intersticiálny tuhý roztok uhlíka v železe α
 - existujúci do teploty 912 °C
 - medza maximálnej rozpustnosti uhlíka vo ferite je 0,022% (0,018 pre stabilnú variantu sústavy)
- **austenit** - intersticiálny tuhý roztok uhlíka v železe γ
 - existujúci v rozmedzí teplôt 727 °C až 1493 °C
 - medza maximálnej rozpustnosti uhlíka v austenite je 2,14%
- **delta ferit** - intersticiálny tuhý roztok uhlíka v železe δ
 - existujúci v rozmedzí teplôt 1394 °C až 1526 °C
 - medza maximálnej rozpustnosti uhlíka v delta ferite je 0,08%

Uvedené percentá predstavujú hmotnostnú koncentráciu uhlíka v zliatine.

Cementit

Cementit alebo karbid železa Fe_3C je intersticiálna chemická zlúčenina s obsahom uhlíka 6,687%, ktorá nespĺňa Haggovo pravidlo pomeru veľkosti atómov, čo má za následok, že kryštalizuje v zložitej orthorombickej kryštalickej mriežke (viď. obrázok 4.3 [3]). Cementit nie je polymorfná zlúčenina, to jest, nepodlieha alotropickým transformáciám. Do teploty 217 °C je feromagnetický. Je veľmi tvrdý (700 až 800 HV), krehký, prakticky netváriteľný a jeho hustota je $7820 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Tieto vlastnosti vyplývajú zo značnej komplikovanosti jeho kryštalickej mriežky. [2,4]

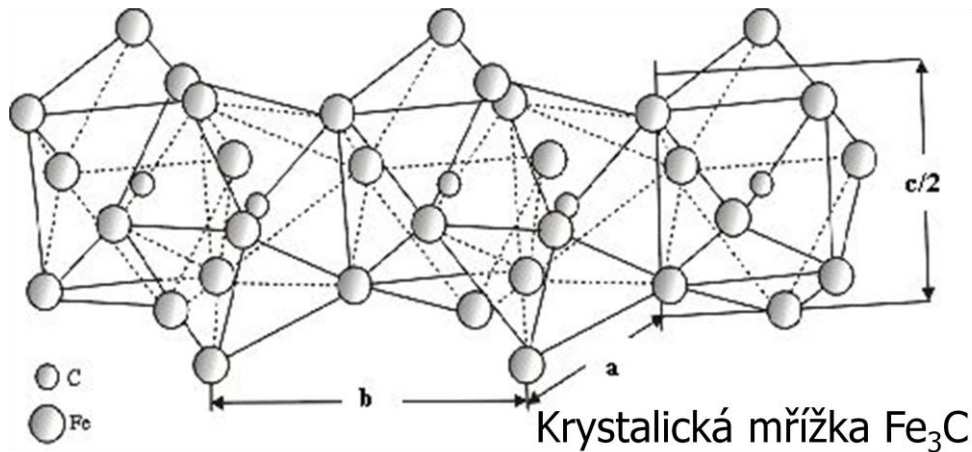
$$f = \frac{R_B}{R_A} \leq 0,59$$

Häggovo pravidlo tvorby intersticiálnych roztokov

R_B - polomer atómu prísady

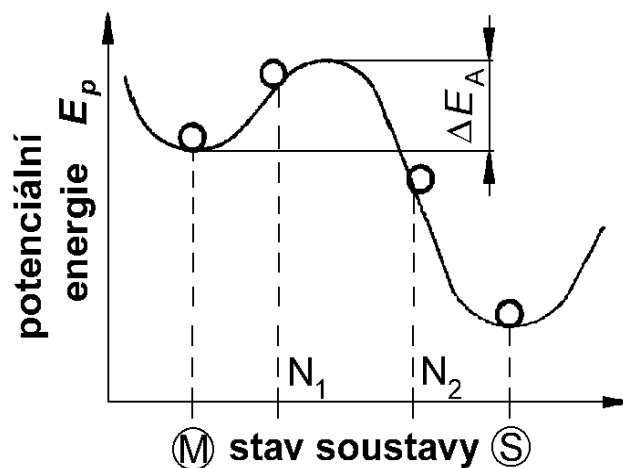
R_A - polomer atómu základného prvku

f - veľkostný faktor



Obrázok 4.3: Kryštalická mriežka cementitu (orthorombická) [3]

Cementit nie je stabilná fáza. Pri jeho kryštalizácii sa uplatňuje takzvaná metastabilná termodynamická rovnováha (viď obrázok 4.4 [3]).



Obrázok 4.4: Termodynamická rovnováha metastabilná (M) a stabilná (S) [3]

Nestabilita cementitu je vysoká najmä pri vyšších teplotách a vyšších koncentráciách uhlíka, takže nedokážeme experimentálne určiť teplotu topenia čistého cementitu, ktorá z termodynamických výpočtov vychádza na 1380 °C. Pri nižších koncentráciách a teplotách je však cementit považovaný za prakticky stály a je významným komponentom širokého spektra technických zliatin železa, v dôsledku čoho je potrebné sa sústavou, v ktorej kryštalizuje, t.j. sústavou Fe-Fe₃C, zaoberať.

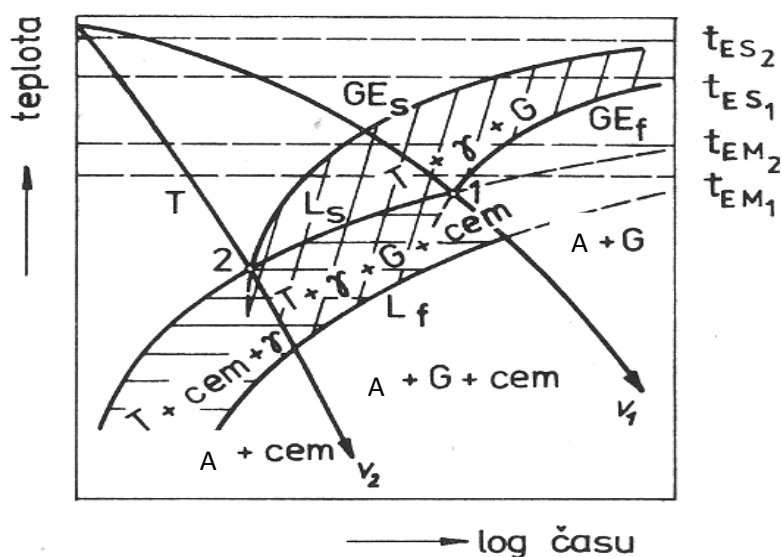
Grafit

Grafit v technických zliatinách je krehká a mäkká fáza, pri ktorej kryštalizácii sa uplatňuje stabilná termodynamická rovnováha. Podrobnejšia charakteristika grafitu sa nachádza v tretej kapitole tejto práce.

Faktory ovplyvňujúce, respektíve určujúce charakter rovnováhy uhlíka kryštalizujúceho v zliatinách železa, sú popísané v nasledujúcej kapitole.

4.3 Rýchlosť kryštalizácie [4,8]

Rýchlosť kryštalizácie taveniny je považovaná za faktor, určujúci charakter termodynamickej rovnováhy uhlíka obsiahnutého v zliatine. Vplyv rýchlosti ochladzovania je znázornený na obrázku 4.5 [4] (uvažovaná koncentrácia uhlíka je eutektická).



Obrázok 4.5: Kinetický diagram anizotermickej kryštalizácie [4]

$t_{ES2} - t_{ES1}$ – teplotný interval tvorby stabilného eutektika, tj. grafitického

$t_{EM2} - t_{EM1}$ – teplotný interval tvorby metastabilného eutektika, tj. ledeburitu

GE_s GE_f – krivky ohraničujúce oblasť tvorby stabilného eutektika

L_s L_f – krivky ohraničujúce oblasť tvorby metastabilného eutektika, tj. ledeburitu

Poznámka: Zliatina na obrázku 4.5 [4] obsahuje 2% kremíka, čo spôsobuje, že uhlík nekryštalizuje pri eutektickej teplote, ale v intervaloch eutektických teplôt.

Z obrázku 4.5 [4] vyplýva, že zliatiny kryštalizujúce rýchlosťou väčšou ako v_2 budú obsahovať metastabilnú formu uhlíka, tj. cementit a zliatiny kryštalizujúce pomalšie ako rýchlosťou v_1 budú obsahovať stabilnú formu uhlíka, tj. grafit. Špecifický prípad nastane ak bude rýchlosť ochladzovania v rozmedzí v_1 a v_2 . Zliatina kryštalizujúca v spomenutom rozmedzí sa nazýva maková liatina a obsahuje obe formy uhlíka.

Okrem rýchlosti ochladzovania vplyva na charakter rovnováhy kryštalizujúceho uhlíka aj prítomnosť prímiesových prvkov, ktoré sa z hľadiska ich vplyvu delia do nasledujúcich kategórii: - **grafitotvorné prvky**
- **karbidotvorné prvky**

Grafitotvorné prvky – Si, Ni, Al, Co

- posúvajú medzné rýchlosti smerom k vyšším rýchlostiam, tj. rozširuje sa oblasť grafitickej kryštalizácie
- znižujú medznú rozpustnosť uhlíka v austenite

Karbidotvorné prvky - Mn, Cr, W, Mo, V, Zr, Nb, Ta, Ti

- posúvajú medzné rýchlosti smerom k nižším, tj. rozširujú oblasť kryštalizácie cementitu
- zvyšujú medznú rozpustnosť uhlíka v austenite

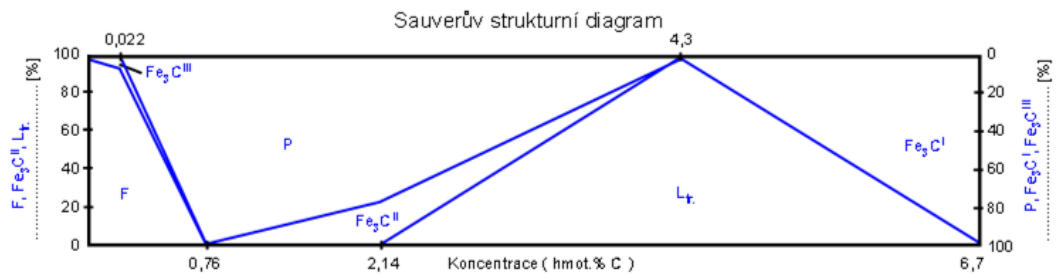
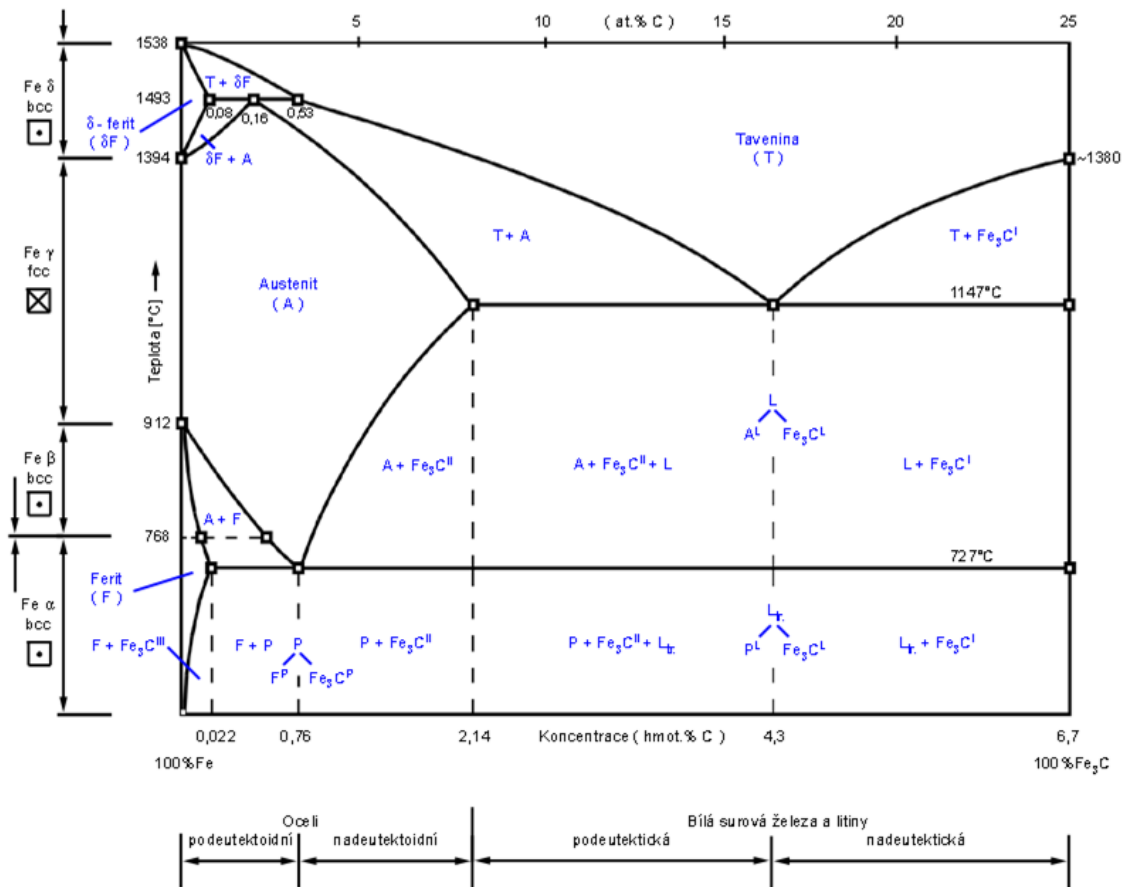
4.4 Sústava Fe-Fe₃C [3,4]

Sústava Fe-Fe₃C sa nazýva metastabilná, čo je podmienené metastabilnou formou uhlíka, ktorý v nej kryštalizuje. Z praktického hľadiska je sústava Fe-Fe₃C dôležitejšia ako stabilný variant Fe-C. Hlavnou príčinou tohto faktu je skutočnosť, že v nej kryštalizujú ocele, tj. najvyužívanejšie zliatiny v inžinierskej praxi.

Norma ČSN 10020 definuje oceľ ako:

- ❖ zliatinu železa a uhlíka, ktorá obsahuje maximálne 2,14 hmotnostných percent uhlíka (medzná rozpustnosť uhlíka v austenite)
- ❖ zliatinu, ktorá má hmotnostný podiel železa väčší ako hmotnostný podiel akéhokoľvek iného prvku [4]

Okrem ocelí dostávajú v sústave Fe-Fe₃C priestor na sebarealizáciu aj takzvané biele alebo ledeburitické liatiny. Sú to zliatiny obsahujúce cementitický uhlík, ktorého koncentrácia presahuje hodnotu 2,14%.



Obrázok 4.6: Binárny rovnovážny diagram metastabilnej sústavy Fe-Fe₃C [3]

Na obrázku 4.6 [3] je znázornený binárny rovnovážny diagram metastabilnej sústavy Fe-Fe₃C s príslušným štruktúrnym popisom a Sauverovým štruktúrnym diagramom pre teplotu 20 °C.

Charakteristika diagramu:

- na osách sa vynáša teplota v stupňoch Celzia a koncentrácia komponent v hmotnostných percentách
- diagram zobrazuje rozsah vzájomnej existencie fáz, ktoré sú za daných podmienok (teplota a tlak) v termodynamicknej rovnováhe
- diagram je izobarický, uvažujúci atmosférický tlak
- udáva kvantitatívny a kvalitatívny popis existencie daných fáz
- popis diagramu je štruktúrny

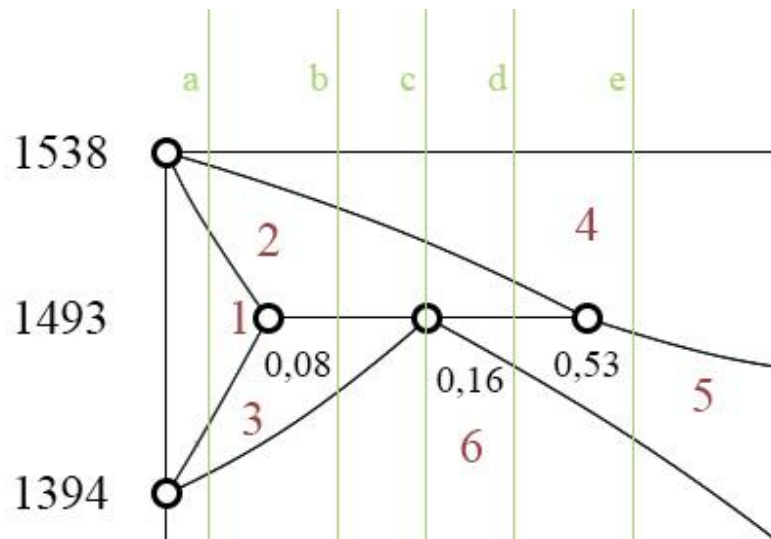
4.5 Tuhnutie zliatin v diagrame Fe-Fe₃C [3]

Pre lepšiu ilustráciu premien, ktoré prebiehajú pri tuhnutí zliatin v diagrame Fe-Fe₃C, je tento diagram rozdelený na tri oblasti:

1. oblasť peritektickej reakcie
2. oblasť eutektického rozpadu
3. oblasť eutektoidného rozpadu

Táto kapitola sa zaoberá detailným popisom fázových transformácií, ktoré prebiehajú v inkriminovaných oblastiach pri poklese teploty.

Oblasť peritektickej reakcie



Obrázok 4.7: Oblasť peritektickej reakcie v diagrame Fe-Fe₃C [3]

Uvažujme tuhnutie zliatiny a) s modelovou koncentráciou uhlíka 0,04%. Na začiatku sa nachádzame v oblasti 4, z čoho vyplýva, že zliatina existuje vo forme taveniny. Pri poklese teploty prechádza zliatina oblasťou 2, v ktorej z taveniny kryštalizuje delta ferit. Táto kryštalizácia prebehne až do vzniku 100% delta feritu, čím sa zliatina ocitá v oblasti 1. Pri ďalšom poklese teploty prechádza uvažovaná zliatina oblasťou 3, v ktorej všetok delta ferit prekryštalizuje na austenit.

Uvažujme tuhnutie zliatiny b) s modelovou koncentráciou 0,12% uhlíka. Na začiatku tuhnutia sa opäť nachádzame v oblasti 4, čiže zliatina existuje vo forme taveniny. Pri poklese teploty prechádza zliatina najprv oblasťou 2, v ktorej prebieha kryštalizácia delta feritu. Avšak, skôr ako stihne vykryštalizovať 100% delta feritu, podstúpi táto

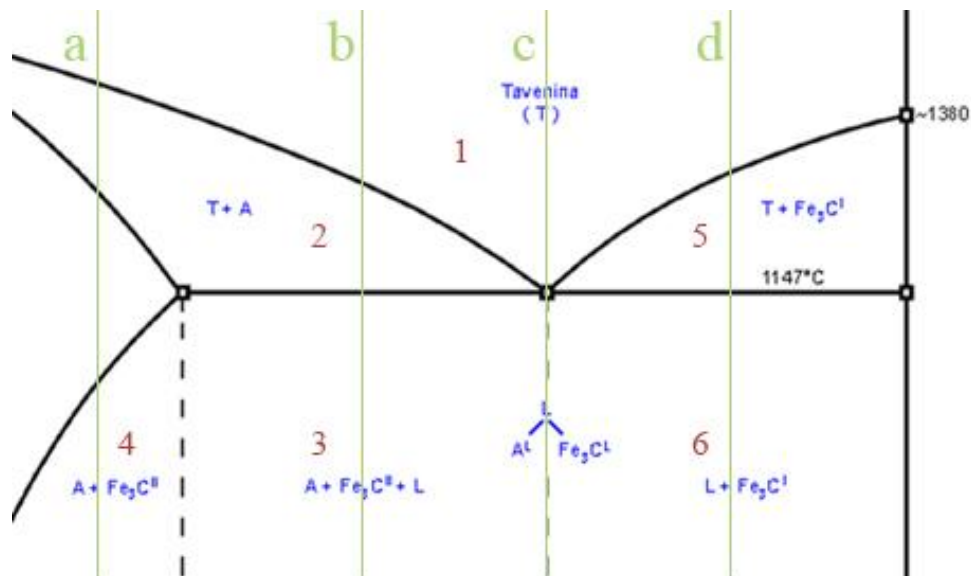
zmes taveniny a delta feritu peritektickú reakciu (za štandardných podmienok pri teplote 1493 °C). V jej priebehu skryštalizuje zostatková tavenina s príslušným množstvom delta feritu na austenit. Pri tejto premene sa spotrebuje práve tá časť zliatiny, ktorá obsahuje peritektickú koncentráciu uhlíka (0,16%). Zostatok deltaferitu skryštalizuje v oblasti 3 na austenit až po ďalšom poklese teploty.

Uvažujme tuhnutie zliatiny c), ktorá obsahuje peritektickú koncentráciu uhlíka. Pri poklese teploty prechádza zliatina z oblasti 4 oblasťou 2, čo sprevádza kryštalizácia delta feritu z taveniny. Pri ďalšom poklese teploty je možno pozorovať peritektickú reakciu a vzhľadom k tomu, že koncentrácia zliatiny je peritektická, všetok existujúci deltaferit s taveninou sa premieňa na peritektický austenit (dostávame sa do oblasti 6).

Uvažujme tuhnutie zliatiny d) s modelovou koncentráciou 0,35% uhlíka. Aj tuhnutie tejto zliatiny je spojené s prechodom cez oblasť 2, v ktorej opäť kryštalizuje delta ferit. V tomto prípade však skryštalizuje primálne množstvo delta feritu, čo spôsobí, že pri prechode peritektickou teplotou sa nepremení všetka tavenina obsiahnutá v zliatine (dostávame sa do oblasti 5). Tavenina, ktorá v zliatine zostala po prebehnutí peritektickej premeny z kryštalizuje na austenit pri ďalšom poklese teploty (v oblasti 5). Po prechode zliatiny oblasťou 5 na austenit skryštalizovala aj zostatková tavenina a zliatina sa nachádza v oblasti existencie 100% austenitu (oblasť 6).

Uvažujme tuhnutie zliatiny e) s modelovou koncentráciou 0,6% uhlíka. Táto zliatina pri tuhnutí prechádza iba oblasťou 5, v ktorej všetka tavenina skryštalizuje na austenit, čím sa dostane do cieľovej oblasti 6.

Oblasť eutektického rozpadu



Obrázok 4.8: Oblasť eutektického rozpadu [3]

Zliatiny o ktorých pojednáva táto sekcia sa na počiatku úvahy nachádzajú v oblasti jedna, čiže existujú vo forme taveniny. Táto podkapitola sa zaoberá popisom fázových transformácii zliatín, ktoré pri tuhnutí prechádzajú oblasťou eutektickej premeny v diagrame Fe-Fe₃C.

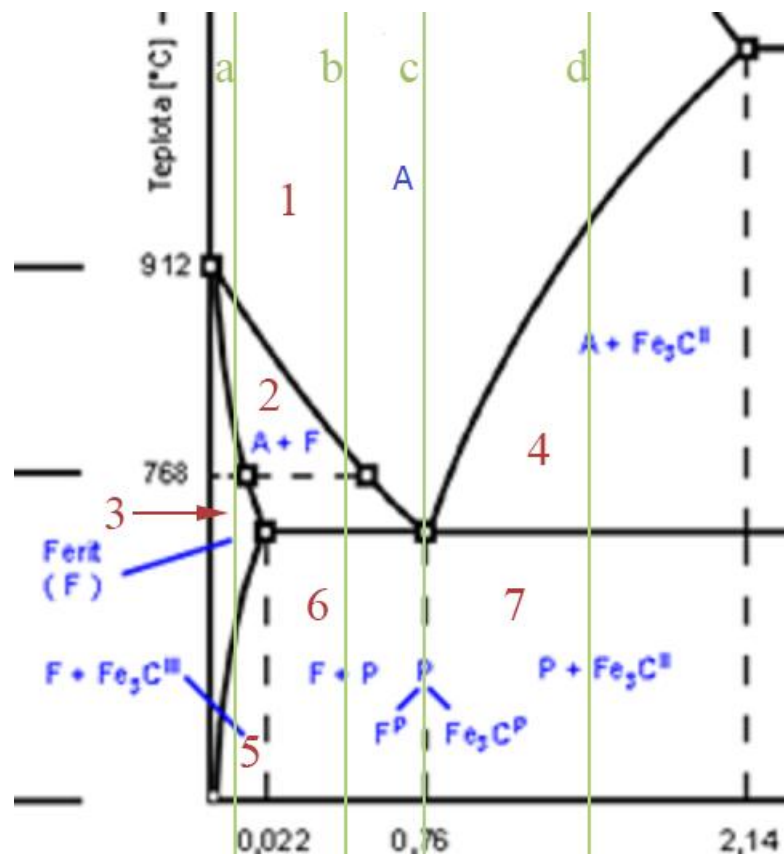
Uvažujme zliatinu a) s modelovou koncentráciou 1,5% uhlíka existujúcu v oblasti 1. Pri poklese teploty prechádza zliatina oblasťou 2, v ktorej prebieha kryštalizácia austenitu. Tá prebehne do vzniku 100% austenitu (oblasť 3). Pri ďalšom poklese teploty sa zliatina dostáva do oblasti 4, predstavujúcej oblasť zmeny rozpustnosti uhlíka v austenite. Austenit obsiahnutý v zliatine sa stáva nerovnovážnym presýteným tuhým roztokom, ktorý má tendenciu sa rozpadáť na rovnovažný austenit s nižšou koncentráciou uhlíka, čo je spojené s tvorbou precipitátov sekundárneho cementitu.

Uvažujme zliatinu b) s modelovou koncentráciou 3,2% uhlíka existujúcu v oblasti 1. V dôsledku poklesu teploty je zliatina nútená prejsť oblasťou 2, v ktorej prebieha kryštalizácia austenitu. Austenit obsahuje menej uhlíka ako uvažovaných 3,2% a účinkom jeho postupného vylučovania sa koncentrácia uhlíka v zostatku taveniny postupne približuje eutektickej koncentrácii 4,3%. Pri prechode eutektickou teplotou 1147 °C už tavenina obsahuje eutektické množstvo uhlíka a rozpadá sa na metastabilné eutektikum ledeburit (zmes austenitu a eutektického cementitu). Po prebehnutí eutektického rozpadu sa zliatina dostáva do oblasti 3. V tejto oblasti je aj zliatina b) ovplyvnená teplotne podmieneným rozpadom presýteného austenitu a je možno pozorovať tvorbu precipitátov sekundárneho cementitu (v podstatne menšom rozsahu ako v zliatine a)).

Uvažujme zliatinu c) s eutektickou koncentráciou uhlíka 4,3%. Ochladenie tejto zliatiny pod eutektickú teplotu spôsobí rozpad taveniny na metastabilné eutektikum ledeburit. Z oblasti 1 sa tým dostáva na hranicu oblastí 3 a 6. Táto hranica predstavuje existenciu zliatiny vo forme 100% ledeburitu.

Uvažujme zliatinu d) s modelovou koncentráciou 5,5% uhlíka. Priebeh tuhnutia je spočiatku analogický so zliatinou b) s tým rozdielom, že zliatina d) je presýtená uhlíkom, čo evokuje kryštalizáciu primárneho cementitu pri prechode oblasťou 5. V momente, keď koncentrácia uhlíka v zostatkovej tavenine dosiahne eutektickú hodnotu, prebehne jej eutektický rozpad na ledeburit, čím sa dostane do oblasti 6. Zliatiny, nachádzajúce sa v oblasti 6 nie sú ovplyvnené klesajúcou rozpustnosťou uhlíka v austenite a neprebieha tu žiadna forma tvorby precipitátov.

Oblasť eutektoidného rozpadu



Obrázok 4.9: Oblasť eutektoidného rozpadu [3]

Táto sekcia sa zaoberá fázovými premenami v oblasti eutektoidného rozpadu austenitu v diagrame Fe-Fe₃C. Zliatiny sa na počiatku úvah nachádzajú v oblasti 1, čiže existujú vo forme austenitu.

Uvažujme zliatinu a) s modelovou koncentráciou 0,011% uhlíka. Pri poklese teploty prechádza zliatina oblasťou 2. Tento prechod je spojený s kryštalizáciou feritu, ktorá prebehne do vzniku 100% feritu (oblasť 3). V dôsledku ďalšieho poklesu teploty sa prejaví vplyv klesajúcej rozpustnosti uhlíka vo ferite (oblasť 5) a možno pozorovať rozpad presýteného feritu, ktorý je spojený so vznikom precipitátov terciárneho cementitu.

Uvažujme zliatinu b) s modelovou koncentráciou 0,4% uhlíka. Aj táto zliatina prechádza oblasťou 2, s ktorou je spojená kryštalizácia „nízko uhlíkového“ feritu, v dôsledku čoho sa koncentrácia uhlíka v zostatkovom austenite postupne približuje k eutektoidným 0,76%. Pri eutektoidnej teplote je už koncentrácia uhlíka v austenite eutektoidná a môže prebehnúť rozpad tohto austenitu na metastabilný eutektoid – perlit, čím sa zliatina dostáva do oblasti 6. Podobne ako pri zliatine a) aj zliatina b) podlieha účinkom klesajúcej rozpustnosti uhlíka vo ferite a v oblasti 6 možno pozorovať tvorbu

precipitátov terciárneho cementitu (v podstatne menšej miere ako pri zliatine a) v oblasti 5).

Uvažujme zliatinu c) s eutektoidnou koncentráciou 0,76% uhlíka. Jediná transformácia, ktorú je možno pozorovať pri ochladzovaní tejto zliatiny je eutektoidný rozpad austenitu na perlit (pri teplote 727 °C). Po prebehnutí tohto rozpadu sa zliatina nachádza na hranici oblastí 6 a 7, pričom jej štruktúra je tvorená 100% perlitom.

Uvažujme tuhnutie zliatiny d) s modelovou koncentráciou 1,5%. Pri poklese teploty vstupuje táto zliatina do oblasti 4, v ktorej sa vylučuje „vysoko uhlíkový“ sekundárny cementit, čo má za následok znižovanie koncentrácie uhlíka v zostatkovom austenite. Pri prechode eutektoidnou teplotou je v zostatkovom austenite prítomné eutektoidné množstvo uhlíka a môže prebehnúť jeho rozpad na perlit. Po prebehnutí eutektoidného rozpadu sa zliatina ocitá v oblasti 7.

Vylučovanie feritu (v oblasti 2) a sekundárneho cementitu (v oblasti 4) sa nazýva tvorba proeutektoidných fáz.

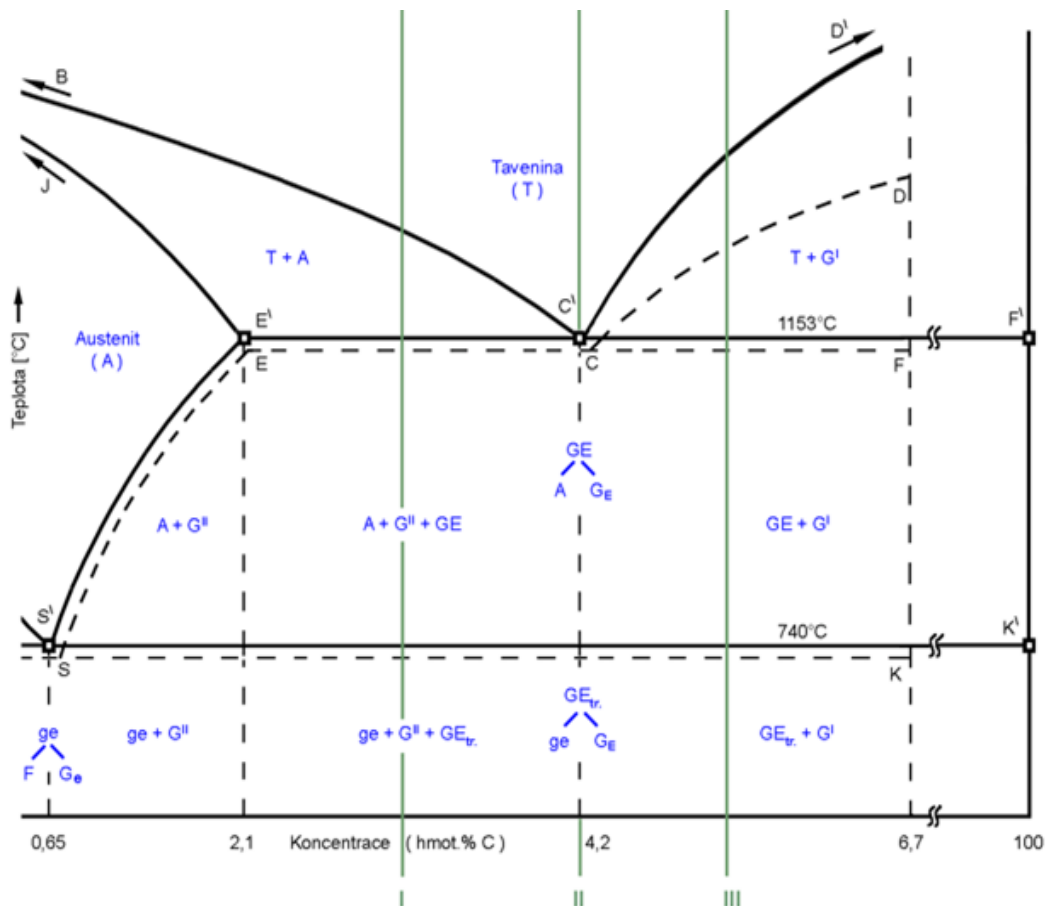
Fázové premeny, ktoré sa uskutočňujú pri prechode eutektoidnou teplotou v oblasti znázornenej na obrázku 4.9 [3], môžu mať zásadne rozdielny charakter. Najvýznamnejším faktorom, ktorý v podstate určuje charakter týchto premien, je rýchlosť ochladzovania. Príliš vysoké rýchlosti ochladzovania môžu mať negatívny vplyv na schopnosť sústavy splniť kinetickú podmienku eutektoidnej (perlitickej) premeny. Za predpokladu, že dôjde k nesplneniu tejto podmienky, prebehne premena austenitu na nerovnovážny tuhý roztok (bainit alebo martenzit). Premeny na nerovnovážne fázy sú charakteristické čiastočným, prípadne úplným potlačením difúzie a produkty týchto reakcií sa nenachádzajú v rovnovážnom binárnom diagrame Fe-Fe₃C .

4.6 Sústava Fe-C [3,4]

Sústava Fe-C sa nazýva stabilná, čo je podmienené prítomnosťou uhlíka v jeho stabilne (grafitickej podobe). Z praktického hľadiska sa je táto sústava predmetom štúdií hlavne z toho dôvodu, že v nej kryštalizujú grafitické liatiny. Tie síce vykazujú nižšie hodnoty mechanických vlastností, avšak vyznačujú sa menšou mernou hmotnosťou a niektorými špecifickými vlastnosťami.

Liatina je zliatina železa a uhlíka, pre ktorú platí, že:

- obsah uhlíka, ktorý v nej kryštalizuje je väčší ako 2%
- súčet hmotnostných podielov prísad je menší ako 2%



Obrázok 4.10: Rovnovážny binárny diagram stabilnej sústavy Fe-C [3]

Poznámka: Z praktického hľadiska je zaujímavá oblasť rovnovážneho diagramu v rozmedzí koncentrácie uhlíka 2% až 5%. Práve v tejto oblasti kryštalizujú technicky využiteľné zliatiny – grafitické liatiny. Z toho dôvodu je uvedená práve inkriminovaná oblasť. Zrezané oblasti kopírujú, čo do tvaru, morfológiu daných oblastí v diagrame metastabilnej sústavy na obrázku 4.10 [3].

Priebehy tuhnutia zliatin sú principiálne rovnaké ako v sústave Fe-Fe₃C, je však možno pozorovať určité rozdiely v hodnotách kritických teplôt, koncentráciach a fázach, ktoré v stabilnej forme vznikajú. Spomínané rozdiely sú spísané v tabuľke 4.1 [10]

vec / akcia	Fe - Fe ₃ C	Fe - G
Fe	αFe , βFe , γFe , δFe	αFe , βFe , γFe , δFe
Fe + C vo forme intersticiálneho tuhého roztoku	ferit	ferit
	austenit	austenit
	delta ferit	delta ferit
forma samostatného C	metastabilný Fe ₃ C	stabilný grafit
Eutektický rozpad	tavenina eutektického zloženia sa rozpadá pri konštantnej eutektickej teplote (1147 °C) na eutektikum, čo predstavuje zmes fáz nachádzajúcich sa na koncoch eutektickej priamky: Ledeburit tav. $\text{L}^{\text{Led}} = (\text{A}^{\text{Led}} + \text{Fe}_3\text{C}^{\text{Led}})$	tavenina eutektického zloženia sa rozpadá pri konštantnej eutektickej teplote (1153 °C) na eutektikum, čo predstavuje zmes fáz nachádzajúcich sa na koncoch eutektickej priamky: Grafitické Eutektikum tav. $\text{L}^{\text{GE}} = (\text{A}^{\text{GE}} + \text{G}^{\text{GE}})$
Eutektoidný rozpad	austenit eutektoidného zloženia sa pri konštantnej eutektoidnej teplote (727 °C) mení na eutektoid, čo predstavuje zmes fáz nachádzajúcich sa na koncoch eutektoidnej priamky: $\text{A} \rightarrow \text{Perlit} = (\text{F}^{\text{P}} + \text{Fe}_3\text{C}^{\text{P}})$	austenit eutektoidného zloženia sa pri konštantnej eutektoidnej teplote (740 °C) mení na eutektoid, čo predstavuje zmes fáz nachádzajúcich sa na koncoch eutektoidnej priamky: $\text{A} \rightarrow \text{grafitický eutektoid } \text{ge} = (\text{F}^{\text{ge}} + \text{G}^{\text{ge}})$
eutektoidná transformácia eutektika	Ledeburit = $(\text{A}^{\text{Led}} + \text{Fe}_3\text{C}^{\text{Led}}) \rightarrow$ Ledeburit transformovaný = $(\text{P}^{\text{Led}} + \text{Fe}_3\text{C}^{\text{Led}})$ (eutektoidná teplota je 727 °C)	Grafitické Eutektikum $\text{GE} = (\text{A}^{\text{GE}} + \text{G}^{\text{GE}}) \rightarrow$ Grafitické Eutektikum transformované $\text{GE}_{\text{transf}} = (\text{ge}^{\text{GE}} + \text{G}^{\text{GE}})$ (eutektoidná teplota je 740 °C)
forma samostatného C podľa pôvodu	Fe ₃ C ^I	G ^I
	Fe ₃ C ^{III}	G ^{II}
	Fe ₃ C ^{III}	G ^{III}
	Fe ₃ C ^{Led}	G ^{GE}
	Fe ₃ C ^P	G ^{ge}

Tabuľka 4.1: Rozdiely v binárnych diagramoch [10]

5 Fázové premeny v sústave Fe-Fe₃C

V tejto kapitole bude pozornosť venovaná fázovým premenám sústave Fe-Fe₃C, ktoré sú z hľadiska praktickej využiteľnosti významné.

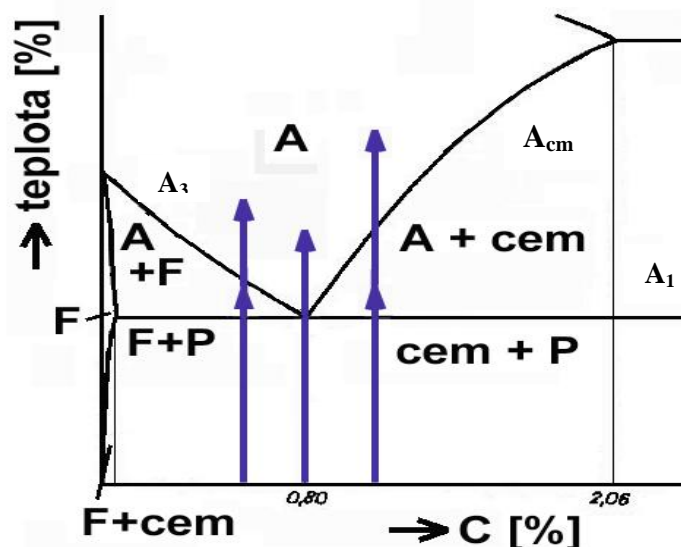
Pozornosť bude venovaná najmä:

- austenitizácii
- rozpadu presýteného feritu
- tvorbe proeutektoidných fáz
- perlitickej premene
- bainitickej premene
- martenzitickej premene

Okrem vyššie spomenutých premení je tiež významná premena eutektická. Avšak, vzhľadom k tomu, že najdôležitejší faktor, ktorý určuje jej charakter je rýchlosť kryštalizácie (podrobne popísaná v kapitole 4.3), nebude eutektickej premene venovaná ďalšia pozornosť. Takisto významná premena austenitickej matrice bude popísaná v kapitole 6.1.

5.1 Austenitizácia [1,2,4]

Austenitizácia je základným procesom všetkých tepelných spracovaní ocelí z prekryštalizáciou. Prebieha v oblasti eutektoidnej premeny binárneho rovnovažného diagramu Fe-Fe₃C. Je to premena feriticko-cementitickej štruktúry, v ktorej je železo zastúpené vo forme modifikácie α , na štruktúru austenitickú, v ktorej je železo zastúpené vo forme modifikácie γ . Za rovnovažných podmienok prebieha austenitizácia podeutektoidných ocelí v rozmedzí teplôt A_1 až A_3 , nadautektoidných ocelí A_1 až A_{cm} a eutektoidných ocelí pri teplote A_1 (viď obrázok 5.1 [4]). Z praktického hľadiska rozlišujeme dva čiastkové pochody austenitizácie, t.j. tvorba spojená s následnou homogenizáciou austenitu a rast austenitického zrna.



Obrázok 5.1: Oblasť priebehu austenitizácie [3]

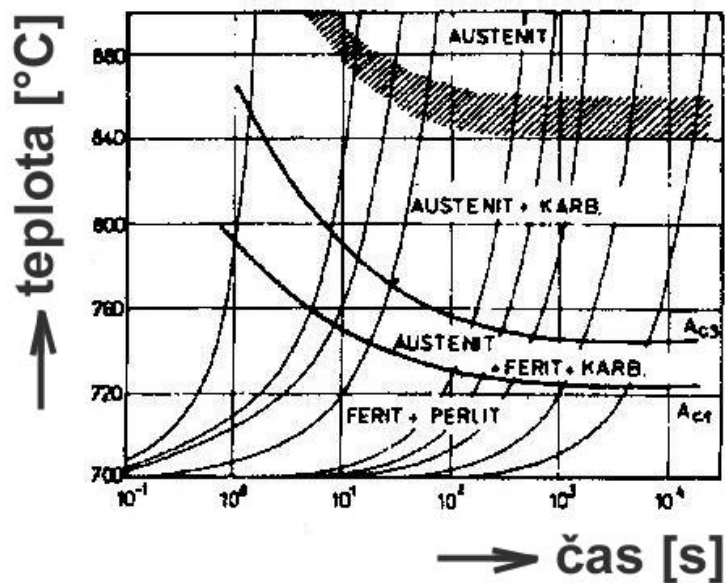
Tvorba a homogenizácia austenitu

Transformácia feritu na austenit má difúzny charakter a prebieha tvorbou zárodkov austenitu a ich ďalším rastom. Nukleácia zárodkov austenitu sa uskutočňuje v miestach štruktúrnych porúch, hlavne na rozhraní perlitických kolónii alebo na medzifázovom rozhraní ferit-cementit. Austenitizácia začína vždy premenou perlitu, ktorý má eutektoidnú koncentráciu, pri ktorej teplota austenitizácie dosahuje najnižšiu hodnotu. Následne prebehne rozpustenie proeutektoidných fáz, ktoré boli obsiahnuté v pôvodnej feriticko-cementitickej štruktúre a zvyškov karbidov, ktoré v štruktúre zostali po rozpustení perlitu.

Lokálne rozdiely koncentrácií uhlíka a prísadových prvkov sa vyrovnávajú v priebehu času, prípadne vplyvom ďalšieho zvýšenia teploty.

Priebeh austenitizácie je ovplyvnený nielen teplotou, ale aj rýchlosťou jej zmeny (t.j. rýchlosťou ohrevu), štruktúrou a zložením pôvodnej ocele. Austenitizácia prebieha najrýchlejšie v oceliach so štruktúrou jemného sorbitu, nasleduje jemný perlit a najpomalšie transformuje zrnitý perlit. Austenitizáciu urýchľuje aj prítomnosť uhlíka, naopak prísady v podobe karbidotvorných prvkov ju spomaľujú.

Časový priebeh austenitizácie popisujú takzvané transformačné diagramy austenitizácie (austenitizačné diagramy). Ich anizotermický variant je znázornený na obrázku 5.2 [4].



Obrázok 5.2: Anizotermický austenitizačný diagram uhlíkovej ocele (0,7% C) s pôvodnou štruktúrou tvorenou lamelárnym perlitom a feritom [4]

Dve spodné krivky diagramu zodpovedajú začiatku a koncu austenitizácie v závislosti na rýchlosti ohrevu. Šrafovaná oblasť predstavuje nehomogénny austenit.

Austenitické zrno a jeho veľkosť

Veľkosť austenitického zrna významnou mierou ovplyvňuje mechanické a technologické vlastnosti. Vynikajúcim príkladom tohto vplyvu je Hall-Petchova rovnica, ktorá udáva dolnú medzu klzu ako funkciu nepriamo úmernú veľkosti zrna.

$$R_{EL} = \sigma_0 + k_y \cdot d^{-1/2} \quad \text{Hall-Petchova rovnica [3]}$$

R_{EL} – dolná medza klzu

k_y – materiálová konštanta s rozmerom $N \cdot mm^{-3/2}$

d – stredný priemer zrna

Druhy austenitického zrna

- **Liace austenitické zrno**

Pod pojmom liace zrno sa rozumie zrno fáze vznikajúcej pri kryštalizácii. Spravidla býva hrubé a sleduje medzidentritické priestory. Pod čiarami likvidu v rozmedzí koncentrácií 0 až 2,14% uhlíka v rovnovážnom diagrame Fe-Fe₃C sa odliata oceľ skladá so vzájomne prepletených dentritov a zrn austenitu.

- **Primárne austenitické zrno**

Pri ďalšom poklese teplôt pod krivkou solidu v spomínanej koncentračnej oblasti dochádza k takzvanej granulácii dentritov. Účinkom teplotných pnutí a v dôsledku rekryštalizácie sa z liacich zrn vytvárajú hrubé austenitické zrná polyedrického tvaru. Primárne zrná ocelí s obsahom uhlíka väčším ako 0,53% nie sú zhodné s liacimi. Veľkosť primárnych austenitických zrn je možné zmenšiť postupmi vedúcimi k zjemneniu dentritickej štruktúry (napr. minimalizácia liacej teploty, prídanie prísady Mo, Ti, Zr, Nb, Ta).

- **Sekundárne austenitické zrno**

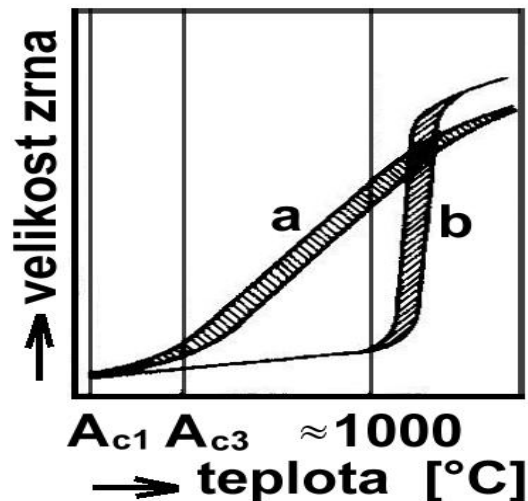
Ako sekundárne austenitické zrno sa označuje zrno austenitu, ktoré vzniklo pri akejkoľvek aj opakovanej prekryštalizácii feriticko-karbidickej štruktúry. Z možnej časovej postupnosti sekundárnych austenitických zrn je nutné odlišovať *pôvodné austenitické zrno*, t.j. zrno, ktoré vzniklo pri poslednej prekryštalizácii, napr. pri ohreve na kaliacu teplotu. *Skutočným zrnom* je myslené zrno práve existujúcej fázy (napr. feritu).

Mechanizmus rastu austenitického zrna

Rast austenitických zrn sa uskutočňuje tzv. zrastaním alebo posuvom hraníc. Pri zrastaní sa väčší počet zrn spája v jedno veľké. Dôsledkom tohto mechanizmu je náhle zväčšenie zrn. Postupným posuvom hraníc zrn rastie ich veľkosť relatívne pomaly. Veľkosť sekundárnych, poprípade pôvodných austenitických zrn tvoriacich sa výlučne

počas austenitizačného ohrevu závisí na dobe a teplote austenitizácie, podmienkach prekryštalizácie a na stave pôvodnej feriticko-cementitickej štruktúry. Vo väčšine prípadov evidujeme snahu o tvorbu homogénneho a jemnozrnného austenitu, čo sú požiadavky v podstate protichodné.

Po prekryštalizácii pri ohreve nad kritické austenitizačné teploty je vznikajúce austenitické zrno drobné. Toto zrno postupne rastie v závislosti na výške teploty. Priebeh tohto rastu môže mať zásadne dvojité charakter (obrázok 5.3 [4]: krivka *a* ilustruje správanie hrubozrnej a krivka *b* jemnozrnej ocele). Ak rastie zrno trvalo rovnomerne už aj pri malom prekročení kritickej teploty, oceľ sa označuje ako *dedične hrubozrnná*. Pri *dedične jemnozrnných* oceliach zostáva veľkosť austenitického zrna až do takzvanej kritickej teploty bez podstatných zmien a až po jej prekročení narastá, a často výrazne. Zjemnenie austenitického zrna sa dá dosiahnuť aj opakovanou rýchlou austenitizáciou a riadeným valcovaním.



Obrázok 5.3: Nárast veľkosti austenitického zrna v závislosti na teplote. [4]

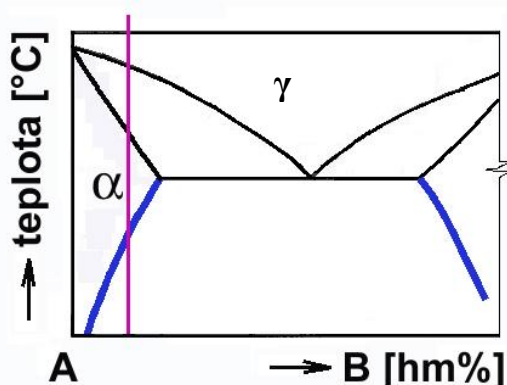
Vplyv desoxidácie na charakter austenitického zrna

„Dedičná zrnitosť“ ocele je daná spôsobom jej desoxidácie. Desoxidácia je proces, ktorý je súčasťou výroby ocele. Jeho podstata spočíva v pridaní desoxidačného činidla do zliatiny za účelom minimalizácie obsahu kyslíka a znemožneniu priebehu chemickej reakcie známej ako kyslíkový var (reakcia kyslíka obsiahnutého v FeO s uhlíkom). Ako desoxidačné činidlo sa používa FeSi, FeMn a Al, teda feromangán, ferosilicium a hliník. Ocele desoxidované feromangánom a ferosiliciom sú dedične hrubozrnné, ocele desoxidované hliníkom sú dedične jemnozrnné.

5.2 Rozpad presýteného feritu [1,4]

K rozpadu presýteného feritu dochádza v dôsledku vyššej koncentrácie uhlíka ako udáva krivka medznej rozpustnosti tohto intersticiálneho prvku v zliatine. Príčiny tohto stavu môžu byť nasledujúce:

- rýchle ochladenie zliatiny, ktorej koncentrácia sa nachádza v rozmedzí krivky zmeny rozpustnosti (prípád feritu a austenitu v systéme Fe-C)
- bezdifúznou premenou tuhého roztoku s vyššou rozpustnosťou prísady na tuhý roztok s nižšou rozpustnosťou prísady (napríklad premena austenitu na martenzit)



Obrázok 5.4: Oblasť tvorby presýteného feritu [4]

Príčiny rozpadu

- presýtený tuhý roztok je z termodynamického hľadiska nerovnovážny
- sústavy (zliatiny) majú tendenciu existovať v rovnovážnom stave (maximálna entropia, minimálna Gibbsova energia)
- rozpad posúva tuhý roztok smerom k rovnováhe

Mechanizmus

Už pri izbovej teplote (20 °C) dochádza k difúzii atómov uhlíka mriežkou presýteného tuhého roztoku. Tieto atómy sa začnú hromadiť v miestach porúch kryštálovej mriežky a vytvárať takzvané Cottrellove atmosféry. Tento proces je spojený so vznikom výraznej medze klzu (zistené realizáciou ťahovej skúšky). Pri zvýšení teploty poprípade po dlhšom čase klesá miera homogenity tuhého roztoku. V miestach s vyššou koncentráciou uhlíka je iniciovaný vznik prechodných koherentných precipitátov, tj. ϵ -karbidov ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Toto štádium je charakteristické nárastom pevnostných a poklesom deformačných charakteristík zliatiny. Tento proces sa v polymorfných oceliach nazýva starnutie ocelí. Obzvlášť v nízko uhlíkových oceliach s obsahom uhlíka do 0,2% sa prejavuje výrazným nárastom krehkosti. Pri vyšších koncentráciách sú zmeny vlastností feritu prekryté vlastnosťami prítomného perlitu.

Pri ďalšom náraste teploty poprípade po uplynutí dlhšieho časového intervalu dochádza k rozpadu koherentných precipitátov a vzniku a následne k hrubnutiu stabilných precipitátov Fe_3C . V tomto štádiu pozorujeme opačnú tendenciu zmeny mechanických vlastností, tj. nárast deformačných a pokles pevnostných charakteristík zliatiny.

5.3 Tvorba proeutektoidných fáz [4,9]

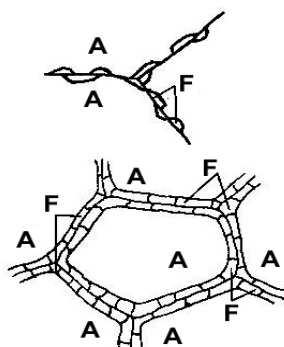
Vo všetkých oceliach, s výnimkou eutektoidných (koncentrácia uhlíka zodpovedá eutektoidnej koncentrácii), predchádza eutektoidnej (perlitickej) premeny takzvaná tvorba proeutektoidných fáz. Za príčinu tejto premeny je považované presýtenie austenitu vzhľadom k jednej z nízkoteplotných fáz (feritickým železom alebo cementitickým uhlíkom). V prípade podeutektoidných ocelí sa jedná o vylučovanie feritu, v prípade nadeutektoidných sa vylučuje sekundárny cementit.

Na základe morfológie vznikajúcich fáz rozlišujeme tri základné typy proeutektoidných fáz:

Alotriomorfne fázy

Predpoklady tvorby alotriomorfných fáz:

- malá rýchlosť ochladzovania, tj malá termodynamická hnacia sila
- jemné austenitické zrno



Obrázok 5.5: Schematické znázornenie štruktúry sieťového feritu [4]

Po splnení vyššie uvedených predpokladov môžu zárodoky proeutektoidných fáz vznikáť v miestach, kde je aktivačná energia nukleácie dostatočne malá. Z tohto dôvodu vznikajú zárodoky výhradne na hraniciach zŕn austenitu. Zárodoky následne mierne rastú, spájajú sa a pozdĺž týchto hraníc vzniká ferit so sieťovou morfológiou (viď obrázok 5.5 [4]).

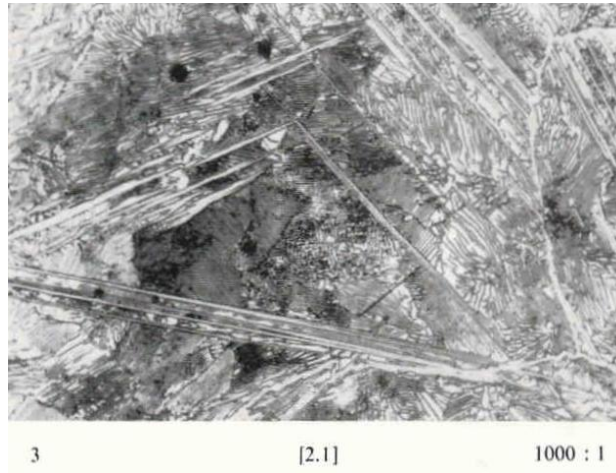
Princíp tvorby sieťového sekundárneho cementitu je analogický. Avšak na rozdiel od neškodného feritu, sieťový cementit spôsobuje krehkosť výslednej štruktúry.

Windmannstättenova štruktúra (obrázok 5.6 [4])

Predpoklady tvorby Windmannstättenovej štruktúry:

- vyššia rýchlosť ochladzovania, tj. väčšia termodynamická hnacia sila
- hrubé austenitické zrno

Pri vzniku proeutektoidného feritu uhlík difunduje z miest, kde prebieha tvorba tejto fázy (hranice zŕn) do stredu austenitického zrna. Vyššia rýchlosť premeny by vyžadovala difúziu uhlíka na pomerne veľké vzdialenosti, pretože v susedstve rastúceho feritu sa zloženie austenitu rýchlo priblíži rovnovážnej koncentrácii. Z tohto dôvodu je pre ferit výhodnejšie nezväčšovať hrúbku sieťovej štruktúry, ale vyrastať vo forme dosiek alebo ihlíc smerom do stredu austenitického zrna. Výsledok takéhoto rastu sa nazýva Windmannstättenova štruktúra, ktorá je mimoriadne nežiaduca. Ostré hrany vzniknutých ihlíc alebo dosiek predstavujú koncentrátoory napätia a spôsobujú výraznú krehkosť výslednej štruktúry. Tento fenomén je možno pozorovať aj v teplotne ovplyvnenej oblasti zvarov.



Obrázok 5.6: Windmannstättenova štruktúra (nadeutektoidná oceľ) [4]

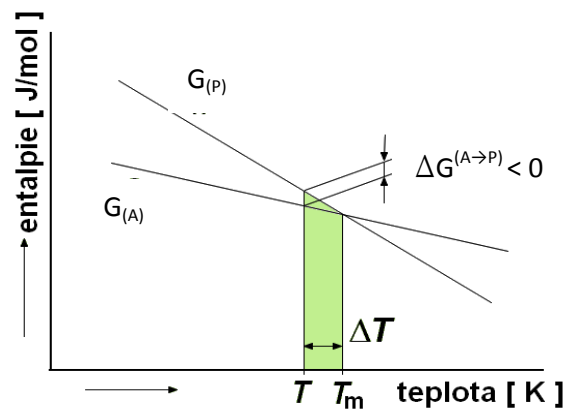
Windmannstättenovu štruktúru je možno odstrániť žíhaním s prekryštalizáciou (napríklad normalizačným)

Pri nízko uhlíkových oceliach sa vyskytuje aj štruktúra tvorená rovnoosými zrnami feritu. Jej výskyt je však obmedzený na oblasti s minimálnou koncentráciou uhlíka. Cementitická štruktúra tohto typu sa nevyskytuje. Za hlavnú príčinu sa považuje prímalá koncentrácia uhlíka v nadeutektoidnej oblasti.

Po prebehnutí proeutektoidných transformácií je koncentrácia zvyškového austenitu eutektoidná a môže prebehnúť premena perlitická.

5.4 Perlitická premena [1,2,3,4]

Eutektoidná premena v binárnom rovnovážnom diagrame metastabilnej sústavy Fe-Fe₃C sa nazýva perlitická. V priebehu tejto premeny sa austenit o eutektoidnej koncentrácii rozpadá na perlit. Perlit je definovaný ako lamelárna feriticko-cementitická zmes, vznikajúca rozpadom austenitu 727 °C. Na obrázku 5.7 [3] je graficky znázornená termodynamická podmienka perlitickej premeny.

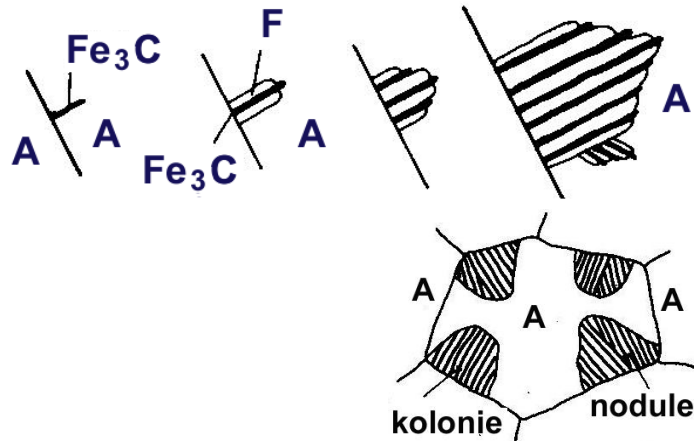


Obrázok 5.7: termodynamická podmienka perlitickej premeny [3]

Slovná interpretácia: Rozdiel Gibbsových energií pôvodnej (austenitickej) a novovznikajúcej štruktúry musí byť záporný.

Mechanizmus

Perlitická premena má difúzny charakter a začína sa heterogénnou nukleáciou vedúcej fázy zpravidla na hraniciach austenitických zŕn, s menšou početnosťou aj na fázových rozhraniach ferit-minoritná fáza (vmestky a nerozpustené karbidy). Vedúcou fázou perlitickej premeny môže byť ako ferit, tak i cementit. Pravdepodobnosť vzniku feritického či cementického zárodka je určená presýtením austenitu vzhľadom k týmto fázam. Schematické znázornenie nukleácie a rastu perlitických nodulí (perlitický útvar rastúci z jedného zárodka, pričom austenitické zrno môže obsahovať niekoľko nodulí) je uvedené na obrázku 5.8 [4]. S klesajúcou teplotou izotermickej premeny alebo s rastúcou rýchlosťou ochladzovania v intervale 727 °C až asi 500 °C sa zväčšuje počet zárodokov perlitu, dochádza teda k zmenšovaniu veľkosti perlitických kolónii a následne aj k zmenšovaniu medzilamelárnej vzdialenosti, t.j. hrúbky dvoch susediacich lamel (feritickej a cementitickej), čo má za následok zvýšenie húževnatosti, tvrdosti a pevnostných charakteristík, pričom plastické vlastnosti sa výrazne nemenia.



Obrázok 5.8: Nukleácia a rast perlitických nodulí [4]

Rýchlosť rastu

Rýchlosť rastu perlitu v uhlíkových oceliach je daná difúziou uhlíka. V prípade legovaných ocelí môže dochádzať k redistribúcii feritotvorných a karbidotvorných prvkov medzi perlitický ferit a cementit. V týchto oceliach je rýchlosť perlitickej premeny spomalená, pretože rýchlosť rastu perlitu je určená difúziou železa a substitučných prísad. Experimentálne bolo dokázané, že prítomnosť všetkých legujúcich prvkov, s výnimkou hlinníka a kobaltu, znižuje rýchlosť perlitickej premeny. Tento poznatok sa dá objasniť výrazne vyššími hodnotami difuzivity uhlíka v porovnaní so substitučnými prvkami a znížením hodnoty difuzivity uhlíka v dôsledku interakcie s uvedenými prvkami. Reakčná kinetika perlitickej premeny zodpovedá C-krivke (obrázok 5.9b [3]).

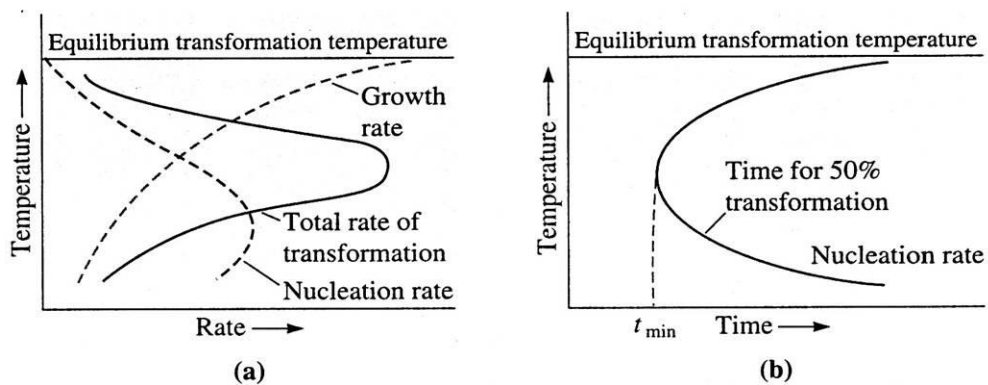
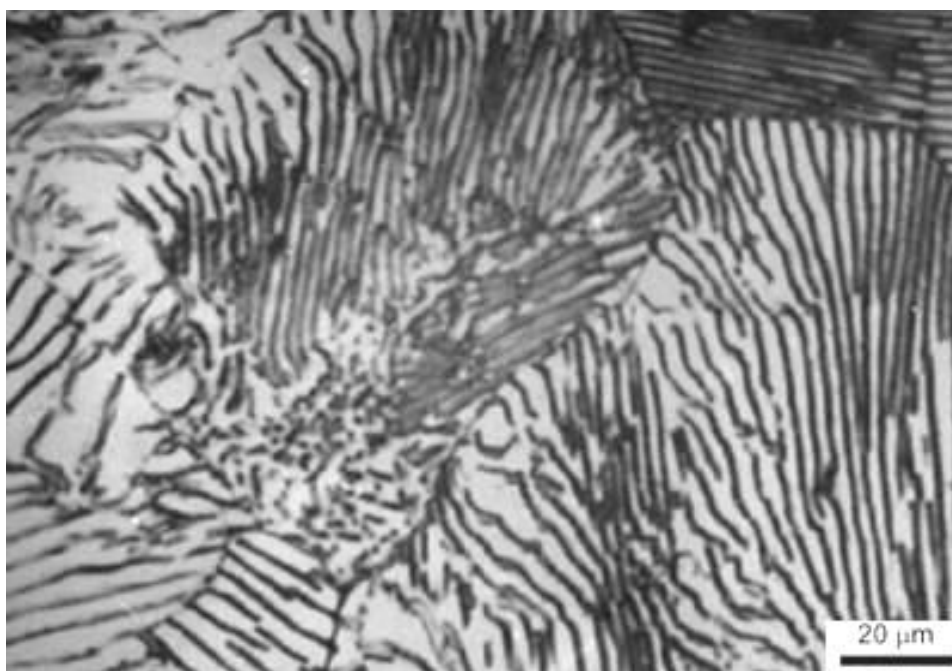


Figure 11-3 (a) The effect of temperature on the rate of a phase transformation is the product of the growth rate and nucleation rate contributions, giving a maximum transformation rate at a critical temperature. (b) Consequently, there is a minimum time (t_{min}) required for the transformation, given by the "C-curve".

Obrázok 5.9: Kinetické krivky perlitickej transformácie [3]



Obrázok 5.10: Mikroštruktúra eutektoidného perlitu [4]

5.5 Bainitická premena [2,4,8]

Bainitická premena je premenou podchladeného austenitu, prebiehajúca v intervale teplôt 550 °C až M_s (kritická rýchlosť martenzitickej premeny). Základom bainitickej premeny je premena austenitickej mriežky FCC na mriežku feritickú BCC, s ktorou je spojená zmena rozloženia uhlíka a vznik karbidickej fázy. Predpokladá sa, že bainitický ferit vzniká z austenitu strihovým mechanizmom (podobne ako martenzit), ale jeho rast je riadený transportom uhlíka od postupujúceho medzifázového rozhrania ferit-austenit, teda difúziou uhlíka. Bainitická premena je pomerne špecifická, najmä z hľadiska difuzivity jednotlivých komponent. Difúzia intersticiálnych prvkov je možná, čo ju zaraďuje medzi premeny difúzne (podobnosť s perlitickou), ale miera difúzie substitučných prvkov je nepatrná, čo ju radí pre zmenu medzi premeny bezdifúzne (podobnosť s martenzitickou).

Znaky difúznej premeny

- pre premenu je charakteristická prítomnosť inkubačnej doby
- rast bainitických štruktúr je realizovaný posunom medzifázového rozhrania
- rozdiel v chemickom zložení starej a nových fáz
- možná difúzia intersticiálnych atómov

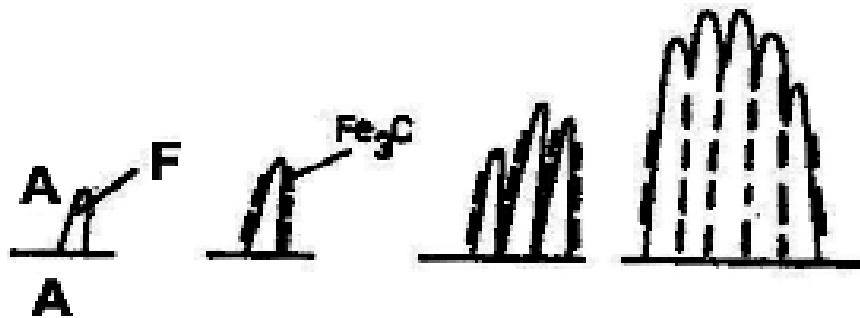
Znaky bezdifúznej premeny

- neprebíha do vzniku 100% novej fázy
- potlačená difúzia substitučných atómov
- vznik povrchového reliéfu

Bainit je definovaný ako nerovnovážna, nelamelárna zmes doskových alebo ihlicovitých kryštálov viac alebo menej presýteného feritu a karbidických fáz. Mechanizmus tvorby bainitu, jeho morfológia a tým pádom aj mechanické vlastnosti závisia na teplote premeny. Z tohto dôvodu je nutné rozlišovať takzvaný horný a dolný bainit.

Horný bainit

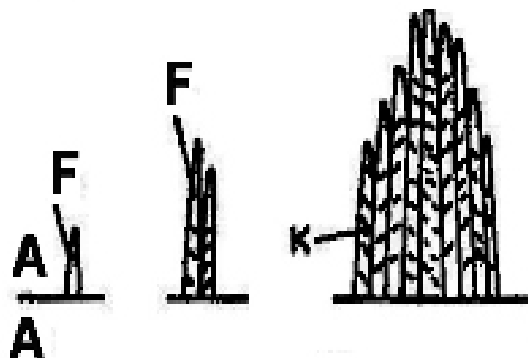
Horný bainit vzniká v teplotnom intervale 550 °C až 350°C . V nízko uhlíkových oceliach (asi do 0,3% uhlíka) vznikajú najskôr feritické „doštičky“, ktoré nukleujú buď na hraniciach, alebo zriedkavejšie vo vnútri zŕn austenitu. Austenit zostávajúci medzi feritickými doštičkami sa obohacuje o uhlík do tej miery, že dochádza k vylučovaniu cementitu na medzifázovom rozhraní ferit-austenit, ako je patrné na obrázku 5.11 [4]. Po premene, ktorá je izotermická, je mikroštruktúra horného bainitu tvorená zväzkami „doštičiek“ s cementitom na „subhraniciach“.



Obrázok 5.11: Schéma tvorby horného bainitu [4]

Dolý bainit

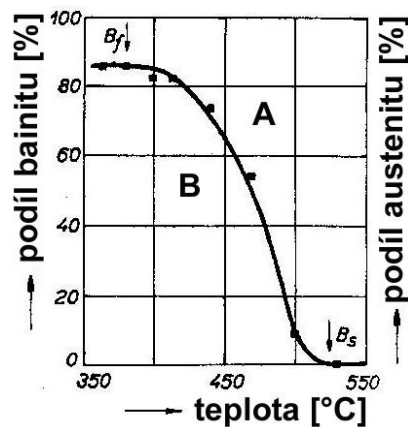
Dolný bainit vzniká odlišným reakčným mechanizmom v intervale teplôt 350 °C až M_s (martenzit start). Predpokladá sa, že feritická doska vzniká martenzitickým strihom, pričom obsah uhlíka sa v priebehu tohto procesu nemení. Ferit obsiahnutý v dolnom bainite je teda viac presýtený uhlíkom a k precipitácii karbidov dochádza prednostne vo vnútri bainitických kolónii. Hrúbka vznikajúcich doštičiek je v porovnaní s horným bainitom menšia, čo je chápané ako dôsledok nižšej difuzivity uhlíka. Karbidickou fázou je v počiatočnom štádiu ϵ -karbid, ktorý je s postupom času nahradený cementitom. V porovnaní s horným bainitom je bainit dolný pevnejší, avšak menej húževnatý.



Obrázok 5.12: Schéma tvorby dolného bainitu [4]

Ako je vyššie uvedené, bainitická premena neprebíha do vzniku 100% bainitu. Vo výslednej štruktúre je možno pozorovať zvyškový austenit obohatený uhlíkom. Veľkosť

podielu austenitu, ktorý je schopný podstúpiť bainitickú premenu, je závislá na teplote a popisuje ho takzvaná bainitická krivka ocele (viď. obrázok 5.13 [4]).



Obrázok 5.13: Bainitická krivka ocele [4]

5.6 Martenzitická premena [2,4]

Za predpokladu, že dôjde k extrémnemu prechladeniu austenitickej zliatiny až do takej miery, že je prakticky úplne eliminovaná difúzia uhlíka, prebehne takzvaná martenzitická premena. Táto premena prebieha v rozmedzí teplôt M_s (martenzit start) a M_f (martenzit finish) a jej výsledným produktom je martenzit.

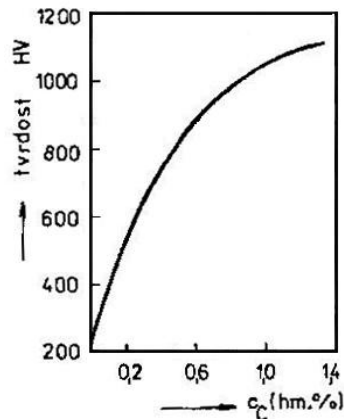
Martenzit

Martenzit je chápaný ako nerovnovážny, presýtený tuhý roztok uhlíka v železe α . Kryštalická mriežka martenzitu je tetragonálna, priestorovo stredená. Mikroštruktúra martenzitu má ihlicovú morfológiu

Kritická rýchlosť potlačenia difúzie uhlíka sa nazýva kritická rýchlosť kalenia alebo kritická rýchlosť martenzitickej premeny (M_s). Jej veľkosť nezávislá na štruktúre a zložení austenitu. Pre uhlíkové ocele sa udáva hodnota $1000 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Mechanizmus

Základom premeny je polymorfná premena austenitu s FCC mriežkou na tetragonálny martenzit. Mechanizmus premeny je strihový, tj. nová fáza vzniká presunom skupín atómov v uzlových bodoch starej fázy do uzlových bodov mriežky fázy novej tak, že relatívne zmeny polôh sú menšie ako medziatómová vzdialenosť. Rýchlosť tejto premeny je veľmi veľká a blíži sa rýchlosti šírenia zvuku v kovoch. Intersticiálne atómy uhlíka sú po premene uzatvorené v mriežke martenzitu (zostávajú v miestach intersticiálnych dutín pôvodnej austenitickej mriežky), čo spôsobuje, že koncentrácia uhlíka v martenzite je totožná s koncentráciou uhlíka v pôvodnom austenite. Tieto uzatvorené uhlíkové atómy majú výrazný spevňovací efekt, v dôsledku čoho s obsahom uhlíka narastá aj pevnosť a tvrdosť martenzitu (viď. obrázok 5.14 [4])

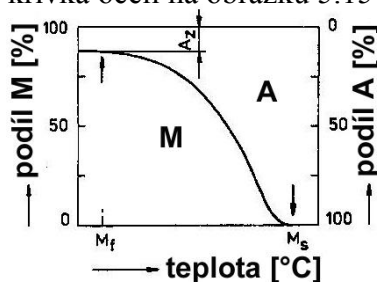


Obrázok 5.14: Závislosť tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíka [4]

Kinetika

Kinetika martenzitickej premeny má atermický charakter, tj danej teplote z intervalu (M_s - M_f) zodpovedá určitý podiel martenzitu, ktorý vznikne prakticky okamžite (rýchlosť šírenia zvuku v oceliach). Po ďalšom znížení teploty môže premena pokračovať, až po krivku M_f , ktorá predstavuje koniec martenzitickej premeny.

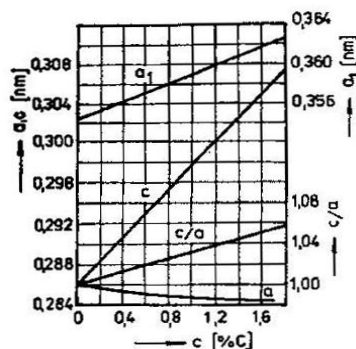
Ako už bolo spomenuté, martenzitická premena je bezdifúzna a neprebíha do 100% vzniku novej fázy. Závislosť podielu martenzitu, respektíve zvyškového austenitu na teplote ilustruje martenzitická krivka ocelí na obrázku 5.15 [4]



Obrázok 5.15: Martenzitická krivka ocelí [4]

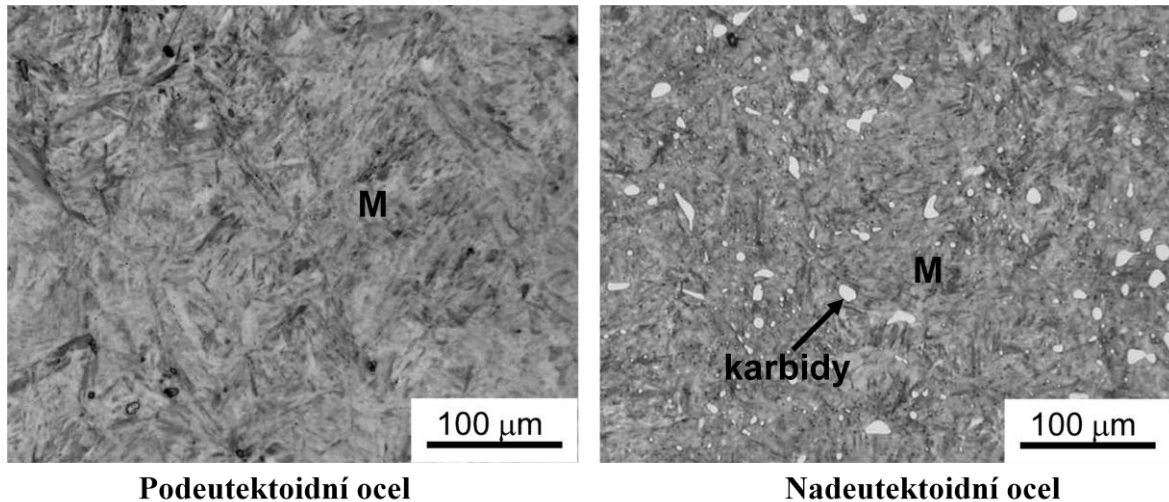
Tetragonalita

Tetragonalita predstavuje pomer výšky hranolu kryštalickej mriežky martenzitu k parametru pôvodnej austenitickej mriežky. Tento pomer je vždy väčší ako jedna a jeho veľkosť rastie s obsahom uhlíka približne lineárne (viď. obrázok 5.16 [4])



Obrázok 5.16: Závislosť tetragonality na obsahu uhlíka [4]

Práve v dôsledku zväčšenia mriežkového parametra, dochádza k vzniku pomerne veľkých vnútorných pnutí v martenzitickej mriežke. Toto pnutie je považované za jednu z príčin veľkej tvrdosť a prítomnosti zvyškového austenitu. Ten nemá dostatok priestoru na zmenu svojho mriežkového parametra a zostáva v pôvodnej podobe.



Obrázok 5.17: Mikroštruktúra martenzitu [4]

5.7 Premeny pri popúšťaní martenzitu [1,3,4]

Popúšťanie je technologická operácia, ktorá sa predpisuje po martenzitickom kalení, po ktorom sa štruktúra skladá z nerovnovážnej zmesi martenzitu a zvyškového austenitu. Pod pojmom popúšťanie sa rozumie ohrev, nasledujúci spravidla hneď po zakalení, výdrž na teplote a následné ochladenie. Za rozhodujúce fáзовé premeny pri popúšťaní sa považujú:

- precipitačný rozpad tetragonálneho martenzitu
- premena zvyškového austenitu
- zotavovanie až rekryštalizácia feritických fáz (pri vyšších teplotách)

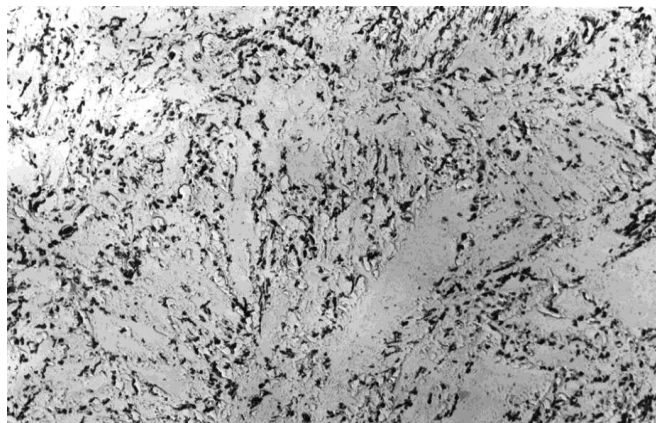
Popúšťanie ocelí s obsahom uhlíka viacej ako 0,25% predstavuje komplex fázových premien, ktoré sa z hľadiska teplôt, pri ktorých prebiehajú, delia na 4 štádia, pričom teplotné hranice medzi jednotlivými štádiami sa nedajú jednoznačne vymedziť najmä z dôvodu, že pochody špecifické pre jednotlivé štádia sa môžu prekrývať.

4 štádia popúšťania:

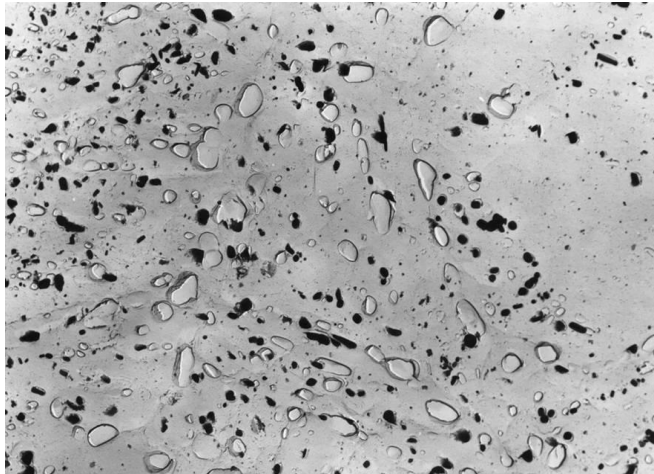
- ❖ 1. štádium (0 až asi 200 °C) – zahŕňa rozpad tetragonálneho martenzitu na nízkouhlíkový martenzit kubický a nerovnovážny karbid ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) s HCP mriežkou. Koherentný ϵ karbid, vylučujúci sa prednostne na hraniciach martenzitických útvarov, má výrazný vytvrdzujúci účinok, ktorým sa

kompenzuje pokles tvrdosti spôsobený poklesom intersticiálneho zpevnenia martenzitu. Preto v tomto štádiu pozorujeme iba mierny pokles tvrdosti uvažovanej štruktúry.

- ❖ 2. štádium (asi 200 až 300 °C) – je spojené s rozpadom zvyškového austenitu na štruktúru bainitického typu. Táto premena je sprevádzaná nárastom merného objemu, uvoľnením tepla a znížením miery vnútorného pnutia. Dôsledkom rozpadu tohto zvyškového austenitu je mierny pokles tvrdosti. V prípade, že pôvodná štruktúra obsahovala väčšie množstvo tohto zvyškového austenitu, možno pozorovať aj jej mierny nárast.
- ❖ 3. štádium (nad 300 °C) – je charakteristické tvorbou cementitu za súčasného rozpadu kubického martenzitu na ferit. Koherentne nukleované precipitáty cementitu rastú za súčasného rozpúšťania ϵ -karbidov, čo spôsobuje znižovanie obsahu uhlíka v matrici. Tieto precipitáty, prednostne nukleované na hraniciach martenzitických dosiek, s rastúcou teplotou popúšťania hrubnú, strácajú koherenciu a mení sa ich morfológia na globulárnu. Súčasne dochádza k poklesu koncentrácie uhlíka v matrici, ktorej morfológia sa z pôvodnej ihlicovej mení na polyedrickú (dôsledok rekryštalizácie). V tomto štádiu možno pozorovať pokles pevnostných a nárast deformačných charakteristík. Výsledkom vyššie uvedených procesov je jemná feriticko-cementitická štruktúra nazývaná sorbit (viď obrázok 5.18 [4]).
- ❖ 4. štádium (nad asi 500 °C) – zahŕňa v prípade uhlíkových ocelí hrubnutie sorbitickej štruktúry, v dôsledku koalescencie (zrastania) sorbitu a rekryštalizácie a hrubnutia feritických zŕn. Zhrubnutá sorbitická štruktúra vzniknutá pri najvyšších popúšťacích teplotách sa nazýva zrnitý perlit (viď obrázok 5.19 [4]), ktorého tvrdosť je menšia ako tvrdosť perlitu lamelárneho, je však charakteristický výrazne lepšími deformačnými charakteristikami. V prípade legovaných ocelí môžeme pozorovať precipitáciu špeciálnych karbidov, ktorá môže mať široké spektrum vplyvov na vlastnosti výslednej štruktúry. Z rozsahových a tematických dôvodov vplyv prítomnosti legurov táto práca neuvažuje.



Obrázok 5.18: Jemný sorbit [4]



Obrázok 5.19: Hrubý sorbit (zrnitý perlit) [4]

5.8 Transformačné diagramy [1,4]

Transformačné diagramy austenitu znázorňujú teplotnú a časovú závislosť priebehu premien prechladeného austenitu. Konkrétny transformačný diagram platí iba pre určitú oceľ (určité chemické zloženie alebo jeho rozmedzie dané ČSN) a pre určité podmienky (veľkosť zŕn austenitu a jeho homogenita).

V praxi sú využívané dva druhy transformačných diagramov:

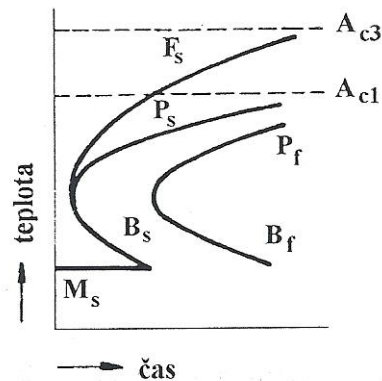
- izotermické (IRA) – udávajú dobu premien austenitu za izotermických podmienok
- anizotermické (ARA) – udávajú dobu premien austenitu pri rôznych rýchlostiach ochladzovania

Diagramy IRA majú praktický význam pri izotermických pochodoch tepelného spracovania (izotermické žihanie, izotermické zušľachtovanie), pričom diagramy ARA sa uplatňujú v podstatne väčšom rozsahu, pretože pri väčšine postupov tepelného spracovania sa austenit transformuje pri plynulom ochladzovaní.

Obe varianty sa kreslia v osách teplota a logaritmus času; obsahujú údaje o kritických teplotách a krivky predstavujúce začiatok a koniec jednotlivých premien.

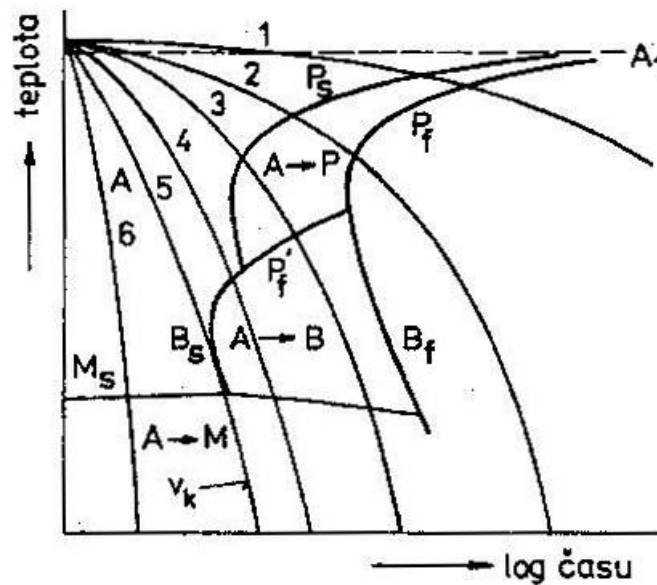
Transformačné diagramy sa konštruujú na základe experimentálne stanovených údajov (transformačných kriviek) a výpočtov.

Diagram izotermického rozpadu austenitu (IRA)



Obrázok 5.19: Diagram IRA pre podeutektoidnú oceľ [4]

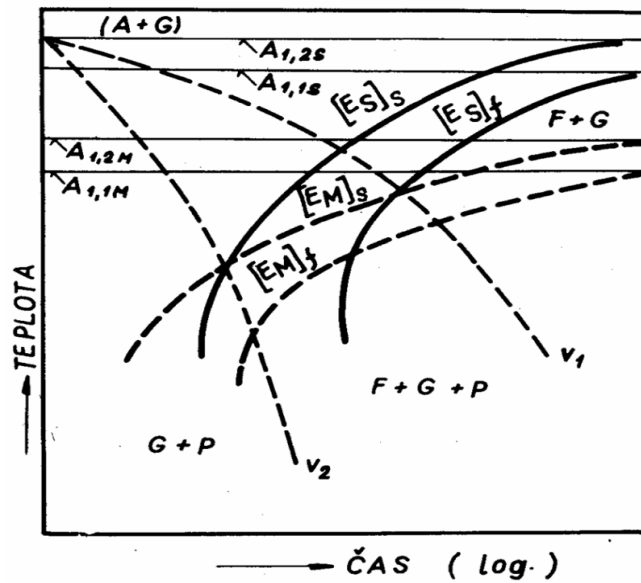
Diagram anizotermického rozpadu austenitu (ARA)



Obrázok 5.20: Diagram ARA pre autektoidnú oceľ [4]

6 Fázové premeny v sústave Fe-C [4]

Fázovým premenám podľa diagramu stabilnej sústavy Fe-C podliehajú matrice grafitických liatín. Pri vysokých ochladzovacích rýchlostiach možno pozorovať premenu austenitickej matrice na nerovnovážne štruktúry (vid' kapitola 5.5 a 5.6). Pri nižšej ochladzovacej rýchlosti popisuje charakter fázovej premeny obrázok 6.1 [4].



Obrázok 6.1: Diagram prekryštalizácie austenitickej matrice [4]

$A_{1,2S} - A_{1,1S}$: teplotný interval tvorby stabilného eutektoidu (ferit+grafit)

$A_{1,2M} - A_{1,1M}$: teplotný interval tvorby metastabilného eutektoidu (perlit)

$[E_S]_s, [E_S]_f$: krivky ohraničujúce oblasť tvorby stabilného eutektoidu

$[E_M]_s, [E_M]_f$: krivky ohraničujúce oblasť tvorby metastabilného eutektoidu

Vplyv prítomnosti karbidotvorných, resp. grafitotvorných prvkov na tvar diagramu je popísaný v kapitole 4.3.

7 Záver

Cieľom bakalárskej práce bolo štúdium faktorov určujúcich formu uhlíka kryštalizujúceho v zliatinách technického železa a faktorov ovplyvňujúcich charakter fázových transformácií, ktoré prebiehajú pri zmene teploty v sústave železo-uhlík.

Preskúmané boli vplyvy rýchlosti ochladzovania a koncentrácie uhlíka obsiahnutom v uvažovaných zliatinách na charakter premien, ktorých výsledom sú jednotlivé štruktúry, znázornené schematicky, poprípade zobrazené na mikroskopických snímkach.

Táto práca obsahuje aj transformačné diagramy vykresľujúce oblasti tvorby jednotlivých štruktúr vznikajúcich premenou, poprípade rozpadom prechladeného austenitu.

Problematika fázových transformácií v systéme železo-uhlík je mimoriadne komplexná množina princípov a zákonitostí. Rozsah bakalárskej práce neponúka priestor na štúdium všetkých vplyvov a najmä z toho dôvodu v práci nie je uvažovaný vplyv prítomnosti prímiesových a legujúcich prvkov.

V samotnom závere práce je pozornosť upriamená na rozdielne hodnoty kritických teplôt a koncentrácií, uvádzaných v jednotlivých literatúrach, čo môže mať za následok výskyt mätúcich situácií a s tým spojených problémov, ktoré by sa mohli negatívnym spôsobom podpísať pod schopnosť študenta porozumieť danej problematike.

8 Zoznam použitej literatúry

- [1] PTÁČEK LUDĚK. *Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [2] RYŠ P., CENEK M., MAZANEC K. a HRBEK A. *Nauka o materiálu I: Nauka o kovech 4. svazek, Železo a jeho slitiny. 2. rozš. a zcela přepracované vyd.* Praha: AKADEMIA, 1975.
- [3] Študijná opora: Prednášky z úvodu do materiálových vied a inžinierstva. *Fakulta strojního inženýrství VUT Brno* [online] [cit. 2015-05-26] dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/podklady-pro-vyuku-letni-semester>
- [4] Študijná opora: Prednášky zo štruktúry a vlastností materiálov. *Fakulta strojního inženýrství VUT Brno* [online] [cit. 2015-05-26] dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/podklady-pro-vyuku-zimni-semester>
- [5] CALLISTER D. W. *Materials science and engineering*. USA: John Wiley and Sons. Inc., 2003. ISBN 0-471-13576-3.
- [6] KUBÍREK R. *Uhlíkové nanostruktury* Přírodovědecká Fakulta Univerzity Palackého v Olomouci: 2010 [online] [cit. 2015-05-25] dostupné z: http://kaleidoskop.upol.cz/old/kal2010/uhlikove_nanostruktury.pdf
- [7] *Učebnice chemie pro 8. Ročník ZŠ* [online] [cit. 2015-05-25] dostupné z: <http://www.zschemie.euweb.cz/uhlik/uhlik2.html>
- [8] PLUHAŘ J. a kol. *Náuka o materiálech* vyd. Praha: Nakladatelství technické literatury 1989
- [9] DORAZIL E. a kol. *Náuka o materiálu, přednášky* vyd. Brno: ESVUT 1989