

Technická univerzita v Košiciach
Fakulta materiálov, metalurgie a recyklácie

Ing. Miloš Matvija, PhD. – doc. Ing. Martin Fujda, PhD.

F á z o v é t r a n s f o r m á c i e

–

n á v o d y n a c v i č e n i a

Košice, 2026

Názov: Fázové transformácie – návody na cvičenia
Autori: Miloš Matvija, Martin Fujda
Vydavateľ: Technická univerzita v Košiciach
Rok: 2026
Vydanie: prvé
Rozsah: 91 strán
ISBN: 978-80-553-5010-3

Pod'akovanie:

Tvorba týchto skrípt bola podporená projektami riešenými na Inštitúte materiálov (IMAT) Fakulty materiálov, metalurgie a recyklácie (FMMR) Technickej univerzity v Košiciach (TUKE):

APVV-23-0030 – Vývoj pokročilých materiálov budúcich bioresorbovateľných implantátov – BioResMat.

KEGA 011TUKE-4/2025 – Moderné materiály pre energetiku: inovatívne vzdelávanie pre zvýšenie kvality výučby predmetov zameraných na materiálové inžinierstvo.

SEMOD-EL76/59-9/2025 – Prídavná balistická ochrana pohyblivých a stacionárnych objektov – ALCERARM.

VEGA 1/0122/25 – Vývoj nových efektívnych zliatin určených na uskladnenie vodíka.

VV-MVP-24-0264 – Syntéza a modifikácia eco-FR-Oxygrafénu na optimalizáciu vlastností novej generácie pokročilých anódových materiálov pre bezpečné a udržateľné Li-iónové batérie.

OBSAH

PREDSLOV	3
ÚVOD	4
1. VPLYV OBSAHU UHLÍKA NA MIKROŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI UHLÍKOVÝCH OCELÍ	5
2. KRYŠTALIZÁCIA. VPLYV RÝCHLOSTI OCHLADZOVANIA NA PRIMÁRNU MIKROŠTRUKTÚRU ODLIATKOV	9
3. VYTVRDZOVANIE ZLIATIN HLINÍKA. VPLYV CHEMICKÉHO ZLOŽENIA A VYTVRDZOVANIA NA ŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI ZLIATIN HLINÍKA.....	16
4. AUSTENITIZÁCIA. VPLYV ŠTRUKTÚRY OCELE A DOBY OHREVVU NA KINETIKU TVORBY A MORFOLÓGIU AUSTENITU	28
5. PERLITICKÁ PREMENA. VPLYV RÝCHLOSTI OCHLADZOVANIA NA PERLITICKÚ PREMENU.....	34
6. VYLUČOVANIE PROEUTEKTOIDNÝCH FÁZ Z AUSTENITU	41
7. BAINITICKÁ PREMENA	47
8. MARTENZITICKÁ PREMENA. VPLYV TEPLoty AUSTENITIZÁCIE NA ŠTRUKTÚRU A VLASTNOSTI OCELÍ PO KALENÍ.....	52
9. IRA A ARA DIAGRAMY	60
10. POPÚŠŤANIE OCELÍ. VPLYV TEPLoty POPÚŠŤANIA NA ŠTRUKTÚRU A VLASTNOSTI OCELÍ.....	73
11. REKRYŠTALIZÁCIA. VPLYV REKRYŠTALIZAČNÉHO ŽÍHANIA NA ŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELÍ.....	80
POUŽITÁ LITERATÚRA	90

PREDSLOV

Učebný materiál – skriptum „Fázové transformácie – návody na cvičenia“ je určený pre študentov inžinierskeho štúdia v študijnom odbore Strojárstvo. Predmet „Fázové transformácie“ je zaradený do prvého ročníka študijného programu Materiálové inžinierstvo na Fakulte materiálov, metalurgie a recyklácie (FMMR) Technickej univerzity v Košiciach (TUKE).

Tieto návody na cvičenia podávajú ucelený teoretický základ pre vypracovanie konkrétnych praktických zadaní a úloh, ktoré odpovedajú základným fázovým transformáciám materiálov. V návodoch je úvodná téma venovaná oživeniu vedomostí o morfológii mikroštruktúr ocelí s rôznym obsahom uhlíka a jeho vplyvu na ich mechanické vlastnosti. Ďalších desať tém návodov predkladá teoretický základ a praktické úlohy spojené s fázovými premenami ocelí a zliatin neželezných kovov. Dané témy a ich úlohy sa týkajú kryštalizácie hliníkových zliatin, precipitácie spevňujúcich častíc vo vytvrditeľných zliatinách hliníka, fázových premien v oceliach pri ich ohreve (austenitizácia, popúšťanie, rekryštalizácia) a ochladzovaní (tvorba proeutektoidných fáz, perlitická, bainitická, martenzitická premena). Štúdium procesov týchto fázových premien a ich prejavov v štruktúre materiálov nadväzuje na teoretické poznatky a praktické zručnosti získané pri výučbe predmetov Náuka o materiáloch I a II, Metalografia a Tepelné spracovanie kovových materiálov v bakalárskom študijnom programe Dizajn a kvalita materiálov na FMMR TUKE.

Absolvovaním praktických cvičení z predmetu Fázové transformácie študent nadobudne cenné teoretické a praktické znalosti o najdôležitejších fázových transformáciách v kovových zliatinách, spozná ich podstatu, termodynamiku a kinetiku a ich finálny prejav na štruktúre materiálov. Tieto poznatky bude schopný vhodne aplikovať pri riešení materiálových problémov a predikcii vlastností materiálov.

V predslove učebných textov je dobrým zvykom ďakovať tým, ktorí boli nápomocní pri motivácii autorov a tvorbe koncepcie cvičení z tohto predmetu. Preto na tomto mieste by sme veľmi radi poďakovali našej učiteľke a mentorke v oblasti fázových transformácií materiálov prof. Ing. Margite Longauerovej, CSc.

Miloš Matvija
Martin Fujda
Košice, 2026

ÚVOD

Fázové transformácie, resp. *fázové premeny* možno definovať ako kvalitatívne zmeny v usporiadaní atómov termodynamickej sústavy (látky, prvku, zliatiny) vyvolané zmenami vonkajších podmienok ako sú teplota, tlak a pod., ktoré vedú k výrazným zmenám fyzikálnych a mechanických vlastností danej sústavy. Fázové premeny sú teda sprevádzané zmenami skupenstva látok alebo zmenami kryštálovej štruktúry látok v tuhom stave. Ide vlastne o snahu látky dosiahnuť stav s čo najnižšou voľnou entalpiou, teda doceliť rovnovážnejší, príp. rovnovážny stav.

V týchto učebných textoch sú témy venované viacerým druhom fázových premien. Ide o **kryštalizáciu** (tuhnutie), ktorá patrí medzi fázové premeny s rastom fázy riadeným prenosom tepla a tiež **fázové premeny v tuhom stave**. V prípade týchto premien dochádza k tepelne aktivovanému rastu novej fázy a prenosu hmoty na veľkú vzdialenosť (polymorfne premeny, precipitácia, eutektoidné premeny), príp. na malú vzdialenosť (masívne premeny, bainitické premeny), alebo k atermálnemu rastu novej fázy (martenzitické premeny).

Fázové premeny je možné študovať priamo aj nepriamo. Priame pozorovanie fázových premien materiálov je možné napr. hodnotením zmien štruktúry materiálov svetelnou a elektrónovou mikroskopiou alebo prostredníctvom röntgenovej difrakcie metódou in-situ. Nepriame hodnotenie fázových premien je možné meraním napr. fyzikálnych veličín, ktoré sa počas fázovej premeny výrazne menia. Termodynamickú bilanciu vieme hodnotiť termickou analýzou, zmenu tepelnej rozťažnosti pomocou dilatometrickej analýzy, magnetickú susceptibilitu pomocou magnetometrie, zmenu elektrickej vodivosti pomocou rezistometrie a pod.

1. VPLYV OBSAHU UHLÍKA NA MIKROŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI UHLÍKOVÝCH OCELÍ

Cieľ cvičenia

Upevniť si vedomosti týkajúce sa morfológie mikroštruktúr a mechanických vlastností ocelí s rôznym obsahom uhlíka a prehliť si zručnosti pri určovaní podielu fáz a štruktúrnych zložiek v uhlíkových oceliach a odpovedajúceho obsahu uhlíka v oceli.

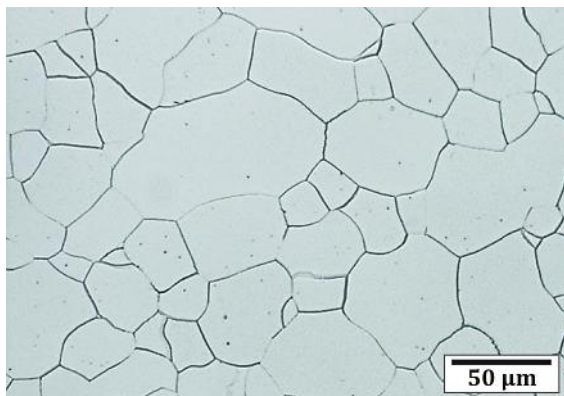
Teoretické východiská

Štúdium **mikroštruktúry materiálov**, nielen ocelí, je veľmi dôležité, pretože práve charakter mikroštruktúry ovplyvňuje ich fyzikálne, chemické, mechanické aj technologické vlastnosti. Mikroštruktúru materiálov určujú a priamo ovplyvňujú mnohé faktory, predovšetkým ich chemické zloženie, postup výroby a ich spracovania. Mikroštruktúru ocelí ovplyvňuje najmä obsah uhlíka, obsah legujúcich prvkov, proces kryštalizácie a tvárnenia ocele a rovnako aj proces tepelného spracovania. Všetky tieto procesy ovplyvňujúce mikroštruktúru ocelí majú v konečnom dôsledku výrazný vplyv na výsledné mechanické vlastnosti ocelí a ich finálne použitie v praxi.

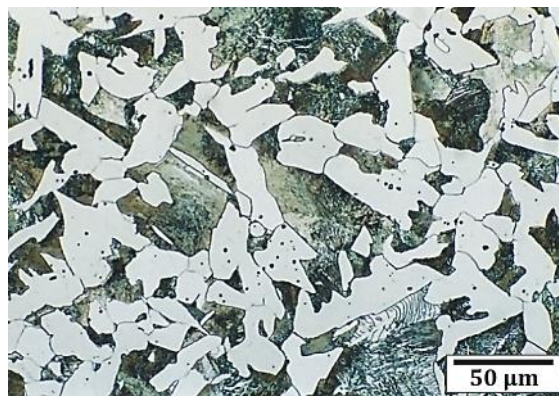
Typ a množstvo vylúčených fáz, resp. štruktúrnych zložiek v mikroštruktúre uhlíkových ocelí určuje práve **obsah uhlíka**. Základné rovnovážne fázy, ktoré v oceliach vznikajú pri pomalom ochladzovaní a transformácii austenitu (tuhého roztoku γ) a následne sa vyskytujú v ich mikroštruktúre pri izbovej teplote, sú ferit (tuhý roztok α) a cementit (chemická zlúčenina Fe_3C). Mechanickou zmesou týchto fáz, ktorá sa v mikroštruktúre ocelí môže vyskytovať je štruktúrna zložka perlit (eutektoid). Prítomnosť týchto fáz a štruktúrnych zložiek v oceli určuje charakter jej mikroštruktúry. Môže byť tvorená samotným feritom, feritom s terciárnym cementitom, feritom s perlitom, samotným perlitom alebo perlitom so sekundárnym cementitom. Niektoré vybrané typy mikroštruktúry ocelí sú uvedené na **obr. 1.1 až 1.4**.

Okrem poznania morfológie mikroštruktúr ocelí je vhodné poznať aj zastúpenie jednotlivých fáz alebo štruktúrnych zložiek v daných mikroštruktúrach, pretože majú určujúci vplyv na mechanické vlastnosti ocelí. Ferit je relatívne mäkká a dobre tvárna fáza, naopak cementit je tvrdou a krehkou fázou. Kombinácia rôzneho podielu týchto fáz v mikroštruktúre v závislosti od obsahu uhlíka vytvára rôznu úroveň mechanických vlastností uhlíkových ocelí. Stúpajúci obsah uhlíka v oceli zvyšuje množstvo cementitu v mikroštruktúre a tým sa vo všeobecnosti zvyšuje aj jej tvrdosť a pevnosť. Typ mikroštruktúry ocelí a predpokladané množstvo prítomných fáz, resp. štruktúrnych zložiek v mikroštruktúre uhlíkových ocelí je možné určiť pomocou aplikácie pákového pravidla v metastabilnom binárnom diagrame Fe–Fe₃C. Reálny percentuálny plošný, resp. objemový podiel jednotlivých štruktúrnych zložiek je možné určiť kvantitatívnu

metalografickou analýzou, a to pomocou bodovej, čiarovej alebo planimetrickej metódy hodnotenia objemového podielu fáz, či štruktúrnych zložiek alebo využitím vhodných analytických softvérov.



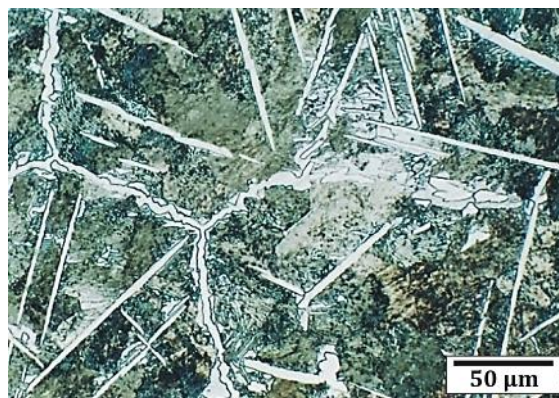
Obr. 1.1 Mikroštruktúra podeutektoidnej ocele s 0,01 hm. % C (ferit a terciálny cementit).



Obr. 1.2 Mikroštruktúra podeutektoidnej ocele s 0,4 hm. % C (ferit a perlit).



Obr. 1.3 Mikroštruktúra eutektoidnej ocele s 0,78 hm. % C (lamelárny perlit).

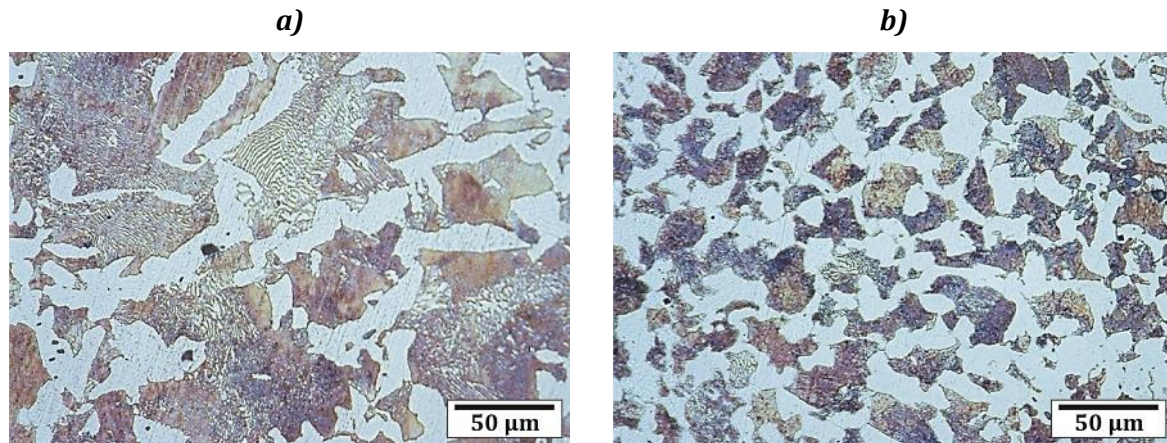


Obr. 1.4 Mikroštruktúra nadutektoidnej ocele s 1,3 hm. % C (perlit a sekundárny cementit).

Výslednú mikroštruktúru ocelí a ich mechanické vlastnosti však okrem uhlíka ovplyvňuje aj obsah iných **legujúcich prvkov** v oceli a podmienky výroby a spracovania ocelí. Legujúce prvky majú vplyv najmä na podiel a morfológiu tuhých roztokov a chemických zlúčenín v oceliach. Sú to predovšetkým feritotvorné, či austenitotvorné prvky a prvky s vysokou afinitou k tvorbe karbidov a nitridov.

Na tvorbu jednotlivých fáz, či štruktúrnych zložiek v mikroštruktúre ocelí pôsobia aj podmienky ich **tepelného spracovania**, najmä teplota tepelného spracovania, doba výdrže na tejto teplote a rýchlosť ochladzovania. Je známe, že zvýšené rýchlosti ochladzovania ocelí z teplôt tepelného spracovania vedú k tvorbe nerovnovážnych podielov bežných štruktúrnych zložiek, príp. až k vzniku nerovnovážnych fáz v ich mikroštruktúre. Jedným z najčastejšie používaných režimov tepelného spracovania ocelí je ich **normalizačné žihanie**. Hlavným cieľom tohto tepelného spracovania je vytvorenie rovnomernej, rovnovážnej a jemnozrnnej mikroštruktúry ocelí s priaznivými mechanickými vlastnosťami. Normalizačne sa žihajú najmä podeutektoidné ocele

s pôvodne nerovnomernou, prípadne hrubozrnnou feriticko-perlitickou mikroštruktúrou najčastejšie po predchádzajúcom deformačnom spracovaní (valcovanie, kovanie a pod.). Zmena mikroštruktúry podeutektoidnej ocele po aplikácii normalizačného žihania je zrejmá z **obr. 1.5**.



Obr. 1.5 Charakter mikroštruktúry podeutektoidnej ocele pred (a) a po aplikácii normalizačného žihania (b) (ferit a perlit).

Zhrnutie

Cieľom bežného spracovania uhlíkových ocelí je tvorba jemných, rovnomerných a rovnovážnych mikroštruktúr s dobrými mechanickými vlastnosťami. Obsahujú štruktúrne zložky, ktorých podiel závisí od obsahu uhlíka v oceliach. Jednotlivé štruktúrne zložky majú rozdielnú morfológiu aj charakter a tiež odlišné lokálne mechanické vlastnosti a preto výsledné mechanické vlastnosti ocelí závisia práve od ich podielu v mikroštruktúre. Nárast obsahu uhlíka v uhlíkových oceliach vedie k nárastu podielu štruktúrnych zložiek obsahujúcich cementit, čo následne vedie k nárastu ich pevnosti a tvrdosti, no k poklesu ich plasticity a húževnatosti.

Kontrolné otázky

1. Ako ovplyvňuje obsah uhlíka mikroštruktúru uhlíkových ocelí?
2. Akú morfológiu mikroštruktúry môžeme pozorovať v prípade uhlíkových ocelí?
3. Ako sú definované jednotlivé fázy a štruktúrne zložky prítomné v mikroštruktúre uhlíkových ocelí?
4. Akým spôsobom je možné určiť množstvo prítomných štruktúrnych zložiek a fáz v oceliach?
5. Aké typy tepelného spracovania ocelí poznáme a ako je definované normalizačné žihanie?

Praktické úlohy cvičenia

1. Pozorujte a dokumentujte mikroštruktúry vzoriek rôznych typov uhlíkových ocelí pomocou svetelného metalografického mikroskopu. Na základe analýzy mikroštruktúry daných ocelí určte percentuálny podiel štruktúrnych zložiek a vyčíslite obsah uhlíka pre jednotlivé vzorky ocelí.
2. Z výsledkov mechanických skúšok (skúška ťahom, skúška rázom v ohybe, skúška tvrdosti podľa Rockwella) uvedených v **tab. 1.1** graficky znázornite závislosti hodnôt medze pevnosti (R_m), charakteristík plasticity (A , Z), vrubovej húževnatosti (KCU) a tvrdosti (HRB) od obsahu uhlíka.

Tab. 1.1 Mechanické vlastnosti a obsah uhlíka jednotlivých vzoriek ocelí.

Označenie vzoriek	Obsah C [hm. %]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]	KCU [J.cm ⁻²]	HRB
1 - B		352	44,2	74,1	213	83
2 - A		523	32,8	65,0	163	89
3 - S		552	29,1	55,7	108	101
4 - C		766	21,6	41,5	46	105
5 - E		1010	14,6	17,1	22	114
6 - D		1200	7,2	14,9	10	120

3. Konfrontujte morfológiu mikroštruktúr ocelí s ich mechanickými vlastnosťami a definujte vplyv uhlíka na štruktúru a vlastností ocelí. Navrhnite možnosti konštrukčného použitia ocelí s rôznym obsahom uhlíka.

Výpočtové úlohy cvičenia

1. Vypočítajte pomocou pákového pravidla celkové množstvo prítomných štruktúrnych zložiek a fáz v % v oceli s obsahom 0,01 hm. % C (tiež s obsahom 0,2; 0,4; 0,6; 1,2; 1,6 a 2 hm. %) pri izbovej teplote.
2. Vypočítajte pomocou pákového pravidla celkové množstvo prítomných fáz v % v perlite pri izbovej teplote.
3. Vypočítajte pomocou pákového pravidla celkové množstvo prítomných fáz v % v ledeburite.
4. Vypočítajte pomocou pákového pravidla celkové množstvo prítomných fáz v % v grafickom eutektiku (grafitu a austenitu).

2. KRYŠTALIZÁCIA. VPLYV RÝCHLOSTI OCHLADZOVANIA NA PRIMÁRNU MIKROŠTRUKTÚRU ODLIATKOV

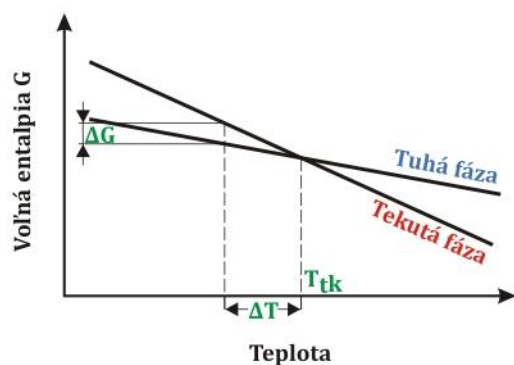
Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa so základnými princípmi a termodynamickou podstatou kryštalizácie kovov a ich zliatin. Analyzovať vplyv rýchlosti ochladzovania zliatin na proces ich kryštalizácie a finálnu mikroštruktúru. Získať praktické zručnosti s hodnotením charakteru primárnej mikroštruktúry odliatkov prostredníctvom stanovenia rozstupu medzi sekundárnymi vetvami dendritov.

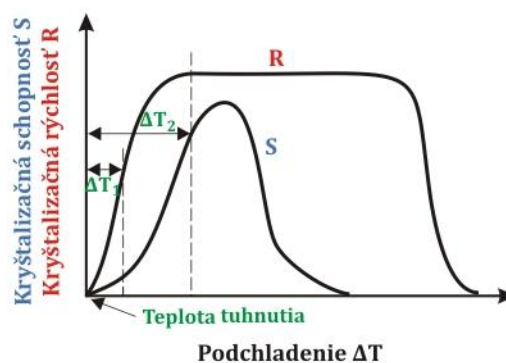
Teoretické východiská

Kovy a ich zliatiny sa vyrábajú metalurgickými procesmi a v určitom štádiu výroby prechádzajú tekutým stavom. Spracovaná tavenina sa následne odlieva a pri jej ochladzovaní vo formách dochádza k jej **kryštalizácii**. Ide o fázovú premenu tekutej fázy na tuhú fázu, ktorá ovplyvňuje finálnu mikroštruktúru kovov a ich zliatin a následne aj ich vlastnosti v tuhom stave.

Mechanizmus kryštalizácie je charakterizovaný vznikom stabilných zárodkov tuhej fázy a ich následným rastom. Základnou podmienkou pre uskutočnenie tejto fázovej premeny sú energetické rozdiely medzi zanikajúcou fázou (tavenina) a vznikajúcou fázou (tuhá fáza). Pribeh fázových transformácií, ktoré sa uskutočňujú pri konštantnej teplote a tlaku je určený zmenou voľnej Gibbsovej energie fáz, tzv. *voľnej entalpie* G . Voľná entalpia fáz klesá s rastom teploty, avšak rozdielne pre tekutú aj pre tuhú fázu (**obr. 2.1**).



Obr. 2.1 Závislosť voľnej entalpie G tekutej a tuhej fázy od teploty.



Obr. 2.2 Závislosť kryštalizačnej schopnosti S a kryštalizačnej rýchlosti R od stupňa podchladenia.

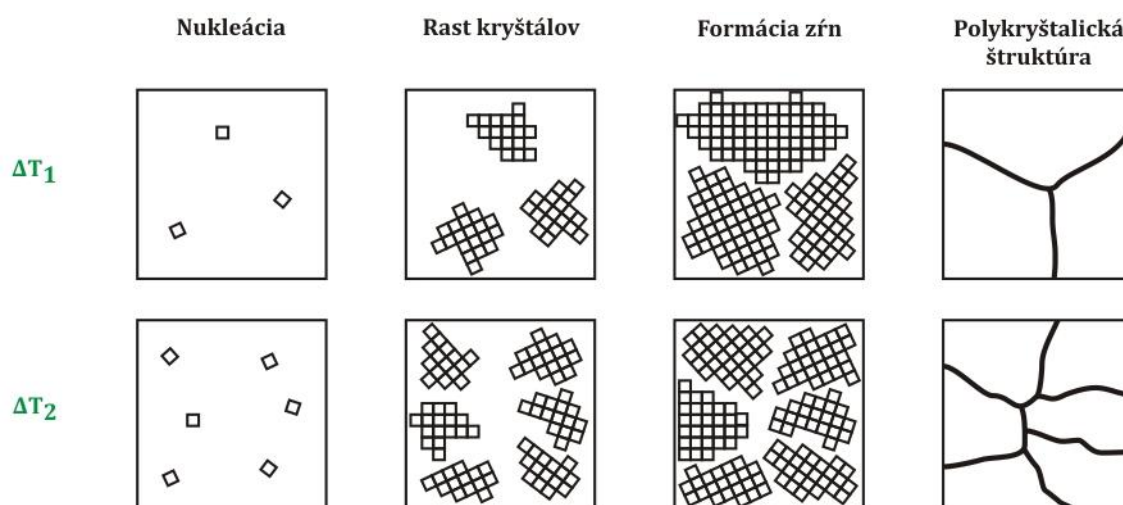
Pri teoretickej teplote kryštalizácie T_{tk} majú tekutá a tuhá fáza rovnakú hodnotu voľnej entalpie, sú teda v rovnováhe. Pre premenu tekutej fázy na tuhú je však nutné, aby tuhá fáza mala nižšiu voľnú entalpiu ako tekutá fáza. Táto podmienka je splnená pri teplotách nižších ako je teplota T_{tk} , teda tekutá fáza musí byť podchladená. S nárastom veľkosti

podchladenia ΔT tekutej fázy narastá aj rozdiel v hodnotách voľných entalpií ΔG tuhej a tekutej fázy, ktorý je hnacou silou kryštalizácie.

Kryštalizácia je definovaná aj ako proces prechodu atómov materiálu z celkovo neusporiadaného stavu v tekutom stave do stavu tuhého, ktorý sa vyznačuje usporiadaním atómov v útvaroch tuhej fázy. Pri postupnom ochladzovaní taveniny vznikajú zhľuky atómov tuhej fázy s pravidelným usporiadaním v kryštálovej mriežke, ktoré sú schopné ďalšieho rastu, ak majú väčší polomer ako je *kritický polomer zárodku* $r_{krit.}$. Podľa Tammannových zákonov je priebeh kryštalizácie ovplyvnený:

- *spontánnou kryštalizačnou schopnosťou S* , ktorá vyjadruje rýchlosť tvorby nadkritických zárodkov vzniknutých v jednotke objemu za jednotku času (napr. $1 \text{ cm}^3/\text{s}$),
- *lineárnou kryštalizačnou rýchlosťou R* , ktorá charakterizuje rýchlosť rastu kryštálov ako prírastok rozmeru nadkritického zárodka za jednotku času (napr. v cm/s).

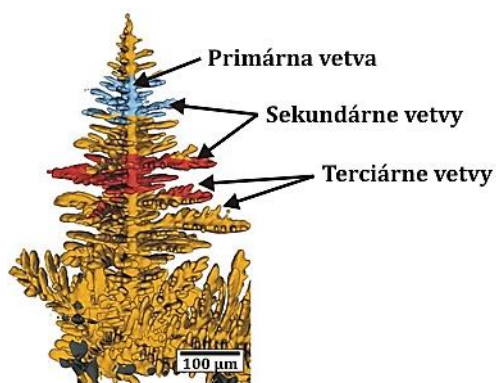
Tieto parametre sú funkciou podchladenia ΔT podľa závislostí na **obr. 2.2**. V prípade malého podchladenia taveniny ΔT_1 vzniká v objeme sústavy malý počet kryštalizačných zárodkov, ktoré rýchlo rastú do veľkého objemu sústavy. Vzniká tak hrubozrnná štruktúra kovov a zliatin. Väčšie podchladenie (napr. ΔT_2) spôsobí vznik veľkého počtu kryštalizačných zárodkov, ktoré budú taktiež rýchlo rásť. Väčšie podchladenie má teda za následok vznik jemnozrnnej štruktúry kovov a zliatin. Morfológia primárnej mikroštruktúry kovov a zliatin závisí teda od intenzity ochladzovania ich taveniny, čo sa v konečnom dôsledku odzrkadlí na ich vlastnostiach. Pri pomalom ochladzovaní odliatkov, napr. v pieskovej forme vzniká hrubozrnná liaca štruktúra. Pri intenzívnejšom odvode tepla z taveniny, napr. pri tuhnutí odliatkov v kovovej forme vzniká pri kryštalizácii jemnozrnná liaca štruktúra. Na **obr. 2.3** sú znázornené postupnosti kryštalizácie pri dvoch rôznych podchladeniach ΔT_1 a ΔT_2 .



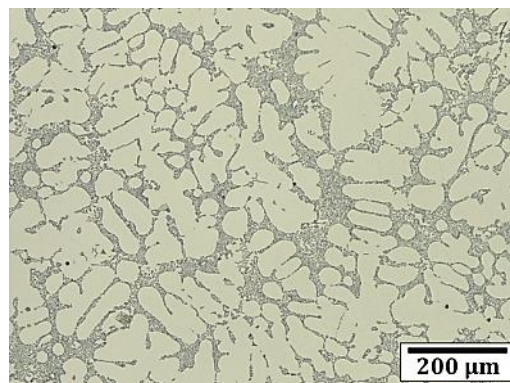
Obr. 2.3 Schematické znázornenie procesu kryštalizácie pri rôznom stupni podchladenia.

Pri kryštalizácii môžu vznikať zárodky tuhej fázy priamo v tavenine ako dôsledok fluktuácie teploty a energie. Ide o **homogénnu nukleáciu**, ktorá sa uskutočňuje najmä v čistých kovoch. V reálnych kovoch a zliatinách je bežnejšia nukleácia kryštalizačných zárodokov na cudzích tuhých povrchoch prítomných v tavenine ako sú častice inklúzií, očkovačiek, ale aj povrchov foriem. Takúto nukleáciu nazývame **heterogénnou nukleáciou**. Ak zárodok dosiahne nadkritickú veľkosť, sú schopné rasti. Pri zvýšenom odvode tepla z taveniny tuhú fázou dochádza k rastu kryštálov pohybom ich rovinného medzifázového rozhrania do taveniny. Vznikajú *súmerné kryštály s relatívne hladkým povrchom*. Takýto rast je typický najmä pre čisté kovy. V prípade, že k odvodu tepla dochádza aj smerom do taveniny rovinné rozhranie kryštálov tuhej fázy stráca stabilitu a na povrchu kryštálov vznikajú výstupky, ktoré rastú rýchlejšie smerom do taveniny. V priebehu kryštalizácie sa tieto výstupky môžu rozvetvovať a vznikajú útvary tuhej fázy rozvetveného stromčekovitého charakteru, ktoré sa nazývajú **dendritmi (obr. 2.4)** s primárnymi, sekundárnymi, príp. terciálnymi vetvami. Dendritická kryštalizácia je typická pre zliatiny. Dochádza u nich k dodatočnému konštitučnému podchladeniu taveniny pred medzifázovým rozhraním z dôvodu zmeny jej chemického zloženia. Pri raste dendritických kryštálov v tavenine dochádza k ich kontaktu a vzájomnému blokovaniu ich rastu. Vytvárajú sa tým hranice tzv. dendritických buniek, resp. zŕn.

V reálnych zliatinách s určitým podielom eutektika dendriticky kryštalizujú primárne fázy, spravidla tuhé roztoky. Následne v medzidendritických oblastiach kryštalizuje tavenina s eutektickým zložením na eutektickú mechanickú zmes tuhých fáz. Príkladom je primárna dendritická mikroštruktúra zlievarenskej hliníkovej zliatiny (obr. 2.5). Je tvorená dendritmi tuhého roztoku α , ktorý kryštalizoval ako primárna fáza a eutektikom vytvoreným v medzidendritických priestoroch. Ide o zmes útvarov tuhého roztoku α a eutektického kremíka, ktorá kryštalizovala pri nižšej eutektickej teplote.



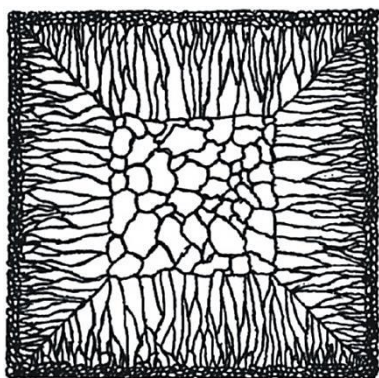
Obr. 2.4 Schematické zobrazenie dendritu s vyznačenými vetvami.



Obr. 2.5 Dendritická štruktúra zlievarenskej hliníkovej zliatiny typu Al-Si-Mg.

Morfológiu kryštálov tuhej fázy pri tuhnutí odliatkov vo formách ovplyvňuje intenzita odvodu tepla cez tuhú fáz do formy. Výsledkom sú viaceré oblasti odliatkov, ktoré sa odlišujú charakterom primárnej štruktúry (obr. 2.6 a 2.7). Pri odlievaní zliatin dochádza pri kontakte taveniny so stenami formy k jej výraznému podchladeniu, gradient odvodu tepla formou je vysoký a v krátkom okamihu tak vzniká mnoho kryštalizačných zárodokov.

Preto sa v tejto oblasti vytvára na povrchu odliatku jemná štruktúra. S rastom vzdialenosti od povrchu odliatku intenzita odvodu tepla cez tuhú fázu klesá. Odvod tepla je však stále usmernený spravidla kolmo na steny formy. Z veľkého počtu zárodkov vzniknutých na povrchu odliatku budú rásť tie, ktorých primárna vetva je rovnobežná so smerom odvodu tepla. Takto vznikajú kryštály tyčinkovitého tvaru, resp. stĺpkovité dendrity usmernené kolmo na steny formy, ktoré tvoria transkryštalizačné pásmo odliatkov. Vo väčšej vzdialenosti od povrchu odliatku už nie je zjavný smer odvodu tepla a vznikajú tak rovnoosé kryštály, najmä v stredových oblastiach odliatkov. Sprievodným javom pri kryštalizácii mnohých kovov a zliatin je výrazné zmenšenie objemu, tzv. *zmraštenie*. Táto zmena vedie k tvorbe interkryštalickej, resp. medzidendritickej pórovitosti vo vnútri odliatkov alebo samotné zmraštenie v objeme náliatkov.



Obr. 2.6 Schematické zobrazenie štruktúry kovového odliatku v reze.



Obr. 2.7 Štruktúra rezu hliníkového odliatku odliateho do kovovej formy.

Rýchlosť odvodu tepla formou má teda výrazný vplyv na primárnu mikroštruktúru odliatkov. Ovplyvňuje nielen veľkosť a tvar dendritických kryštálov tuhej fázy, ale aj hustotu ich skeletu. Najpresnejšie ju definuje **rozstup medzi sekundárnymi vetvami dendritov**, tzv. **SDAS** (z ang. Secondary Dendrite Arm Spacing), ktorý sa hodnotí v prípade liatych stavov kovov a zliatin. Zmenšovaním tejto hodnoty sa zjemňuje mikroštruktúra odliatkov (**obr. 2.8**) a zlepšujú ich mechanické vlastnosti. Tento parameter je ovplyvnený viacerými faktormi ako sú: rýchlosť postupu kryštalizačného frontu R , teplotný gradient v okolí rozhrania tavenina/dendrit G a hodnoty c , m a n závislé na chemickom zložení a podmienkach kryštalizácie. Hodnota tohto parametru v μm sa dá vyjadriť vzťahom:

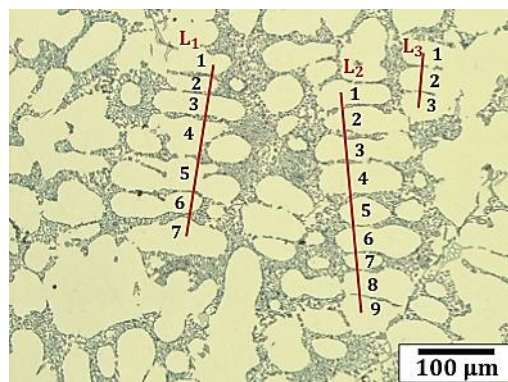
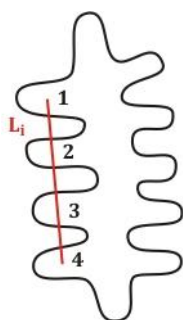
$$SDAS = c \cdot R^{-m} \cdot G^{-n}$$

Parameter *SDAS* v reálnych odliatkoch je možné vyhodnotiť meraním priamo na mikroštruktúrach s prítomnými dendritmi tuhej fázy v rezoch. Existuje viacero prístupov a postupov pri stanovení daného parametra, avšak ako najpresnejšie sa javia dve metódy uvedené na **obr. 2.8** a **2.9**.

Metodika uvedená schematicky ako aj na reálnej mikroštruktúre silumínu na **obr. 2.8** vychádza z merania rozostupu sekundárnych vetiev dendritu, ktorých poloha v danom reze je určená ich stredovou osou a následne sa určuje priemerná vzdialenosť medzi týmito osami. Výpočet je daný vzťahom:

$$SDAS = L_i / (n_i - 1) \cdot z$$

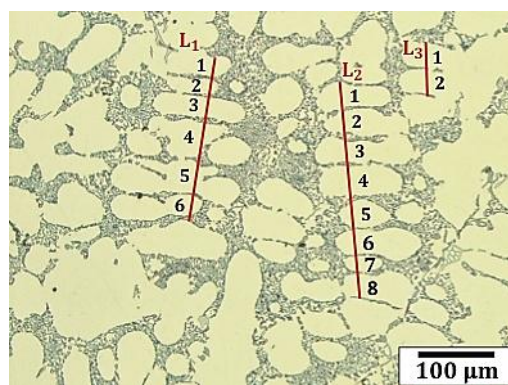
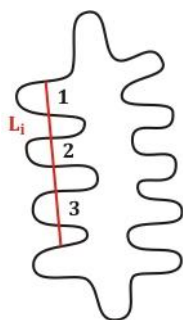
kde L_i je dĺžka analyzovanej i -tej úsečky vedenej kolmo na sekundárne osi dendritov v mm, resp. μm , n_i je počet dendritických vetiev na analyzovanej i -tej úsečke a z je hodnota zväčšenia použitého pri dokumentácii analyzovanej mikroštruktúry (pozn.: zväčšenie $z = \text{skutočná dĺžka mierky} / \text{zobrazená dĺžka mierky}$ v rovnakých jednotkách).



Obr. 2.8 Schematické znázornenie metodiky stanovenia SDAS prostredníctvom merania vzdialeností osí dendritov so znázornením na primárnej štruktúre zliatiny Al-Si-Mg.

Na presné určenie hodnoty parametra SDAS v uvedenej metodike je potrebné presne stanoviť polohu osi okrajových sekundárnych vetiev dendritu, čo v niektorých praktických prípadoch sa realizuje vizuálnym odhadom. Preto metodika uvedená schematicky aj na reálnej mikroštruktúre na **obr. 2.9** vychádza z merania rozostupu sekundárnych vetiev dendritov, ktorých meraný rozsah L_i je daný začiatočným okrajom prvej meranej vetvy a začiatočným okrajom vetvy dendritu, ktorá nasleduje po poslednej meranej vetve. Dané okraje týchto vetiev dendritu sú jasne viditeľné a nie je potrebné realizovať vizuálny odhad. Výpočet je následne daný vzťahom:

$$SDAS = L_i / n_i \cdot z$$



Obr. 2.9 Schematické znázornenie metodiky stanovenia SDAS prostredníctvom merania vzdialeností okrajov dendritov so znázornením na primárnej štruktúre zliatiny Al-Si-Mg.

Pre stanovenie SDAS, resp. meranie jednotlivých dĺžok úsečiek je možné využívať aj analytické softvéry, ktoré sú schopné po správnej kalibrácii obrazu priamo merať dĺžky analyzovaných úsečiek v μm . Pri hodnotení priemernej hodnoty parametra SDAS je však

potrebné urobiť štatisticky dostatočné množstvo meraní, aby vypočítaná hodnota tohto parametra bola čo najpresnejšia. Výsledná hodnota SDAS je závislá od rýchlosti odvodu tepla pri tuhnutí odliatku, a teda je nutné si určiť aj presnú vzdialenosť, resp. polohu v objeme odliatku, pretože ako už bolo uvedené hodnota SDAS je odlišná v rôznych vzdialenosti pod ich povrchom a je zrejmé, že postupne sa hodnota SDAS zväčšuje smerom od povrchu odliatku do jeho stredu.

Zhrnutie

Veľmi dôležitým parametrom, ktorý ovplyvňuje charakter primárnej dendritickej mikroštruktúry skryštalizovanej tuhej fázy odliatkov je intenzita odvodu tepla z tuhnuceho odliatku smerom do formy, resp. v smere rastu tuhnucej fázy. Tento parameter je ovplyvnený tepelnou vodivosťou materiálu formy, tepelnou vodivosťou taveniny a tuhej fázy analyzovanej zliatiny a vzdialenosťou kryštalizačného frontu od povrchu odliatku. Majú výrazný vplyv na veľkosť a morfológiu primárnych kryštálov, resp. dendritov tuhej fázy. Parameter, ktorý hodnotí jemnosť stavby dendritických kryštálov je predovšetkým rozstup medzi sekundárnymi vetvami, resp. ramenami dendritov (SDAS). Cieľom optimalizácie procesov kryštalizácie odliatkov je snaha o znižovanie tohto parametra a teda zlepšovanie mechanických vlastností odliatkov.

Kontrolné otázky

1. Ako je definovaná kryštalizácia a aké druhy kryštalizácie poznáme?
2. Ako závisí charakter mikroštruktúry odliatkov od rýchlosti odvodu tepla v procese kryštalizácie?
3. Čo je to dendrit a akú stavbu môže mať v závislosti od rýchlosti odvodu tepla?
4. Akým spôsobom je možné stanoviť parameter SDAS pre posúdenie charakteru primárnej mikroštruktúry odliatkov?
5. Čo je cieľom optimalizácie procesov kryštalizácie odliatkov?

Praktické úlohy cvičenia

1. Pozorujte, dokumentujte a popíšte charakter mikroštruktúry odliatku hlavy valcov spaľovacieho motora z hliníkovej zlievarenskej zliatiny AlSi7Mg0,3 na jeho povrchu; 5 mm a 10 mm pod jeho povrchom. Na základe mikroštruktúrnej analýzy určte vplyv rýchlosti odvodu tepla kovovou formou a pieskovým jadrom na charakter mikroštruktúry danej zliatiny a popíšte rozdiel medzi nimi. Chemické zloženie zliatiny je uvedené v **tab. 2.1**.

Tab. 2.1 Chemické zloženie zliatiny AlSi7Mg0,3 [hm. %].

Si	Mg	Fe	Mn	Sr	Ti	Al
7,50	0,30	0,07	0,02	0,01	0,19	zv.

2. Na mikroštruktúrach analyzovanej zliatiny AlSi7Mg0,3 zmerajte a vypočítajte priemernú vzdialenosť medzi sekundárnymi vetvami dendritov tuhého roztoku (SDAS) v rôznych vzdialenostiach (0,5 mm; 2 mm; 4 mm; 6 mm; 9 mm a 12 mm) pod povrchom odliatku a výsledky zapíšte do **tab. 2.2**. Zostrojte grafickú závislosť hodnôt SDAS od vzdialenosti pod povrchom odliatku. Formulujte vlastné závery.

Tab. 2.2 Priemerné hodnoty SDAS v rôznych vzdialenostiach pod povrchom odliatku.

Vzdialenosť pod povrchom odliatku [mm]	Priemerná hodnota SDAS [μm]
0,5	
2	
4	
6	
9	
12	

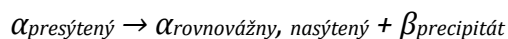
3. VYTVRDZOVANIE ZLIATIN HLINÍKA. VPLYV CHEMICKÉHO ZLOŽENIA A VYTVRDZOVANIA NA ŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI ZLIATIN HLINÍKA

Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s podstatou fázovej premeny nazývanej precipitácia útvarov fáz, najčastejšie častíc z tuhého roztoku, so stavom tuhého roztoku po homogenizačnom žíhaní a kalení a s procesmi difúzie legúr pri precipitácii v kovových materiáloch. Získať vedomosti o podstate, mechanizme a kinetike precipitácie v zliatinách hliníka a praktické zručnosti z vyhodnocovania vplyvu vytvrdzovania na mikroštruktúru a mechanické vlastnosti zliatin hliníka.

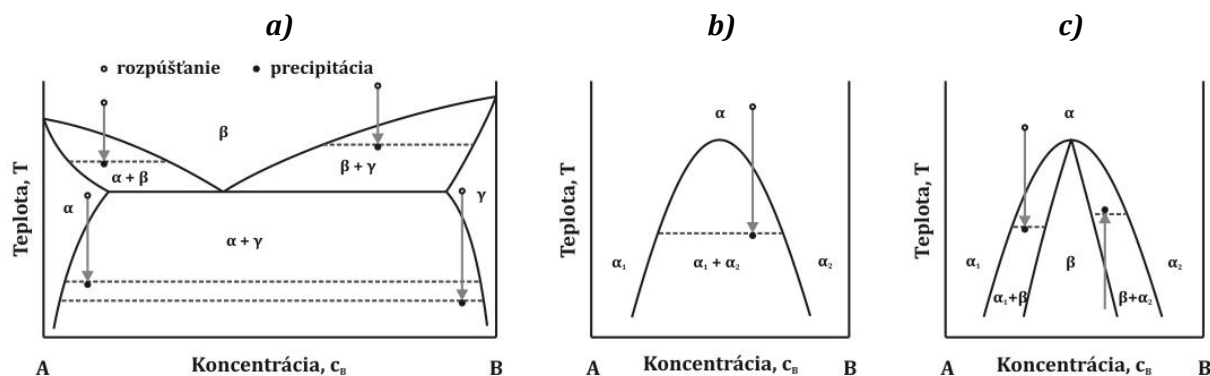
Teoretické východiská

Podstatou vytvrdzovania kovových zliatin, najčastejšie zliatin hliníka, je fázová premena, ktorú nazývame **precipitácia**. Precipitácia je definovaná ako fázová premena v tuhom stave, pri ktorej dochádza k transformácii nestabilného presýteného tuhého roztoku na rovnovážny nasýtený tuhý roztok. Táto zmena je samozrejme sprevádzaná vylúčením určitého množstva sekundárnej fázy, čím sa transformujúca zliatina dostáva bližšie k rovnovážnemu stavu. Sekundárna fáza môže precipitovať priamo z presýteného tuhého roztoku alebo postupne tvorbou jednotlivých prekursorov danej fázy. Riadený rozpad presýteného tuhého roztoku, pri ktorom získavame precipitáciou častíc novej fázy zvýšené mechanické vlastnosti sa nazýva **precipitačné vytvrdzovanie**. Proces vytvrdzovania, resp. precipitácia častíc môže prebiehať pri izbovej teplote. V tomto prípade nazývame tento proces *prírodným starnutím*. Ak k precipitácii častíc dochádza pri zvýšenej teplote, hovoríme o *umelom starnutí*. V prípade rôznych kovových materiálov je možné aj ich *disperzné vytvrdenie*. Je ho možné vyvolať precipitáciou nekoherentných častíc v procese ochladzovania odliatkov, pri ich homogenizačnom žíhaní, tvárnení, mechanickom legovaní alebo komplikovanejšími technologickými postupmi mechanického legovania a reakčného spekania. Priamu (jednostupňovú) precipitáciu sekundárnej fázy z presýteného tuhého roztoku je možné vyjadriť:



Precipitačné procesy môžu pri ochladzovaní prebiehať len v zliatinách, v ktorých sa mení rozpustnosť prítomných prvkov v primárnom tuhom roztoku s klesajúcou teplotou. Do tejto podmienky spadá viacero systémov kovových zliatin, v ktorých sa pri ochladzovaní tuhý roztok stáva nestabilným, ako je znázornené na **obr. 3.1**. V polymorfných zliatinách môže prebehnúť precipitácia sekundárnej fázy pri ochladzovaní zliatiny z teploty rozpúšťacieho žíhania z oblasti α , β a γ . V nepolymorfných zliatinách dochádza k precipitácii len pri ochladzovaní zliatin z oblasti α a γ (**obr. 3.1a**).

Tiež je možný prípad precipitácie častíc dvojice nových fáz α_1 a α_2 v oblasti, v ktorej majú tieto fázy rovnaké kryštálové mriežky, avšak líšia sa v ich mriežkových parametroch. Dochádza k tzv. spinodálnemu rozpadu tuhého roztoku α (**obr. 3.1b**) Možný je aj prípad precipitácie útvarov fáz z tuhých roztokov pri ich ohreve aj pri ochladzovaní, ako znázorňuje **obr. 3.1c**. Z uvedených diagramov je zrejmé, že precipitácia nemusí vždy nastať po homogenizačnom žíhaní v jednofázovej oblasti a rýchlym ochladení do dvojfázovej oblasti, ale daný proces môže prebehnúť aj naopak, a to ohrevom z jednofázovej do dvojfázovej oblasti.

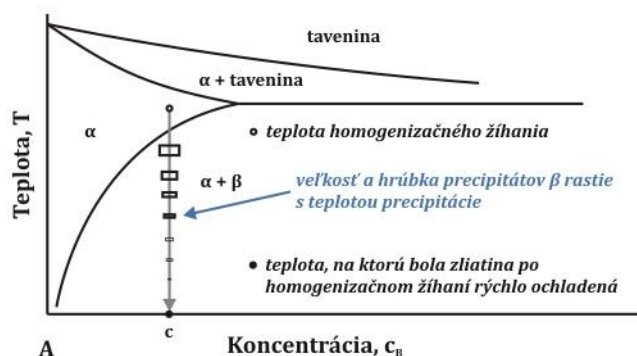


Obr. 3.1 Znázornenie možností rozpúšťania a precipitácie v binárnych systémoch (a-c).

Pri postupnom rozpade presýteného tuhého roztoku, ktorý vznikne po rozpúšťacom žíhaní a následnom rýchlym ochladení, sa môžu pri postupnom zvyšovaní teploty za súčasného poklesu voľnej entalpie systému vytvárať zhľuky atómov, prechodné precipitáty alebo stabilné precipitáty. Zhľuky, resp. *klastre atómov* legujúcich prvkov majú koherentné rozhranie s tuhým roztokom a ich tvar závisí od relatívnych veľkostí atómov prítomných v danej zliatine. Ako príklad je možné uviesť binárny systém Al–Ag, kde atómy oboch chemických prvkov majú veľmi blízky polomer atómov (0,143 nm pre Al a 0,144 nm pre Ag) a oba prvky kryštalizujú v mriežke K12 (FCC). Preto vytváranie zhľukov atómov Ag v matrici Al nevytvára napätia a zhľuky sú guľovitého tvaru. Avšak v prípade binárneho systému Al–Cu, z ktorého každý prvok taktiež kryštalizuje v K12, no s výrazne rozdielnym atómovým polomerom (0,143 nm pre Al a 0,128 nm pre Cu), sa z dôvodu minimalizácie deformačnej energie vytvárajú zhľuky doštičkovitého tvaru. Atómy Cu obsadzujú najvhodnejšie orientované roviny tuhého roztoku Al, čo sú roviny typu {001}. V prípade doštičkovitého tvaru zhľukov sa táto rovina označuje ako habitová rovina a je so zhľukom atómov rovnobežná, resp. v nej zhľuk leží. Dané zhľuky atómov legujúcich prvkov sú označované ako Guinier-Prestonove (GP) zóny a ich formovanie predstavuje prvé štádium rozpadu presýteného tuhého roztoku. Rozpadom presýteného tuhého roztoku môžu vznikať okrem zhľukov atómov aj *prechodné precipitáty*, ktoré môžu mať s maticou koherentné, semikoherentné alebo nekoherentné rozhranie. Aj v prípade týchto precipitátov dochádza z dôvodu dosiahnutia minimálnej deformačnej alebo povrchovej energie k tvorbe doštičkovitých častíc s rovnobežnou orientáciou v tuhom roztoku s habitovými rovinami, ktoré patria zvyčajne medzi husto obsadené roviny atómami. Ďalšou možnosťou rozpadu presýteného tuhého roztoku je tvorba *stabilných*

precipitátov, ktoré už za daných podmienok nemenia svoju chemickú a kryštalografickú podstatu. Avšak v prípade ich opätovného ohrevu na teplotu, pri ktorej nastalo ich vylúčenie z presýteného tuhého roztoku, dochádza k sféroidizácii a rastu ich častíc. Menšie častice sa rozpúšťajú a väčšie rastú, pri súčasnom znižovaní voľnej entalpie systému.

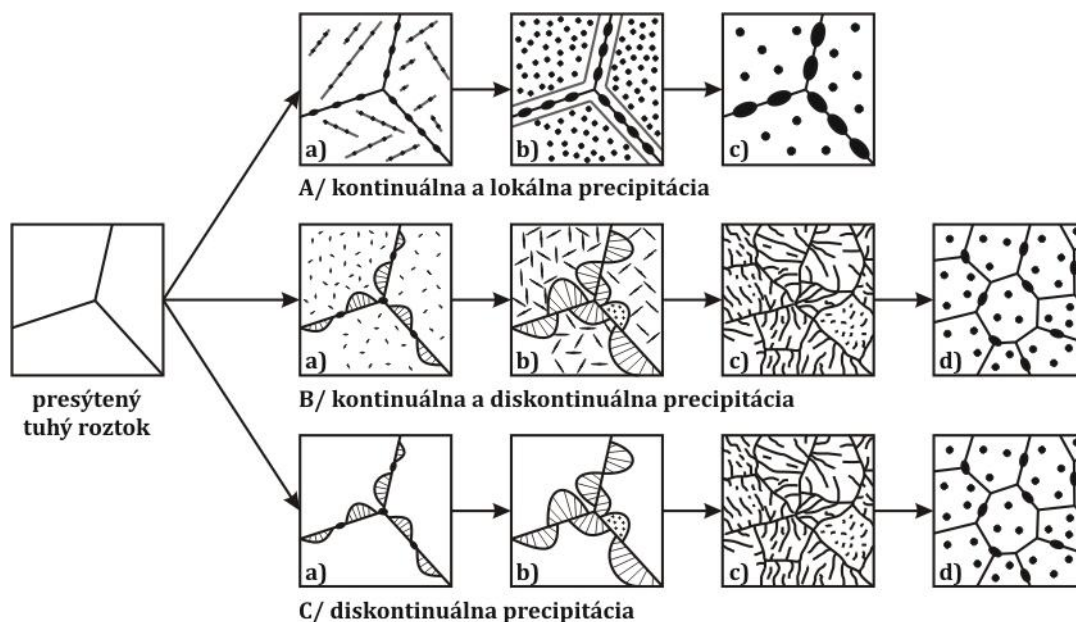
Veľkosť vylúčených častíc precipitátov závisí najmä od výšky teploty, pri ktorej sa formujú, nakoľko sa precipitácia uskutočňuje procesom difúzie. Schematicky je to znázornené na **obr. 3.2**. Homogenizácia sa uskutočňuje v jednofázovej oblasti tuhého roztoku α počas doby, kým nedôjde k úplnému rozpusteniu častíc fázy β . Následne sa zliatina chemického zloženia c rýchlo ochladí na izbovú teplotu s cieľom získania presýteného tuhého roztoku. Pri následnom ohreve na teploty po hranicu ich rozpustnosti, nastane vylučovanie fázy β . Tento proces sa nazýva *starnutie*. Čím je teplota starnutia vyššia, tým sú vylúčené častice väčšie a ich početnosť je nižšia. V tomto procese označovanom ako precipitačné vytvrdzovanie je v prípade reálnych zliatin z dôvodu optimalizácie procesov nutné určiť teplotu a čas starnutia. Sú to podmienky, pri ktorých sa dosiahnu požadované, spravidla maximálne zvýšené pevnostné charakteristiky, z dôvodu tvorby jemných koherentných častíc precipitátov s vysokou hustotou rozloženia v tuhom roztoku a s maximálnym brániacim účinkom voči pohybu dislokácií. Tým sa zabezpečí maximálna úroveň spevnenia takto tepelne spracovaného kovového materiálu. Starnutím je však možné pri zvýšených teplotách a dlhších časoch vytvoriť aj hrubšie semikoherentné, prípadne až nekoherentné častice stabilnej fázy s nižšou hustotou rozloženia, čím sa dosiahne nižšia pevnosť, ale zvýšené plastické vlastnosti zliatin. Tento stav zliatin označujeme ako prestarnutý.



Obr. 3.2 Znáznornenie veľkosti a hrúbky precipitátov v závislosti od teploty ich formovania.

Pri popise precipitačných procesov je nutné vysvetliť aj pojmy *kontinuálna*, *diskontinuálna* a *lokálna precipitácia*. Schematicky sú dané procesy znázornené na **obr. 3.3**. Schéma A znázorňuje kontinuálnu a lokálnu precipitáciu po homogenizačnom žíhaní a rýchlom ochladení zliatiny. Ide o kontinuálnu precipitáciu častíc v zrnách a lokálnu precipitáciu častíc na ich hraniciach, na ktorých sú zlepšené podmienky pre difúziu. Dochádza tiež k precipitácii častíc v šmykových rovinách (A/a), následne ku kontinuálnej precipitácii rastom predchádzajúcich precipitátov (A/b) a precipitačný proces sa ukončuje sféroidizáciou častíc precipitátov v matrici a na hraniciach zŕn (A/c).

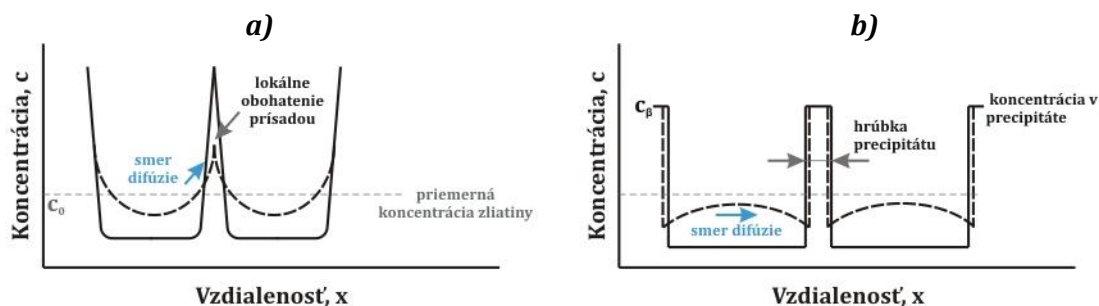
Schéma B znázorňuje tiež kontinuálnu aj diskontinuálnu precipitáciu. Diskontinuálna precipitácia vedie k deformačne indukovanej rekryštalizácii (B/a-c) a kontinuálna precipitácia vytvára Widmanstättenovu štruktúru (B/a) a sféroidizované častice precipitátov v rekryštalizovanej matici (B/d). Schéma C znázorňuje diskontinuálnu precipitáciu, ktorá vedie k deformačne indukovanej rekryštalizácii (C/a-c) a tvorbe sféroidizovaných častíc precipitátov v rekryštalizovanej matici (C/d).



Obr. 3.3 Spôsoby vylučovania precipitátov z presýteného tuhého roztoku.

Pri štúdiu precipitačných procesov je potrebné poznať stav presýteného tuhého roztoku po homogenizačnom, resp. rozpúšťacom žíhaní a po kalení. Tuhý roztok je z makroskopického hľadiska chemicky homogénny, no v mikroskopickom meradle sa v ňom vždy vyskytujú oblasti s rôznym chemickým zložením. Hovoríme o oblastiach s fluktuáciami koncentrácie. Fluktuácie koncentrácie zachované po kalení alebo vytvorené v presýtenom tuhom roztoku sú dôležité pre tvorbu zárodkov častíc precipitátov pri rozpade tuhého roztoku, ktorý sa uskutočňuje difúziou atómov prvkov prítomných v zliatine. Rýchlosť difúzie atómov prvkov je faktor, ktorý značne ovplyvňuje rýchlosť precipitácie. Hnaciou silu difúzie predstavuje gradient voľnej energie alebo chemického potenciálu v jednotlivých oblastiach tuhého roztoku. Rozdiely v koncentrácii prvkov vedú k difúzii v smere gradientu koncentrácie, teda koncentračné rozdiely sa zväčšujú. Zhluky atómov legujúcich prvkov môžu vzniknúť v prvom štádiu rozpadu presýteného tuhého roztoku, ak difúzny tok bude smerovať paralelne s gradientom koncentrácie, a teda koncentračné rozdiely sa budú zvyšovať. Na **obr. 3.4a** je znázornená schéma vzniku zhlukov atómov (GP zón) pri veľkých presýteniach so zmenami koncentrácie na vzdialenosti v jednom smere v zliatine. Pôvodné oblasti so zvýšenou koncentráciou legujúceho prvku sa difúziou paralelnou s gradientom koncentrácie zväčšujú a zvyšujú koncentráciu legujúceho prvku. Na **obr. 3.4b** je znázornená schéma vzniku zhlukov atómov v oblasti malého presýtenia. Keď z dôvodu fluktuácií koncentrácie vznikne v tuhom roztoku oblasť s koncentráciou odpovedajúcej precipitátu

β , ktorá bude mať veľkosť kritického zárodok, alebo väčšiu, vznikne zárodok s koncentráciou c_β . Jeho vznikom sa okolie ochudobní o legujúci prvok a difúziou proti gradientu koncentrácie je umožnený ďalší rast precipitátu. V prípade, že v matrici vznikli GP zóny, ďalšia výdrž na použitej teplote môže spôsobiť ich transformáciu na precipitáty alotropickou premenou alebo v ochudobnených oblastiach matrice vzniknú precipitáty, ktoré budú rásť na úkor rozpúšťania GP zón.



Obr. 3.4 Schéma vzniku zhlukovania atómov z presýteného tuhého roztoku pri veľkých presýteniach (a) a pri nízkych presýteniach (b).

Ďalším veľmi dôležitým parametrom v procese precipitácie je *kritická veľkosť zárodokov precipitátu* r^* . Postup pri výpočte kritickej veľkosti zárodok pri precipitácii je analogický ako výpočet veľkosti kritického zárodok pri tuhnutí taveniny. Avšak je nutné uvažovať aj s faktom, že s vytvorením zárodok je spojená aj istá deformačná energia vyplývajúca z rozdielnej hodnoty merného objemu matrice a precipitátu. Preto celková zmena voľnej energie spojená so vznikom zárodok precipitátu je daná vzťahom:

$$\Delta G = -V \cdot \Delta G_V + A \cdot \gamma + V \cdot \Delta G_S,$$

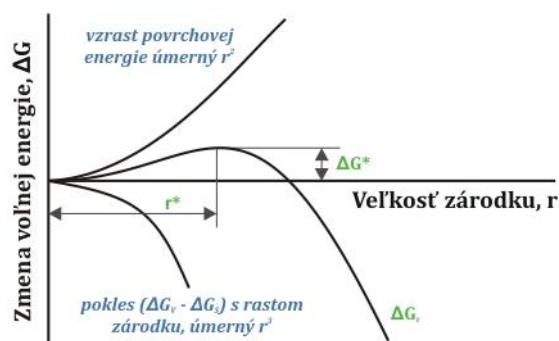
kde V je objem zárodok, ΔG_V je zmena objemovej voľnej energie, A je povrch zárodok, γ je povrchová energia a ΔG_S je deformačná energia odpovedajúca jednotke objemu zárodok. Rovnica predstavuje energetickú bilanciu, v ktorej prvý člen znamená pokles objemovej voľnej energie, druhý člen vedie k nárastu voľnej energie spôsobenou povrchovou energiou rozhrania α/β a tretí člen je deformačnou energiou spojenou so vznikom zárodok precipitátu. V prípade tvorby sférického zárodok častice precipitátu homogénnou nukleáciou a za predpokladu konštantnej povrchovej energie γ , daná rovnica nadobúda tvar (**obr. 3.5**):

$$\Delta G_{HOM} = -4/3\pi \cdot r^3 \cdot (\Delta G_V - \Delta G_S) + 4\pi \cdot r^2 \cdot \gamma$$

Úpravami danej rovnice je možné kritickú veľkosť zárodok r^* a energiu potrebnú na jej vznik ΔG^* vyjadriť nasledujúcimi vzťahmi:

$$r^* = 2\gamma / (\Delta G_V - \Delta G_S)$$

$$\Delta G^* = 16\pi \cdot \gamma^3 / 3 \cdot (\Delta G_V - \Delta G_S)^2$$



Obr. 3.5 Pribeh hodnôt členov rovnice pre výpočet kritickej veľkosti zárodka a práce na jeho vznik pri homogénnej nukleácii.

V prípade heterogénnej nukleácie môžu zárodky precipitátov vznikať napr. na mriežkových poruchách ako sú dislokácie, vrstevné chyby, hranice zŕn alebo na voľných povrchoch. V takomto prípade v základnej energetickej bilancii vystupuje ďalší člen, ktorý predstavuje energiu daného defektu ΔG_D zaniknutého pri nukleácii zárodka. Hodnota daného člena je záporné číslo, nakoľko ide o energiu defektu, ktorý zanikol. Následne rovnica pre výpočet kritickej veľkosti zárodka pri heterogénnej nukleácii a pre energiu na jeho vytvorenie je daná vzťahom:

$$\Delta G_{HET} = -V \cdot (\Delta G_V - \Delta G_S) + A \cdot \gamma - \Delta G_D$$

V praxi v prípade vytvrditeľných hliníkových zliatin sa stretávame s kontinuálnou precipitáciou sekundárnej fázy prebiehajúcou prevažne v objeme tuhého roztoku. Nukleácia zárodokov častíc precipitátov prebieha heterogénne predovšetkým na mriežkových poruchách. Vytvrditeľné zliatiny hliníka typu Al-Cu sú základom zliatin označovaných ako duraly (AlCu4Mg). Sú legované meďou a horčíkom a riadeným rozpadom presýteného tuhého roztoku je možné zvýšiť ich tvrdosť až trojnásobne v porovnaní s ich stavom bez tepelného spracovania. Postup vytvrdzovania týchto zliatin pozostáva z homogenizačného, resp. rozpúšťacieho žihania, rýchleho ochladenia a precipitačného vytvrdzovania.

Úlohou homogenizačného, resp. rozpúšťacieho žihania v prípade vytvrditeľných zliatin hliníka je rozpustenie častíc rozpustných fáz, ktoré obsahujú prvky zabezpečujúce vytvrdzovanie a modifikáciu častíc nežiaducich intermetalických fáz. Týmto spracovaním sa zabezpečí homogenizácia chemického zloženia zliatiny. Výšku teploty rozpúšťacieho žihania ovplyvňuje chemické zloženie zliatin typu Al-Cu-Mg, najmä koncentrácia prvkov Cu a Mg. Teplota žihania odpovedá maximálnej rozpustnosti fáz pri danom zložení a určuje sa v oblasti tesne pod eutektickou teplotou zliatin. Výhodnejšia je vyššia teplota rozpúšťacieho žihania z dôvodu rýchlejšieho a dokonalejšieho rozpustenia a modifikácie fáz. Je to však spojené s rizikom možného natavenia fáz tvorených v poslednom štádiu kryštalizácie taveniny obohatenej o legujúce prvky z dôvodu segregácie. Lokálne natavenie je nežiaducim javom v štruktúre zliatin a podstatne znižuje ich mechanické vlastnosti. Teplotu rozpúšťacieho žihania je potrebné udržiavať v čo najužšom intervale v tolerancii do 5 °C. Doba výdrže na teplote rozpúšťacieho žihania je rovnako dôležitá

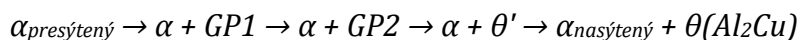
parameter, ktorý zabezpečí homogenitu tuhého roztoku cez difúziu prvkov legúr a nečistôt v kryštálovej mriežke hliníka. Na dosiahnutie maximálneho účinku vytvrdzovania týchto zliatin je potrebné rozpustiť všetky rozpustné fázy obsahujúce Cu, resp. Mg, pretože na zvýšení ich pevnosti sa podieľajú len atómy, ktoré sú rozpustené v tuhom roztoku, nie atómy fixované v časticiach jednotlivých fáz.

Podmienkou starnutia hliníkových zliatin je teda získanie presýteného tuhého roztoku. Dosahuje sa rýchlym ochladením zliatin z teploty rozpúšťacieho žihania. Dostatočne vysoká rýchlosť ochladzovania zabezpečí vysokú a homogénnu koncentráciu legujúcich prvkov a prebytok vakancií v tuhom roztoku aj pri izbovej teplote. Úlohou rýchleho ochladenia je aj potlačenie precipitácie častíc počas ochladzovania zliatiny z teploty rozpúšťacieho žihania na izbovú teplotu. Ak je rýchlosť ochladzovania malá, častice precipitujú heterogénne na hraniciach zŕn alebo na dislokáciách, čo má za následok zníženie presýtenia tuhého roztoku atómami legujúcich prvkov. Nevýhodou veľmi rýchleho ochladzovania je vznik termických napätí v zliatine. Často využívaným kaliacim médiom s vysokou ochladzovacou schopnosťou je voda. Používané média s nižšou ochladzovacou rýchlosťou sú oleje, solné kúpele alebo organické roztoky. Kinetika precipitácie závisí na stupni presýtenia a na rýchlosti difúzie legúr, ktoré sú ovplyvnené najmä teplotou. Ak je teplota vysoká, tak rýchlosť difúzie je vysoká a presýtenie je nízke. Naopak, ak je teplota nízka, nízka je aj rýchlosť difúzie atómov, ale presýtenie je vysoké. Maximálna rýchlosť nukleácie a rastu precipitátov je pre väčšinu zliatin hliníka v teplotnom intervale medzi 450 a 200 °C. Preto pre získanie presýteného tuhého roztoku je nutné, aby časová expozícia zliatin v tejto kritickej teplotnej oblasti pri ochladzovaní bola čo najkratšia z dôvodu zabránenia novej precipitácii častíc.

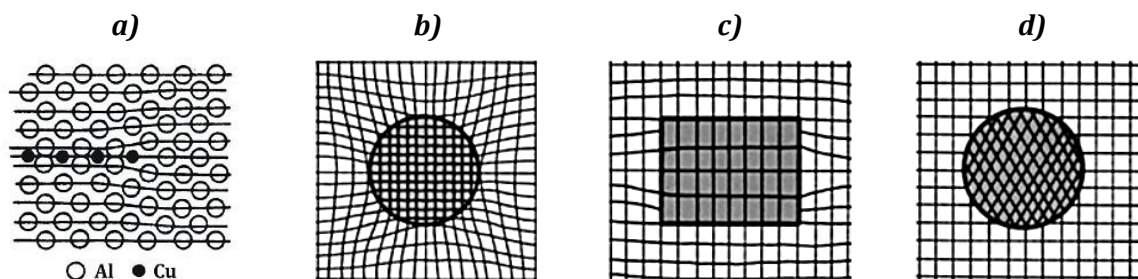
Bezprostredne po kalení zliatin hliníka z teploty rozpúšťacieho žihania dochádza k ich prirodzenému starnutiu pri izbovej teplote. V prípade prirodzeného starnutia vysoký stupeň presýtenia a vysoká koncentrácia vakancií po kalení vedú k okamžitému tvoreniu GP zón. Tieto zóny predstavujú zhluky atómov vytvrdzujúcich prvkov. Sú veľmi malé a jemne rozptýlené v hliníkovej maticii, pretože pri izbovej teplote je difúzia obmedzená. Zhluky sú koherentné s maticiou a v ich okolí vznikajú elastické napätia z dôvodu odlišných polomerov atómov hliníka a atómov medi, ako už bolo spomenuté vyššie. Tieto napäťové polia bránia pohybu dislokácií, čo má za následok zvýšenie pevnosti zliatiny, ktoré je závislé najmä od chemického zloženia zliatin. Pevnosť niektorých zliatin výrazne narastá po pár dňoch, u niektorých je však dlhá inkubačná doba pred nárastom pevnosti. Vlastnosti niektorých prirodzene starnutých zliatin nie sú však stabilné a vykazujú zmeny aj po uplynutí viacerých rokov.

Umelé starnutie je proces precipitácie častíc fáz v rýchlo ochladených zliatinách pri ich opätovnom ohreve na zvýšené teploty, bežne v rozsahu teplôt od 150 do 210 °C. Zvýšená teplota umožní ľahšiu difúziu atómov, čiže viac atómov vytvrdzujúcich prvkov môže difundovať v mriežke hliníka na väčšie vzdialenosti, a tak v konečnom dôsledku sú vznikajúce precipitáty väčšie ako GP zóny. Tento precipitačný proces má 4 štádiá, ak

neberieme do úvahy možnú sféroidizáciu častíc stabilného precipitátu. Postupnosť produktov rozpadu presýteného tuhého roztoku pri zložení Al-4,5%Cu je nasledovná:

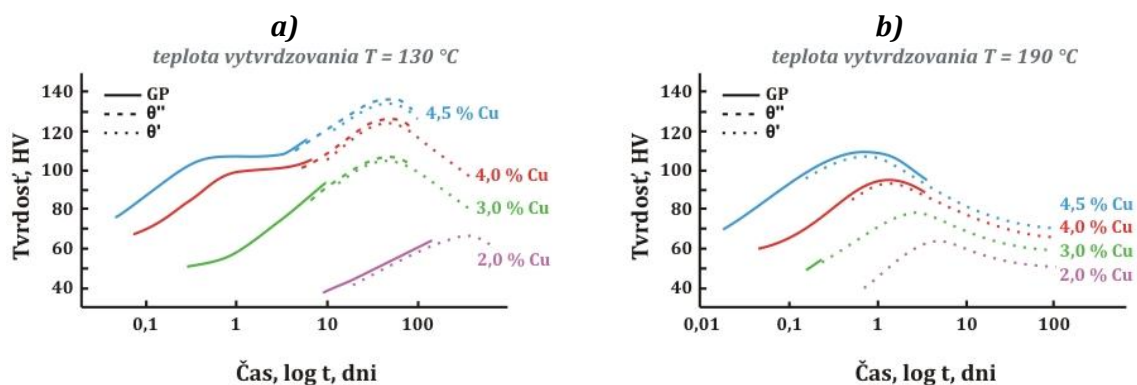


kde GP1 sú zhluky atómov Cu v tuhom roztoku α označované ako Guinier-Prestonove zóny doštičkovitého tvaru s priemerom 0,5 až 50 nm s habitovými rovinami {100}. Ich hrúbka je jedna atómová rovina. Doštičkovitý tvar nadobúdajú z dôvodu minimalizácie napätí v ich okolí z dôvodu odlišnej veľkosti atómov medi a hliníka. GP2 predstavujú Guinier-Prestonove zóny druhého typu nazývané tiež prechodným precipitátom θ'' . So zhlukmi GP1 majú spoločné to, že sú koherentné s maticou a s precipitátmi to, že majú svoju vlastnú kryštalovú štruktúru odlišnú od štruktúry matrice. Ich hrúbka je niekoľko atómových rovín, priemer rádovo 100 nm s habitovými rovinami {100}. Majú najvýraznejší vytvrdzujúci účinok z dôvodu vzniku najvyšších napätí v ich okolí. θ' je prechodný semikoherentný doštičkovitý prekursor precipitátu Al_2Cu s habitovými rovinami {100} a θ je stabilný doštičkovitý nekoherentný precipitát Al_2Cu taktiež s habitovými rovinami {100}. Semikoherentný precipitát θ' má menej výrazný vytvrdzujúci účinok v porovnaní s koherentným prechodným precipitátom θ'' . Častice stabilného precipitátu $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ majú nízky vytvrdzujúci účinok a naopak ich tvorba znižuje substitučné spevnenie zliatin, pretože ochudobňuje tuhý roztok o atómy Cu. Schéma tvorby zhlukov atómov a jednotlivých možností rozhraní precipitátov je ilustračne znázornená na **obr. 3.6**.



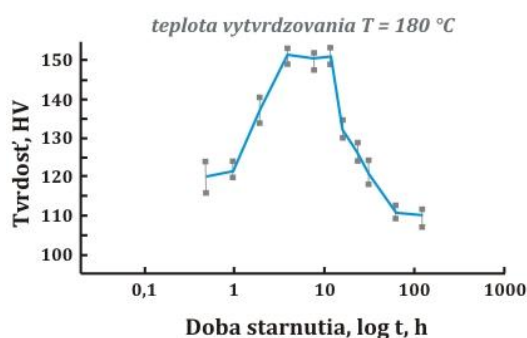
Obr. 3.6 Schematické znázornenie rezu rovinou (200) kolmo na GP1 zónu (a), koherentného precipitátu (b), semikoherentného precipitátu (c) a nekoherentného precipitátu (d).

Veľký vplyv na výsledok rozpadu tuhého roztoku a jeho vytvrdenie má chemické zloženie, resp. obsah Cu v hliníkovej zliatine a tiež teplota umelého starnutia. Z **obr. 3.7** je zrejmé, že čím je nižší obsah Cu v zliatine, tým je menšie presýtenie tuhého roztoku, a teda tým stabilnejšie produkty rozpadu vznikajú. A čím sú produkty rozpadu stabilnejšie, tým je ich rozmer väčší, taktiež medzičasticová vzdialenosť je väčšia a ich vytvrdzujúci účinok je menší. Zliatiny vytvrdené za maximum ich tvrdosti považujeme za prestarnuté, ich tvrdosť klesá a narastá plasticita. Pri starnutí pri vysokých teplotách, napr. pri teplote 230 °C je zvýšenie tvrdosti precipitátmi θ' už veľmi malé, po prestarnutí nadobúda zliatina ešte nižšiu tvrdosť ako bola po rýchlom ochladení, pretože tuhý roztok medi v hliníku sa ochudobní o med' a stratí tak substitučné vytvrdenie.

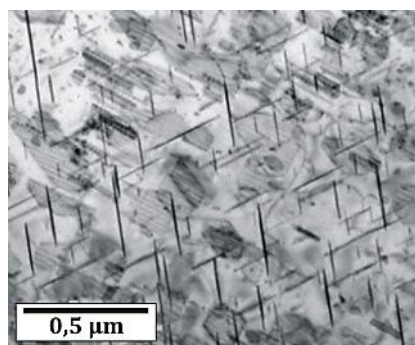


Obr. 3.7 Starnutie zliatin typu Al-Cu s rôznym obsahom Cu pri 130 °C (a) a 190 °C (b).

V praxi sa po procese precipitačného vytvrdenia hliníkových zliatin hodnotí charakter ich mikroštruktúry pomocou svetelnej mikroskopie, stav subštruktúry pomocou transmisnej alebo riadkovacej elektrónovej mikroskopie a úroveň mechanických vlastností, predovšetkým tvrdosti, pevnosti a charakteristík plasticity. Príkladom vyhodnotenia procesu vytvrdzovania je závislosť zmeny tvrdosti počas umelého starnutia zliatiny Al-Cu-Mg-Ag pri teplote 180 °C, ktorá je dokumentovaná na **obr. 3.8**. a snímka častíc precipitátov v subštruktúre stavu tejto zliatiny s maximálnou tvrdosťou na **obr. 3.9**. Cieľom hodnotenia je optimalizovať proces homogenizačného, resp. rozpúšťacieho žihania, rýchleho ochladzovania a umelého starnutia, resp. kombinácie prirodzeného a umelého starnutia za účelom dosiahnutia požadovaných vlastností pre konkrétne technické aplikácie. Na základe štúdia binárnych diagramov je dokonca možné určiť aj množstvo vyprecipitovanej sekundárnej fázy za presne stanovených podmienok (koncentrácia zliatiny, teplota precipitácie) a predikovať tak aj úroveň mechanických vlastností po precipitačnom vytvrdení daných zliatin.



Obr. 3.8 Zmena tvrdosti zliatiny Al-Cu-Mg-Ag pri umelom starnutí pri teplote 180 °C.



Obr. 3.9 Subštruktúra zliatiny Al-Cu-Mg-Ag po umelom starnutí pri teplote 180 °C.

S precipitačným vytvrdzovaním sa môžeme v technickej praxi stretnúť v prípade rôznych zliatin hliníka. Odlišujú sa však mierne odlišnou postupnosťou jednotlivých štádií rozpadu presýtených tuhých roztokov, tvarom častíc precipitátov a ich chemického zloženia, ako je prehľadne uvedené v **tab. 3.1**.

Tab. 3.1 Postupnosť rozpadu presýteného tuhého roztoku vo vybraných zliatinách hliníka.

typ zliatiny	precipitačná postupnosť
Al-Ag	sférické GP zóny → doštičky γ' → $\gamma(\text{Ag}_2\text{Al})$
Al-Cu	diskovité GP1 → diskovité GP2 → doštičkovité θ' → doštičkovité $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$
Al-Cu-Mg	tyčinkovité GP zóny → latky S' → latky S(Al_2CuMg)
Al-Zn-Mg	sférické GP zóny → doštičky η' → doštičky alebo tyčinky $\eta(\text{Zn}_2\text{Mg})$
Al-Mg-Si	tyčinkovité GP zóny → tyčinky β' → doštičky $\beta(\text{Mg}_2\text{Si})$

Zhrnutie

Podstatou vytvrdzovania hliníkových zliatin je precipitácia, teda proces premeny presýteného tuhého roztoku na rovnovážny nasýtený tuhý roztok s vylúčením častíc spevňujúcej sekundárnej fázy. Tento riadený rozpad tuhého roztoku zvyšuje pevnostné vlastnosti zliatin a nazýva sa precipitačné vytvrdzovanie. Precipitácia môže prebiehať prirodzeným alebo umelým starnutím. Podmienkou precipitácie je prítomnosť tuhého roztoku a klesajúca rozpustnosť legujúcich prvkov v tomto tuhom roztoku s teplotou. Môže prebiehať kontinuálne, diskontinuálne alebo lokálne. Proces precipitačného vytvrdzovania hliníkových zliatin zahŕňa ich rozpúšťacie žíhanie, ktorého cieľom je rozpustenie fáz obsahujúcich chemické prvky potrebné v procese precipitácie, ich následné rýchle ochladenie s cieľom dosiahnutia presýtenia tuhého roztoku atómami legujúcich prvkov a ich starnutie cez rozpad presýteného tuhého roztoku. Z presýteného tuhého roztoku v prvom štádiu jeho rozpadu sa formujú zhľuky atómov (GP zón), následne sa stávajú zónami, resp. časticami koherentnými s maticou, ktoré majú najvyšší vytvrdzovací účinok. V ďalšom štádiu sa formujú prechodné precipitáty, ktoré sú semikoherentné s maticou a v poslednom štádiu sa z nich formujú stabilné nekoherentné častice, ktoré pri zvýšených teplotách a dlhších časoch sféroidizujú a hrubnú. Tým dochádza k prestarnutiu zliatiny a nastáva pokles tvrdosti a pevnosti a zlepšenie plasticity.

Kontrolné otázky

1. Charakterizujte proces precipitácie a podstatu precipitačného vytvrdzovania.
2. Aké sú možnosti precipitačného vytvrdzovania v binárnych systémoch?
3. Aké druhy precipitácie poznáte?
4. Aký je hlavný technologický postup pri precipitačnom vytvrdzovaní hliníkových zliatin?
5. Aká je postupnosť rozpadu presýteného tuhého roztoku v procese umelého starnutia hliníkových zliatin?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom analyzujte vzorky zliatin Al-Cu s rôznym obsahom medi (2; 5 a 8 hm. %) v liatom stave a v stave po tepelnom spracovaní – vytvrdzovaní, ktoré pozostávalo z rozpúšťacieho žihania pri teplote 500 °C počas 48 hodín, rýchleho ochladenia do vody a následného umelého starnutia pri teplote 180 °C počas 48 hodín. Zdokumentujte typické mikroštruktúry a vyznačte jednotlivé štruktúrne zložky. Označenie vzoriek pre metalografickú analýzu je uvedené v **tab. 3.2**.

Tab. 3.2 Označenie vzoriek analyzovaných zliatin Al-Cu na účely metalografickej analýzy a skúšky ťahom.

Označenie zliatiny	Metalografická analýza		Skúška ťahom	
	LS	TSS	LS	TSS
Al + 2 % Cu	vzorka 33	vzorka 35	červená 3	modrá 3
Al + 5 % Cu	vzorka 44	vzorka 42	červená 4	modrá 4
Al + 8 % Cu	vzorka 55	vzorka 51	červená 5	modrá 5

LS – liaty stav, **TSS** – tepelne spracovaný stav

2. Vyhodnoťte mechanické vlastnosti vzoriek analyzovaných zliatin po skúške ťahom v jednotlivých stavoch a uveďte výsledky do **tab. 3.3**. Z vypočítaných hodnôt graficky znázorníte závislosti pevnostných charakteristík (R_m a $R_{p0,2}$) a charakteristík plasticity (A a Z) od obsahu medi v zliatinách.

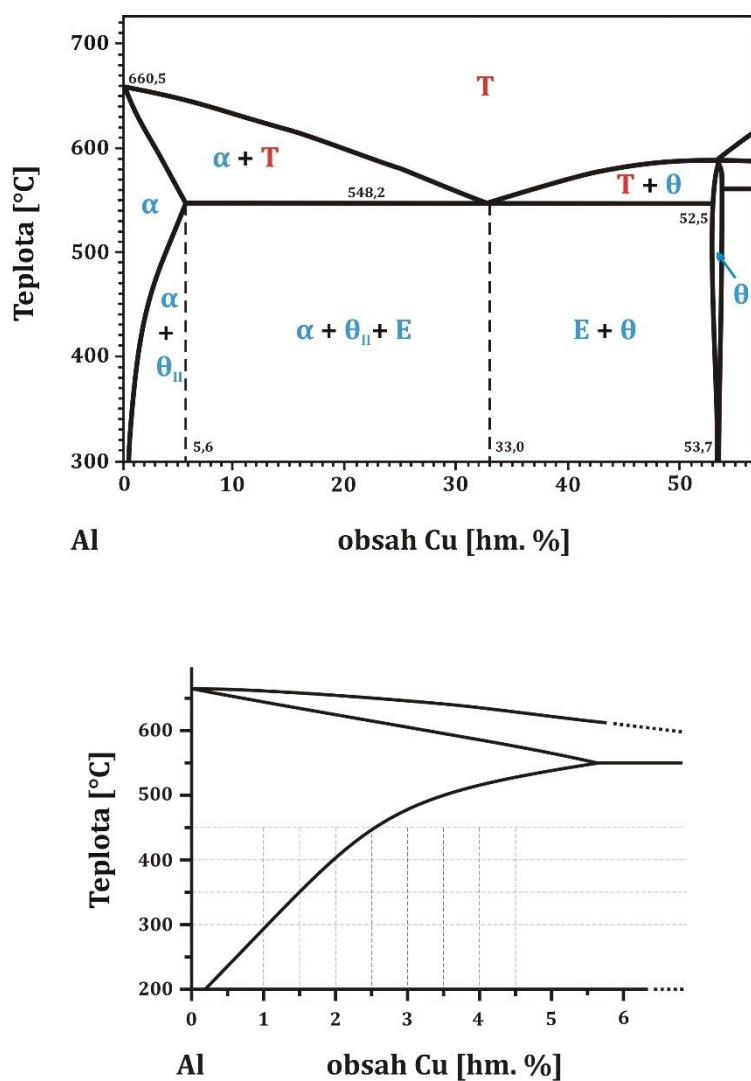
Tab. 3.3 Hodnoty mechanických vlastností analyzovaných zliatin Al-Cu v jednotlivých stavoch.

Označenie stavu zliatiny	Označenie zliatiny	Mechanické vlastnosti			
		R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Z [%]
LS	Al + 2 % Cu				
	Al + 5 % Cu				
	Al + 8 % Cu				
TSS	Al + 2 % Cu				
	Al + 5 % Cu				
	Al + 8 % Cu				

3. Na základe mikroštruktúrnej analýzy a teoretických poznatkov vysvetlite zmeny mechanických vlastností zliatin po vytvrdzovaní a určte vplyv obsahu medi na proces vytvrdzovania daných zliatin.

Výpočtové úlohy cvičenia

1. Použitím rovnovážneho binárneho diagramu Al–Cu znázorneného na **obr. 3.10**, určte maximálne množstvo fázy θ (Al_2Cu), ktoré môže vzniknúť počas starnutia zliatiny Al + 2 % Cu (resp. 2,5; 3; 3,5; 4; 4,5 % Cu) pri teplote 300 °C (resp. 350; 400; 450 °C) pri rovnovážnych podmienkach.
2. Aké je maximálne množstvo fázy θ (Al_2Cu), ktoré môže vzniknúť počas prirodzeného starnutia zliatiny Al + 2 % Cu (resp. 2,5; 3; 3,5; 4; 4,5 % Cu)?



Obr. 3.10 Časti rovnovážneho binárneho diagram Al–Cu.

4. AUSTENITIZÁCIA. VPLYV ŠTRUKTÚRY OCELE A DOBY OHREVVU NA KINETIKU TVORBY A MORFOLÓGIU AUSTENITU

Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s podstatou a kinetikou austenitizácie ocelí pri ich ohreve. Optimalizovať podmienky austenitizácie ocelí s rôznou morfológiou východzej mikroštruktúry. Získať praktické skúsenosti s využitím mikroštruktúrnej analýzy kalených stavov ocelí pre posudzovanie priebehu austenitizácie ocelí pri ich ohreve.

Teoretické východiská

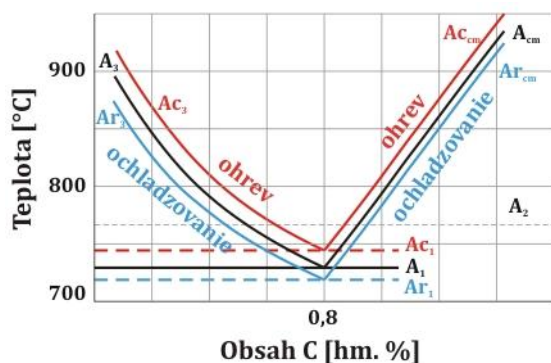
Rovnovážne štruktúry uhlíkových a nízkoalegovaných ocelí pri izbovej teplote sú tvorené zmesou feritu a perlitu s terciálnym cementitom (podeutektoidné ocele), perlitom (eutektoidné ocele) a zmesou perlitu a sekundárneho cementitu (nadeutektoidné ocele). Pri ohreve týchto ocelí dochádza po prekročení kritických teplôt fázovej premeny k prekryštalizácii týchto štruktúr na homogénny rovnovážny tuhý roztok, ktorý nazývame austenit. Túto fázovú premenu nazývame austenitizáciou a je základným východiskovým procesom pri väčšine postupov tepelného spracovania ocelí. Následným riadeným ochladzovaním ocelí je možné fázovými premenami vytvárať rôzne finálne štruktúry ocelí s rôznymi vlastnosťami.

Austenitizácia je definovaná ako fázová premena heterogénnej feriticko-karbidickej zmesi na homogénny austenit. Nastáva pri ohreve ocelí nad teplotou ich prekryštalizácie a výdrži na tejto teplote (**obr. 4.1**). V prípade podeutektoidných ocelí úplná austenitizácia prebieha až nad teplotou A_{c3} , v prípade eutektoidných ocelí nad teplotou A_{c1} a v prípade nadeutektoidných ocelí až nad teplotou A_{cm} . Pri vzniku austenitu z fáz s veľmi rozdielnou koncentráciou uhlíka ako má ferit a cementit musí dochádzať nielen k transformácii fázy austenit s kryštálovou kubickou plošne centrovanou mriežkou (K12, FCC) na fázú ferit s kubickou objemovo centrovanou mriežkou (K8, BCC), ale aj k veľkej zmene v distribúcii uhlíka v transformujúcej oceli. Premena tuhých roztokov a rozpúšťanie karbidov si vyžaduje rozsiahlu difúziu atómov železa a uhlíka – premena má teda *difúzny charakter*.

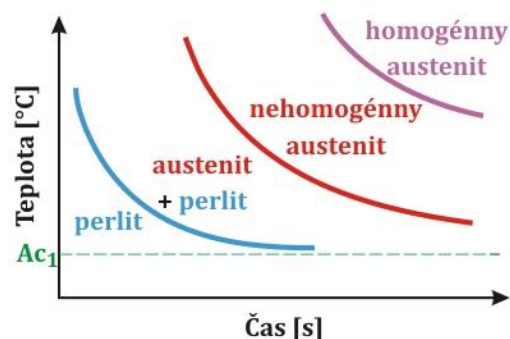
V prípade austenitizácie eutektoidných ocelí s perlitickou štruktúrou zárodky austenitu vznikajú heterogénne na hraniciach lamiel feritu s cementitom s prednostným rastom do feritu. Dôvodom je príbuznosť kryštálových mriežok austenitu a feritu a pomerne malý rozdiel v koncentrácii uhlíka v týchto fázach. Množstvo vzniknutých zárodkov austenitu závisí najmä od podmienok ohrevu (výška teploty ohrevu a rýchlosť ohrevu), od vstupnej štruktúry a chemického zloženia transformujúcej ocele. Rastúce zárodky austenitu sa postupne obohacujú o uhlík postupným rozpúšťaním častíc cementitu. Po ukončení premeny má vytvorený austenit nerovnomernú distribúciu uhlíka. V oblastiach, kde bol v kontakte s útvarmi cementitu je koncentrácia uhlíka vyššia

v porovnaní s oblasťami pôvodného kontaktu s feritickými útvarmi. Pod účinkom tohto koncentračného spádu prebieha homogenizácia austenitu difúziou atómov uhlíka v austenite v smere z oblastí s vyšším obsahom uhlíka do oblastí s nižším obsahom uhlíka. Rovnovážny stav sa dosiahne až po úplnom rozpustení cementitu a homogenizácii austenitu prostredníctvom difúzie pri dostatočnej výdrži na teplote austenitizácie ocele.

Pre popis kinetiky premeny feriticko-cementitickej zmesi na austenit sa používajú *diagramy izotermickej austenitizácie*, ktoré nám poskytujú informácie o dobe začiatku a konci čiastkových dejov fázovej premeny pri konštantnej teplote. V austenitizačných diagramoch sa začiatky a konce čiastkových dejov zobrazia pre interval teplôt v podobe kriviek, ako to ilustruje diagram pre izotermickú austenitizáciu eutektoidnej ocele na **obr. 4.2**. Z priebehu kriviek v tomto diagrame je zrejmé, že proces premeny perlitu na austenit a homogenizácia austenitu prebiehajú rýchlejšie pri vyšších teplotách.



Obr. 4.1 Časť metastabilného rovnovážneho diagramu Fe-Fe₃C s označením teplôt premien.



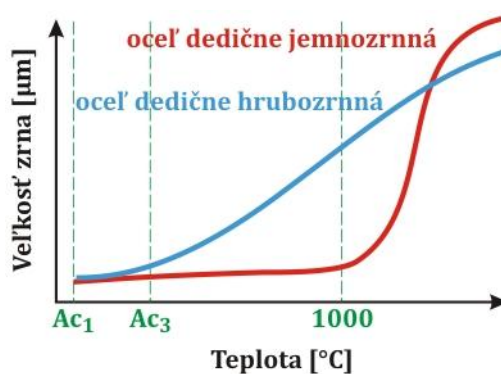
Obr. 4.2 Ilustračný diagram izotermickej austenitizácie pre eutektoidnú ocel'.

Austenitizácia v podeutektoidných a nadeutektoidných oceliach je komplexnejšia ako v eutektoidných oceliach. V podeutektoidných oceliach dochádza po premene perlitu na austenit k premene útvarov podeutektoidného feritu na austenit. Uskutočňuje sa to postupným presúvaním hraníc vzniknutých útvarov austenitu z miest bývalého perlitu do feritických oblastí. Súčasne dochádza k rozpúšťaniu zvyškov cementitu, resp. karbidov, ktoré pokračuje aj po ukončení premeny feritu na austenit. V týchto oceliach sa môžu zárodky austenitu tvoriť aj na hraniciach feritických zŕn. Potom k difúzii uhlíka k rastúcemu austenitu dochádza cez transformujúce feritické útvary. V nadeutektoidných oceliach dochádza po premene perlitu na austenit k rozpúšťaniu útvarov sekundárneho cementitu, resp. karbidov. Finálnym procesom austenitizácie v podeutektoidných a aj v nadeutektoidných oceliach je homogenizácia chemického zloženia austenitu.

Priebeh austenitizácie a jej kinetiku ovplyvňujú viaceré faktory. Austenitizáciu urýchľuje rast obsahu uhlíka v transformujúcej oceli, pretože ocele s vyšším obsahom uhlíka majú vyšší podiel cementitu a teda aj väčšiu plochu rozhraní medzi fázami ferit a cementit. Austenitizáciu ovplyvňuje aj veľkosť útvarov transformujúcej ocele. Austenitizácia prebieha rýchlejšie v jemnozrnej štruktúre než v hrubozrnej, resp. v štruktúre s vyššou disperzitou prítomných častíc rýchlejšie než s nižšou. V oceliach

legovaných karbidotvornými prvkami (Cr, Mo, Mn, W, V, ...) je austenitizácia predĺžená v dôsledku prítomnosti legovaného cementitu alebo špeciálnych karbidov legujúcich prvkov v štruktúre. Tieto karbidy sú veľmi stabilné a ťažko sa rozpúšťajú v austenite a preto je potrebná aj dlhšia doba na homogenizáciu austenitu.

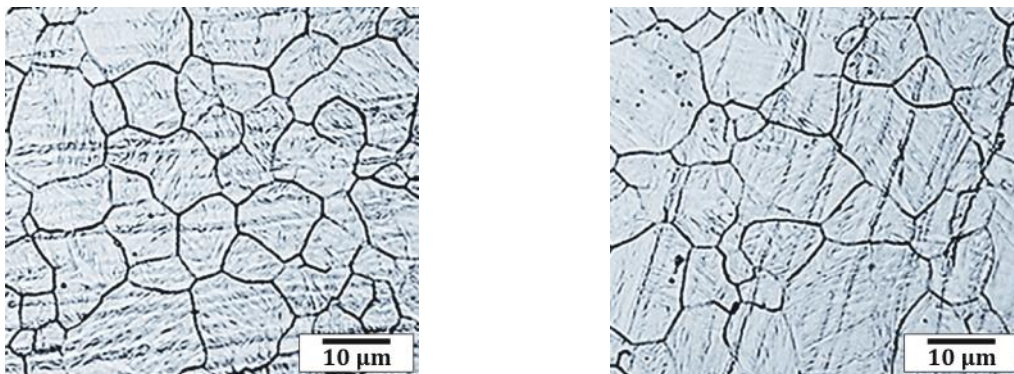
Veľmi dôležitým parametrom, ktorý ovplyvňuje mechanické aj technologické vlastnosti ocelí po tepelnom spracovaní spojeného s austenitizáciou je *veľkosť austenitického zrna*. Závisí predovšetkým od charakteru východzej štruktúry ocelí, podmienok ich prekryštalizácie a od teploty a doby austenitizácie. Pri premene perlitu na austenit sa vytvára veľa zárodkov austenitu a preto prvotné austenitické zrná sú veľmi malé. Predlžovanie výdrže na teplote austenitizácie vedie k postupnému rastu zŕn austenitu. Je to proces samovoľný, kontrolovaný zmenou voľnej energie, najmä znížením povrchovej energie hraníc zŕn. Schopnosť rastu austenitického zrna je rôzna aj pre ocele rovnakej akosti z dôvodu použitia rozdielnych podmienok pri ich výrobe, odlievaní a kryštalizácii. Podľa náchylnosti ocele na rast austenitických zŕn so zvyšujúcou sa teplotou austenitizácie rozdelíme ocele na dedične jemnozrnné a dedične hrubozrnné (**obr. 4.3**). Pri ohreve ocelí nad teplotu A_{c1} začína premena feriticko-karbidickej zmesi na jemné zrná austenitu. Rast teploty ohrevu dedične jemnozrnných ocelí nevedie k výraznému nárastu veľkosti zŕn austenitu až do teplôt 950 – 1000 °C z dôvodu prítomnosti veľkého množstva jemných karbidov, alebo karbonitridov legujúcich prvkov (Ti, Nb, V, Zr) v ich mikroštruktúre. Tieto jemné častice brzdia migráciu hraníc austenitických zŕn a teda ich rast. Pri zvýšení teploty austenitizácie týchto ocelí nad 1000 °C dochádza k postupnému rozpúšťaniu týchto častíc karbidov a karbonitridov a prudkému rastu zŕn austenitu. U dedične hrubozrnných ocelí nie je rast austenitických zŕn brzdený a preto zrná rovnomerne a plynule rastú so zvyšujúcou sa teplotou austenitizácie.



Obr. 4.3 Znážornenie závislosti veľkosti zŕn austenitu v oceliach od výšky teploty austenitizácie.

Na rast austenitického zrna má vplyv aj obsah iných legujúcich prvkov v oceliach. Nekarbidotvorné prvky, ako sú Ni, Co a Si nemajú výrazný vplyv na rast zŕn, ale spomaľujú kinetiku austenitizácie. Karbidotvorné prvky ako sú Cr, Mo, W, V a Ti však veľmi výrazne pôsobia na zjemnenie austenitických zŕn. Karbidy, resp. karbonitridy týchto prvkov majú rôznu stabilitu a rozpúšťajú sa pri rôznych teplotách. Ak pri austenitizácii ostávajú niektoré častice karbidov, resp. karbonitridov nerozpustené, tak ocele si zachovávajú

jemné austenitické zrno aj pri pomerne vysokých teplotách austenitizácie. Príkladom morfológie austenitickej mikroštruktúry je zobrazenie hraníc pôvodných zŕn austenitu na **obr. 4.4** po špeciálnom naleptaní finálnej martenzitickej mikroštruktúry v stavoch rôzne termo-mechanicky spracovanej nízkoaliovanovej ocele s obsahom 0,4 hm. % C, 1 hm. % Mn a 0,6 hm. % Si.



Obr. 4.4 Morfológia pôvodných zŕn austenitu po špeciálnom leptaní finálnej martenzitickej mikroštruktúry rôzne spracovanej nízkoaliovanovej ocele (0,4 hm.% C – 1 hm.% Mn – 0,6 hm.% Si).

Zhrnutie

Austenitizácia je základnou súčasťou určitých postupov tepelného spracovania ocelí (žihania s prekryštalizáciou, martenzitické a bainitické kalenie) s následným riadeným ochladzovaním za účelom dosiahnutia požadovanej mikroštruktúry a mechanických vlastností ocelí. Ide o ohrev ocelí na teploty, pri ktorých dochádza k fázovej transformácii feriticko-karbidickej zmesi na austenit. Austenitizácia ocelí je závislá od viacerých faktorov. Najvýraznejšie vplýva teplota a doba ohrevu ocele, obsah uhlíka a legujúcich prvkov v oceli a tiež charakter transformujúcej (východzej) mikroštruktúry ocele. Pre získanie optimálnych mechanických vlastností ocelí po tepelnom spracovaní je nutné zabezpečiť optimálne podmienky ich austenitizácie. Ide o austenitizáciu pri čo najnižších teplotách trvajúcu čo najkratšiu dobu, ktoré umožnia tvorbu jemnej a homogénnej austenitickej štruktúry.

Kontrolné otázky

1. Ako je definovaná prekryštalizácia a aký má praktický význam?
2. Ako je definovaná austenitizácia ocelí a v čom spočíva optimalizácia tohto procesu?
3. Na čo slúžia diagramy izotermickej austenitizácie a aké informácie nám poskytujú?
4. Aké faktory ovplyvňujú priebeh a kinetiku austenitizácie?
5. Aký je rozdiel medzi dedične jemnozrnnými a dedične hrubozrnnými ocelami?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom pozorujte a analyzujte mikroštruktúru vzoriek ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) s rôznou východzou feriticko-perlitickou mikroštruktúrou a po rôznej dobe austenitizácie. Dokumentujte typické mikroštruktúry vzoriek analyzovanej ocele a vyznačte štruktúrne zložky. Chemické zloženie danej ocele je uvedené v **tab. 4.1**.

Pozn.: Vzorky ocele boli po austenitizácii kalené do vody s cieľom vytvorenia znakov morfológie mikroštruktúry odpovedajúcej podmienkam austenitizácie. Martenzitická mikroštruktúra vzoriek po kalení je závislá na mikroštruktúre austenitu a na základe morfológie martenzitu je teda možné definovať morfológiu primárnej austenitickej mikroštruktúry. Príkladom takejto morfológie sú snímky pôvodnej austenitickej mikroštruktúry nízkoaliovaného ocele na **obr. 4.4**.

Tab. 4.1 Chemické zloženie ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) [hm. %].

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
0,52 – 0,60	0,50 – 0,80	0,15 – 0,40	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,04	max. 0,04	zv.

2. Odmerajte tvrdosť podľa Rockwella (HRC) kalených vzoriek ocele po rôznej dobe austenitizácie a hodnoty tvrdosti zapíšte do **tab. 4.2** a **tab. 4.3**. Z nameraných hodnôt graficky znázorníte závislosť tvrdosti ocele od doby austenitizácie.
3. Na základe mikroštruktúrnej analýzy a teoretických poznatkov vysvetlite zmeny tvrdosti ocele v závislosti od doby austenitizácie a určte optimálne podmienky austenitizácie ocele.
4. Popíšte vplyv morfológie východzej mikroštruktúry ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) na kinetiku jej austenitizácie.

Tab. 4.2 Označenie vzoriek, spôsob ich tepelného spracovania a hodnoty nameranej tvrdosti vzoriek.

Označenie vzoriek	Tepelné spracovanie	HRC
20	810 °C / 30 min → vzduch – východzí stav	
21	810 °C / 2 min → H ₂ O	
22	810 °C / 2,5 min → H ₂ O	
23	810 °C / 3 min → H ₂ O	
24	810 °C / 3,5 min → H ₂ O	
25	810 °C / 4 min → H ₂ O	
26	810 °C / 4,5 min → H ₂ O	
27	810 °C / 5 min → H ₂ O	

Tab. 4.3 Označenie vzoriek, spôsob ich tepelného spracovania a hodnoty nameranej tvrdosti vzoriek.

Označenie vzoriek	Tepelné spracovanie	HRC
30	1100 °C / 2 hod → pec – východzí stav	
31	810 °C / 2 min → H ₂ O	
32	810 °C / 2,5 min → H ₂ O	
33	810 °C / 3 min → H ₂ O	
34	810 °C / 3,5 min → H ₂ O	
35	810 °C / 4 min → H ₂ O	
36	810 °C / 4,5 min → H ₂ O	
37	810 °C / 5 min → H ₂ O	
38	810 °C / 6 min → H ₂ O	
39	810 °C / 7 min → H ₂ O	

5. PERLITICKÁ PREMENA. VPLYV RÝCHLOSTI OCHLADZOVANIA NA PERLITICKÚ PREMENU

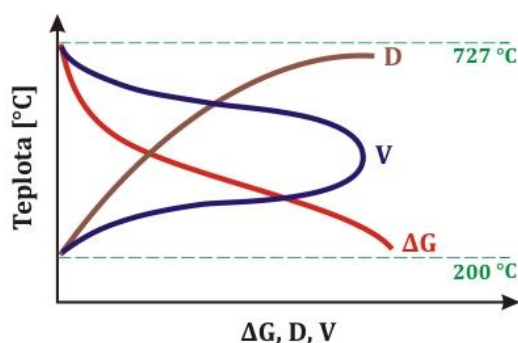
Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s podstatou, termodynamickými podmienkami a kinetikou eutektoidnej, t. j. perlitickej premeny v oceliach a s procesom tvorby útvarov perlitu z austenitu. Získať zručnosti s určovaním vplyvu rýchlosti ochladzovania ocelí počas premeny austenitu na morfológiu štruktúry perlitu a získať praktické skúsenosti s určovaním medzilamelárnej vzdialenosti v jednotlivých perlitických útvaroch.

Teoretické východiská

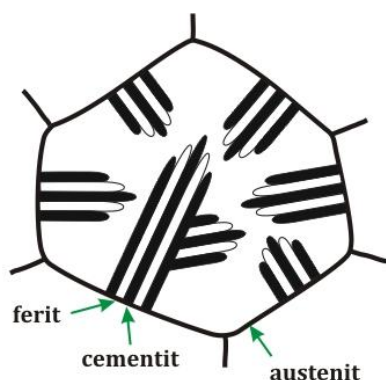
Pri ochladení austenitu pod teplotu eutektoidnej premeny ocelí, t. j. na teplotu z intervalu teplôt medzi A_{r1} až $\sim 500^\circ\text{C}$ prebieha polymorfná premena austenitu na ferit a súčasne dochádza k tvorbe útvarov cementitu. Táto fázová premena austenitu na mechanickú zmes feritu a cementitu, teda na **perlit**, začína už pri malom podchladení pod teplotu premeny, pretože voľná energia tejto mechanickej zmesi je menšia ako voľná energia transformujúceho austenitu. Významný parameter, ktorý tento proces ovplyvňuje, je rýchlosť premeny. Tá závisí najmä od veľkosti podchladenia ocele pod rovnovážnu eutektoidnú teplotu. Teda čím je nižšia teplota premeny austenitu, tým je viac podchladený a tým je väčší rozdiel medzi voľnými energiami austenitu a perlitu. Zvyšuje sa rýchlosť tejto fázovej premeny, ktorá má výrazný vplyv na morfológiu mikroštruktúry vznikajúceho perlitu a následne aj na vlastnosti ocele.

Výsledkom **perlitickej premeny** austenitu v oceliach sú nové tuhé fázy s výrazným rozdielom v obsahu uhlíka. Vzniká ferit s obsahom uhlíka pod 0,02 hm. % a cementit s obsahom uhlíka 6,67 hm. %. Z tohto dôvodu pre premenu austenitu na perlit je potrebná difúzia atómov železa, ktorá vedie k zmene kubickej plošne centrovanej mriežky austenitu (K12, FCC) na kubickú objemovo centrovanú mriežku feritu (K8, BCC) a tiež difúzia atómov uhlíka. Ide teda o *difúziu fázovú premenu*. Rýchlosť difúzie atómov Fe a C je závislá od teploty a preto sa rýchlo znižuje s klesajúcou teplotou premeny. Je potrebné si uvedomiť, že pri zväčšovaní podchladenia je perlitická premena riadená dvoma protichodnými faktormi, ktoré ovplyvňujú jej rýchlosť. Zníženie teploty premeny na jednej strane zväčšuje rozdiel voľnej energie austenitu a perlitu (ΔG), čo urýchľuje samotnú premenu, ale na druhej strane vyvoláva zníženie rýchlosti difúzie atómov železa a uhlíka (D), čo premenu spomaľuje. Toto protichodné pôsobenie faktorov je schematicky uvedené na **obr. 5.1**, na ktorom je aj výsledná rýchlosť premeny (V). Z priebehu závislosti je zrejmé, že s rastom podchladenia rastie rýchlosť perlitickej premeny. Pri určitej teplote dosahuje maximum a potom rýchlosť premeny klesá. Pri teplote $\sim 200^\circ\text{C}$ je rýchlosť premeny nulová, presnejšie minimálna v dôsledku obmedzenia difúzie železa a aj uhlíka.

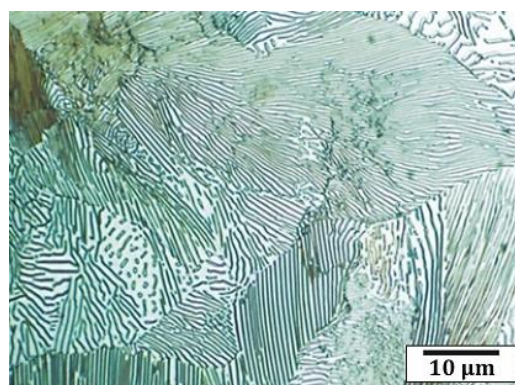


Obr. 5.1 Znáznornenie protichodných faktorov ovplyvňujúcich rýchlosť perlitickej premeny.

Proces tvorby perlitu, podobne ako aj v prípade iných fázových premien, sa skladá zo vzniku zárodokov tejto eutektoidnej zmesi a ich rastu. Po vzniku zárodokov jednej z fáz perlitu heterogénnou nukleáciou, prednostne na hraniciach zŕn austenitu, dochádza následne k tvorbe malých kolónií perlitu a k ich následnému rastu. Ako prvá začne nukleovať tá fáza, ktorej vznik je z energetického hľadiska výhodnejší, teda tá, ktorej vznik je spojený s menšou zmenou celkovej voľnej energie v závislosti od prerozdelenia uhlíka v austenite. Takto vznikne napr. zárodok feritu a z dôvodu následného zvýšenia koncentrácie uhlíka v austenite v okolí zárodku feritu, dochádza v týchto miestach k vzniku zárodokov cementitu. Tento jav následne vedie k lokálnemu ochudobneniu oblasti austenitu v susedstve cementitu o uhlík, a to vedie k vzniku ďalšieho zárodku feritu. Tento jav sa opakuje mnohokrát a tento rast je označovaný ako bočný rast kolónie perlitu. Zárodok jednotlivých fáz zároveň rastú aj čelným smerom a tak vznikajú lamely. Schematické znázornenie rastu kolónie perlitu v zrne austenitu je na **obr. 5.2**. Ako je možné vidieť, ďalšie kolónie perlitu môžu rásť nielen z hraníc austenitických zŕn, ale aj na už vzniknutých lamelách perlitu. Reálnu mikroštruktúru lamelárneho perlitu, resp. jednotlivých kolónií v rámci perlitických útvarov je možné vidieť na **obr. 5.3**.



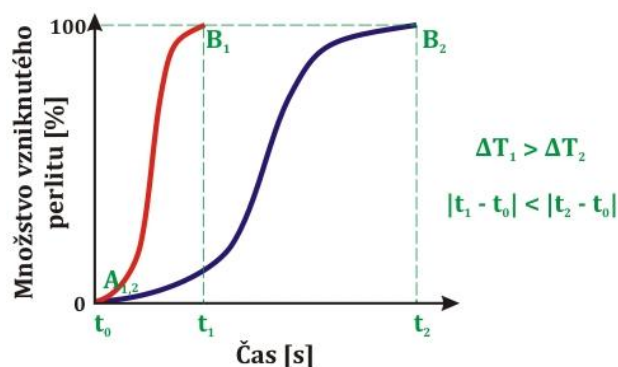
Obr. 5.2 Schematické znázornenie rastu kolónií perlitu v austenitickom zrne.



Obr. 5.3 Mikroštruktúra ocele s lamelárnym perlitom.

Rýchlosť perlitickej premeny, ako už bolo spomínané, je závislá od stupňa podchladenia austenitu. Veľkosť podchladenia ovplyvňuje počet vzniknutých zárodokov jednotlivých fáz v perlite aj ich rast. Proces premeny prebieha v určitom časovom rozmedzí a môže byť znázornený v tvare *kinetickej krivky* ako závislosť množstva

vzniknutého perlitu od času pri konštantnej teplote, **obr. 5.4**. Na obrázku bod *A* predstavuje dobu začiatku premeny (v IRA diagramoch označené ako P_s), obyčajne predstavuje asi 1 % perlitu. Potom sa rýchlosť premeny zväčšuje a maximálnu úroveň dosahuje pri premene asi 50 % austenitu. Následne sa rýchlosť premeny spomaľuje a v bode *B* je premena ukončená (v IRA diagramoch označené ako P_f). Rýchlosť premeny závisí od stupňa podchladenia, teda pri malých podchladeníach premena prebieha veľmi pomaly, rýchlosť nukleácie je malá (kinetická krivka $A_2 - B_2$) a vznikajú veľké perlitické útvary, ktoré môžu prerásť z jedného austenitického zrna do druhého. No na druhej strane pri vysokých podchladeníach, napr. pri teplotách premeny austenitu v intervale teplôt 500 – 550 °C je rýchlosť premeny maximálna. Kinetická krivka má prudko stúpajúci charakter ($A_1 - B_1$) a premena sa ukončuje v krátkom časovom intervale.

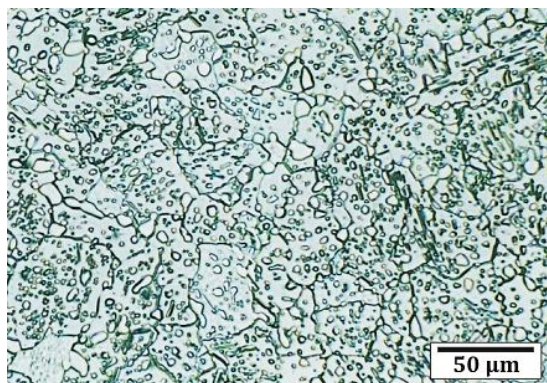


Obr. 5.4 Znáozornenie kinetickej krivky perlitickej premeny.

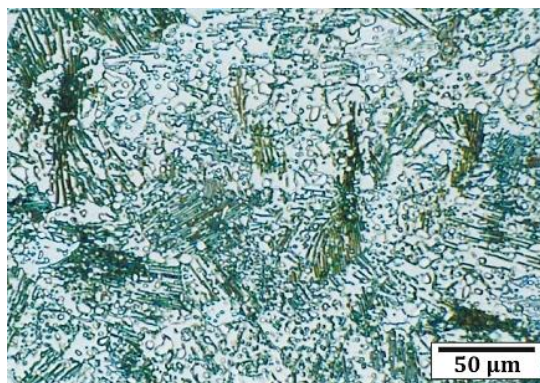
Rýchlosť rastu perlitu je tiež závislá od veľkosti východzieho zrna a homogenity austenitu. Logicky vyplýva, že v jemnozrnnom austenite je pre heterogénnu nukleáciu perlitu k dispozícii väčšia plocha hraníc zŕn v porovnaní s hrubozrnným austenitom a teda vzniká viac zárodkov perlitu, ktoré rastú rýchlejšie. Výsledná veľkosť perlitických kolónií je teda menšia.

Tiež legujúce prvky majú veľký vplyv na kinetiku a mechanizmus perlitickej premeny. Okrem Co a Al všetky prvky perlitickú premenu spomaľujú, a to cestou znižovania rýchlosti tvorby zárodkov a ich rastu. Preto priebeh eutektoidnej premeny legovaných ocelí ako aj výsledná morfológia štruktúry môže byť iná ako u uhlíkových ocelí.

Morfológia perlitu môže byť rôzna, a to lamelárna (**obr. 5.3**), globulárna (**obr. 5.5**) alebo zmiešaná. Za bežných rovnovážnych podmienok ochladzovania ocelí austenit sa vždy premieňa na lamelárny perlit. Ako už bolo spomínané, na hraniciach pôvodných austenitických zŕn vznikajú zárodky a ich rastom sa vytvárajú kolónie perlitu, na ktorých následne môžu vznikať ďalšie. Štruktúra takých kolónií je tvorená lamelami feritu a cementitu približne rovnobežne uložených vedľa seba. Ak ochladzovanie austenitu prebieha veľmi pomaly v okolí teploty A_{r1} , tak potom dochádza k polymorfnej premene austenitu na ferit a k vzniku globulárnych častíc cementitu a perlit sa označuje ako globulárny perlit, príp. dochádza k tvorbe zmiešanej lamelárno-globulárnej morfológie perlitu (**obr. 5.6**). Takéto morfológie perlitu sú aj výsledkom dlhodobého žihania lamelárneho perlitu tesne pod teplotou A_{c1} (žíhanie na mätko).



Obr. 5.5 Mikroštruktúra ocele s globulárnym perlitom.



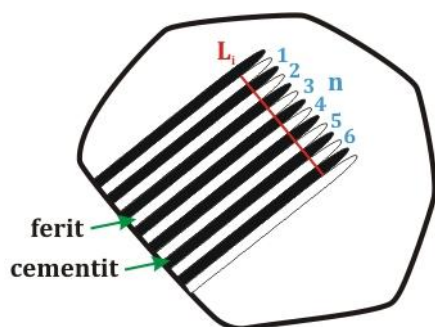
Obr. 5.6 Mikroštruktúra ocele so zmiešanou lamelárno-globulárnou morfológiou perlitu.

Pre posúdenie charakteru lamelárneho perlitu sa určuje jeho disperzita vyjadrená **medzilamelárnou vzdialenosťou** λ , ktorá závisí predovšetkým od rýchlosti ochladzovania ocele, resp. od stupňa podchladenia pri izotermickej premene austenitu. Určovanie medzilamelárnej vzdialenosti perlitu je možné pomocou viacerých prístupov a to najčastejšie metalograficky priamo meraním na dokumentovaných mikroštruktúrach s prítomnými lamelami feritu a cementitu podľa metodiky zrejmej z **obr. 5.7** a vzťahu:

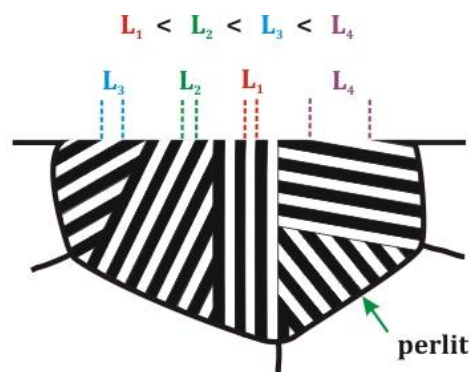
$$\lambda = L_i / n_i [\mu\text{m}],$$

kde L_i je dĺžka analyzovanej úsečky v μm a n_i je počet lamiel hodnotenej fázy na dĺžke analyzovanej úsečky.

Určenie vzdialenosti medzi lamelami jednotlivých fáz je vzhľadom na morfologické odlišnosti jednotlivých kolónií perlitu a tiež vzhľadom na kryštalografickú orientáciu ich čelného rastu s rovinou rezu metalografického výbrusu veľmi náročné. Je zrejmé, že skutočnú hrúbku lamiel je možné presne zistiť iba ak je rez metalografického výbrusu kolmý na jednotlivé lamely v rámci kolónie perlitu, ako schematicky ilustruje **obr. 5.8**. To sa však s vysokou istotou nedá určiť pomocou svetelnej mikroskopie a daný prístup prináša istú odchýlku od reálneho výsledku. Ak je meranie realizované v oblastiach s viditeľne najmenšou vzdialenosťou lamiel, ako znázorňuje dĺžka L_1 na **obr. 5.8**, tak je možné sa k reálnej hodnote dostatočne priblížiť.



Obr. 5.7 Schematické znázornenie metodiky výpočtu medzilamelárnej vzdialenosti λ .



Obr. 5.8 Schematické znázornenie rôznej orientácie lamiel v kolóniách perlitu.

Ako jednoduchší sa môže zdať druhý prístup určenia skutočnej vzdialenosti medzi lamelami perlitu, a to náhodným meraním priamo na dokumentovaných mikroštruktúrach s prítomnými lamelami prostredníctvom naniesenia hodnotiacich úsečiek vo všetkých možných smeroch a určenia tzv. **strednej vzdialenosti lamiel σ** . Princíp výpočtu je analogický ako v predošlom prípade merania, teda hodnota σ [μm] sa vypočíta ako podiel skutočnej dĺžky úsečiek (L_i) a celkového počtu prienikov daných úsečiek s lamelami hodnotenej fázy (n_i).

Je zrejmé, že pri oboch prístupoch výpočtu parametra medzilamelárnej vzdialenosti je potrebné urobiť štatisticky dostatočné množstvo meraní, aby vypočítaná priemerná hodnota tohto parametra mala čo najpresnejšiu hodnotu.

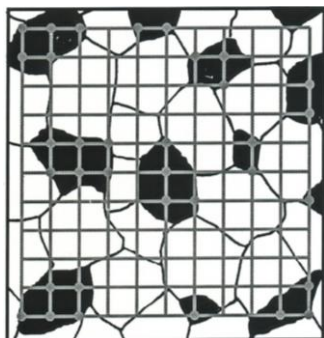
Riadením procesu perlitickej premeny je možné do značnej miery ovplyvňovať výsledné mechanické vlastnosti ocelí. Zvýšenie pevnostných vlastností a tiež húževnatosti perlitu je možné dosiahnuť znížením teploty izotermickej premeny austenitu na perlit alebo zvýšením rýchlosti anizotermického ochladzovania austenitu. Taktiež je dôležité, aby austenit bol pred premenou jemnozrnný a homogénny. Cieľom je zvýšiť počet zárodkov perlitu, čím sa zmenší veľkosť perlitických kolónií a zmenší sa hodnota medzilamelárnej vzdialenosti fáz v perlite.

S perlitickou premenou sa nestretávame len v prípade ocelí eutektoidného chemického zloženia, ale taktiež v prípade podeutektoidných a nadeutektoidných ocelí. V týchto oceliach sa okrem perlitu v mikroštruktúrach ocelí vyskytuje aj proeutektoidné fázy, teda ferit, resp. sekundárny cementit. V prípade podeutektoidných ocelí, pred formovaním samotných útvarov perlitu (v IRA diagramoch oblasť medzi P_s a P_f) vzniká určité množstvo feritu priamou fázovou transformáciou z austenitu a v prípade nadeutektoidných ocelí dochádza k vylučovaniu sekundárneho cementitu z austenitu. Je samozrejmé, že v týchto prípadoch do výraznej miery práve objemový podiel spomínaných proeutektoidných fáz ovplyvňuje výsledné mechanické vlastnosti ocelí. Ako príklad možno uviesť režim pomalého ochladzovania austenitu do oblasti perlitickej premeny v prípade podeutektoidných ocelí. V tomto prípade vzniká vyšší podiel feritu z austenitu ako v prípade režimu s rýchlym ochladením austenitu do oblasti perlitickej premeny, kedy z austenitu vzniká nižší podiel feritu. Preto pri objasňovaní vplyvu rýchlosti ochladzovania austenitu do oblasti perlitickej premeny je potrebné brať do úvahy čas prechodu cez oblasť tvorby feritu (v IRA diagramoch oblasť medzi F_s a F_f).

Určovanie objemového, resp. plošného podielu fáz alebo štruktúrnych zložiek P_p je možné uskutočniť pomocou bodovej štatistickej metódy na dokumentovaných mikroštruktúrach podľa známej metodiky, ktorá je schematicky uvedená na **obr. 5.9** a vzťahu:

$$P_p = (B_p / B_c) \cdot 100 [\%],$$

kde B_p je počet bodov v pravouhlej sieti čiar pripadajúcich na hodnotenú fázu alebo štruktúrnu zložku a B_c je celkový počet bodov v pravouhlej sieti čiar.



B_c – celkový počet bodov v pravouhlej sieti čiar

$B_c = 11 \cdot 11 = 121$ bodov

B_p – celkový počet bodov v pravouhlej sieti čiar pripadajúcich na perlit

$B_p = 34$

$P_p = B_p / B_c \cdot 100$

$P_p = 34 / 121 \cdot 100 = 28,1 \%$

Obr. 5.9 Schematické znázornenie metodiky výpočtu objemového, resp. plošného podielu perlitu v hodnotenej mikroštruktúre ocele s príkladom výpočtu.

Zhrnutie

Perlitická premena je difúzny eutektoidný rozpad austenitu na zmes dvoch nových tuhých fáz, feritu a cementitu, ktoré vytvárajú spravidla lamelárnu eutektoidnú mechanickú zmes – perlit. Charakter tejto štruktúrnej zložky závisí od viacerých faktorov, no najviac závisí od rýchlosti premeny a teploty samotnej premeny, teda od veľkosti podchladenia austenitu, od veľkosti východzieho zrna a homogenity austenitu, od typu a obsahu legujúcich prvkov prítomných v austenite, a pod. Je dôležité si uvedomiť, že čím je teplota rozpadu austenitu nižšia, teda čím je väčšie podchladenie ocele, tak tým perlitická premena prebieha rýchlejšie. Teda odlišné rýchlosti ochladzovania systému vedú k odlišným termodynamickým a kinetickým podmienkam tvorby samotného perlitu. Je preto nevyhnutné spomínané faktory poznať a skúmať ich vplyv predovšetkým na charakter mikroštruktúry perlitu, ktorý do značnej miery ovplyvňuje úroveň mechanických vlastností perlitických ocelí. So znižovaním rýchlosti a zvyšovaním teploty transformácie austenitu na perlit sa mení jeho morfológia z lamelárnej, cez zmiešanú na globulárnu. Najčastejším hodnoteným štruktúrnym parametrom v prípade lamelárneho perlitu je medzilamelárna vzdialenosť.

Kontrolné otázky

1. Definujte perlitickú premenu v oceliach a výslednú štruktúrnu zložku perlit.
2. Popíšte proces tvorby perlitu, mechanizmus nukleácie a rastu perlitu.
3. Ktorý parameter a ako ovplyvňuje rýchlosť tvorby perlitu?
4. Akú morfológiu môže nadobudnúť perlit a od čoho závisí?
5. Ako je definovaná medzilamelárna vzdialenosť a ako vplýva na výsledné mechanické vlastnosti perlitických ocelí?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom pozorujte a analyzujte vzorky ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) vo východnom stave a po tepelnom spracovaní pozostávajúcom zo žihania pri teplote 825 °C (austenitizácia) a následného ochladzovania na teplotu 610 °C dvomi výrazne odlišnými rýchlosťami. Mikroštruktúry ocele dokumentujte a popíšte jednotlivé štruktúrne zložky. Chemické zloženie danej ocele je uvedené v **tab. 5.1**.

Tab. 5.1 Chemické zloženie ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) [hm. %].

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
0,52 – 0,60	0,50 – 0,80	0,15 – 0,40	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,04	max. 0,04	zv.

2. Bodovou štatistickou metódou určte plošný podiel jednotlivých štruktúrnych zložiek prítomných v mikroštruktúre analyzovaných stavov danej ocele a zdôvodnite výsledné hodnoty.
3. Vypočítajte priemernú hodnotu medzibilamelárnej vzdialenosti perlitu (λ_P) pre jednotlivé analyzované stavy danej ocele a zdôvodnite jej zmeny.
4. Odmerajte mikrotvrdosť podľa Vickersa HV 0,2 pre jednotlivé stavy danej ocele a zdôvodnite jej zmeny.
5. Na základe mikroštruktúrnej analýzy (plošný podiel štruktúrnych zložiek, medzibilamelárna vzdialenosť perlitu) a hodnotenia mikrotvrdoosti ocele (**tab. 5.2**) vysvetlite vplyv rýchlosti ochladzovania na perlitickú premenu ocele.

Tab. 5.2 Hodnoty plošného podielu štruktúrnych zložiek, medzibilamelárnej vzdialenosti perlitu a mikrotvrdoosti jednotlivých stavov ocele.

Tepelné spracovanie ocele	Plošný podiel štruktúrnych zložiek [%]		Medzibilamelárna vzdialenosť perlitu λ_P [μm]	Mikrotvrdosť HV 0,2
	ferit	perlit		
východzí stav – bez tepelného spracovania				
825 °C → 610 °C $v_{\text{ochl.}} = 60 \text{ °C / h}$ (pomalé ochladenie)				
825 °C → 610 °C $v_{\text{ochl.}} = 540 \text{ °C / h}$ (rýchle ochladenie)				

6. VYLUČOVANIE PROEUTEKTOIDNÝCH FÁZ Z AUSTENITU

Cieľ cvičenia

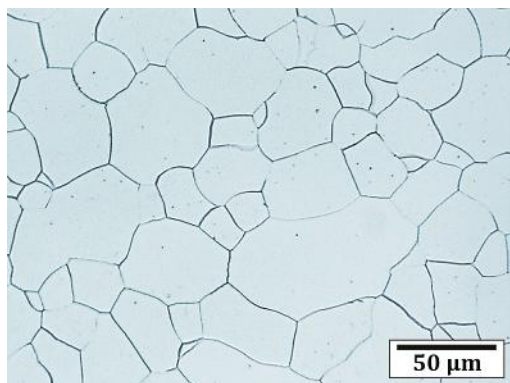
Oboznámiť sa s princípmi vylučovania proeutektoidných fáz z austenitu, s podmienkami ich vzniku, ich morfológiou a jej vplyvom na mechanické vlastnosti ocelí. Osvojiť si proces určovania tranzitnej teploty vrubovej húževnatosti ocelí a stanovenie vplyvu rôznych režimov tepelného spracovania ocele na vylúčenie proeutektoidných fáz v procese transformácie austenitu a na následné formovanie odlišných finálnych mikroštruktúr a úrovne mechanických vlastností danej ocele. Oboznámiť sa charakteristickými črtami Widmanstättenovej morfológie mikroštruktúry ocele.

Teoretické východiská

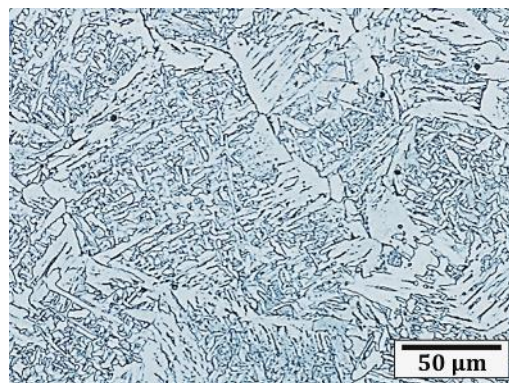
V postupoch tepelného spracovania ocelí je častokrát prvotným procesom austenitizácia, ktorej cieľom je získanie jemnozrnnej homogénnej austenitickej mikroštruktúry ocele. Po austenitizácii ocelí nasleduje ich ochladzovanie, pri ktorom nastáva premena austenitu na iné tuhé fázy, ktoré často v mikroštruktúre vytvárajú aj rovnovážne mechanické zmesi fáz ako sú eutektoid – perlit, príp. nerovnovážne mechanické zmesi, akou je bainit. Počas ochladzovania ocelí pri rovnovážnych podmienkach, čo predstavuje ich pomalé ochladzovanie, nastávajú premeny v tuhom stave ocelí v súlade s metastabilnou sústavou Fe–Fe₃C. Avšak ochladzovanie austenitu pri tepelnom spracovaní ocelí je možné realizovať rôznymi rýchlosťami a režimami, kedy sa premeny austenitu uskutočňujú v súlade s diagramami izotermického alebo anizotermického rozpadu austenitu, čomu sa budeme podrobne venovať v kapitole 9.

Riadeným ochladzovaním austenitu eutektoidnej ocele je možné docieľiť jeho rovnovážnu difúznú transformáciu na perlit, nerovnovážnu polodifúznú transformáciu na bainit alebo nerovnovážnu bezdifúznú transformáciu na martenzit. V prípade pomalého ochladzovania austenitu eutektoidnej ocele dochádza k premeny austenitu na perlit. Perlitická premena prebieha nielen v eutektoidných, ale aj v podeutektoidných a v nadeutektoidných oceliach, u ktorých pred samotnou perlitickou premenou dochádza k premenám austenitu na **proeutektoidné fázy**. Ide o premenu austenitu na ferit v podeutektoidných oceliach v intervale teplôt Ar₃ a Ar₁ a o vylučovanie sekundárneho cementitu z austenitu v nadeutektoidných oceliach v intervale teplôt Ar_{cm} a Ar₁.

V prípade podeutektoidných ocelí s veľmi nízkym obsahom uhlíka austenit pri nízkych rýchlostiach ochladzovania z teploty austenitizácie transformuje na *polyedrický rovnoosý ferit a terciálny cementit (C_{III})*, príp. aj s malým podielom *perlitu*, alebo pri vyšších rýchlostiach ochladzovania austenit transformuje na *ihlicovitý ferit*. Morfológie takýchto mikroštruktúr ocelí s veľmi nízkym obsahom uhlíka sú dokumentované na **obr. 6.1 a 6.2**.

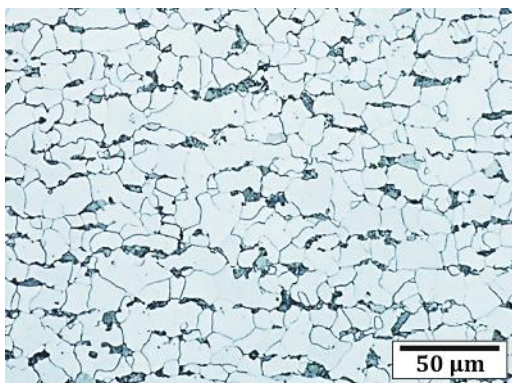


Obr. 6.1 Mikroštruktúra ocele tvorená rovnoosým polyedrickým feritom a C_{III} .

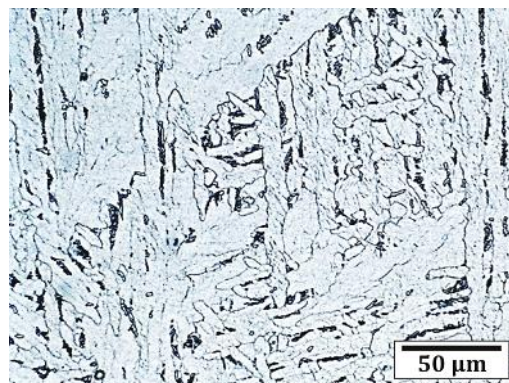


Obr. 6.2 Mikroštruktúra ocele tvorená ihlicovitým feritom a C_{III} , príp. aj perlitom.

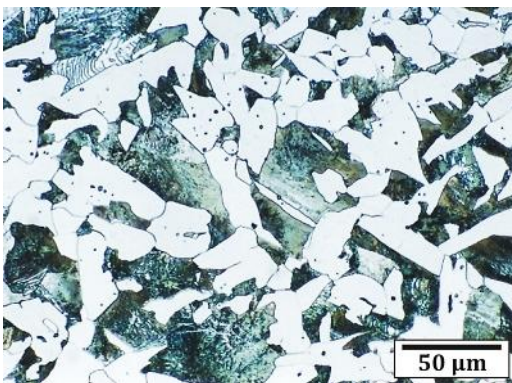
Aj v podeutektoidných oceliach s nízkym až stredným obsahom uhlíka (do 0,4 hm. %) vzniká pri premene austenitu ako primárna fáza proeutektoidný ferit, ktorý má vo finálnej mikroštruktúre týchto ocelí majoritný podiel. Minoritný podiel v mikroštruktúre týchto ocelí má po transformácii austenitu perlit. Pri nízkej rýchlosti ochladzovania týchto ocelí vzniká počas premeny austenitu polyedrický rovnoosý ferit a zrnité perlitické útvary (**obr. 6.3 a 6.5**), pri vyššej rýchlosti ochladzovania vznikajú prevažne ihlicovité útvary feritu, medzi ktorými sa tvorí jemný lamelárny perlit (**obr. 6.4 a 6.6**).



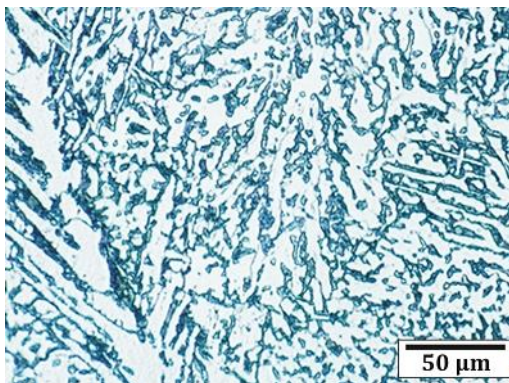
Obr. 6.3 Mikroštruktúra ocele tvorená polyedrickým rovnoosým feritom s malým podielom perlitu.



Obr. 6.4 Mikroštruktúra ocele tvorená ihlicovitým feritom s malým podielom perlitu (Widmanstättenova morfológia).

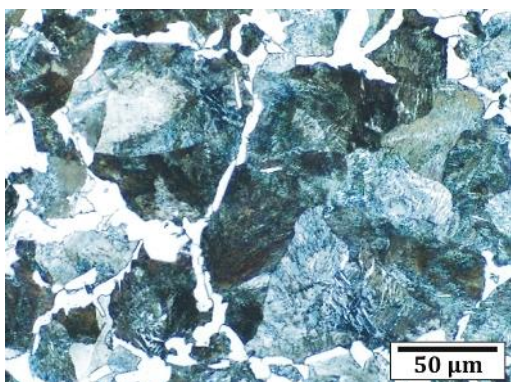


Obr. 6.5 Mikroštruktúra ocele tvorená polyedrickým rovnoosým feritom a perlitom.

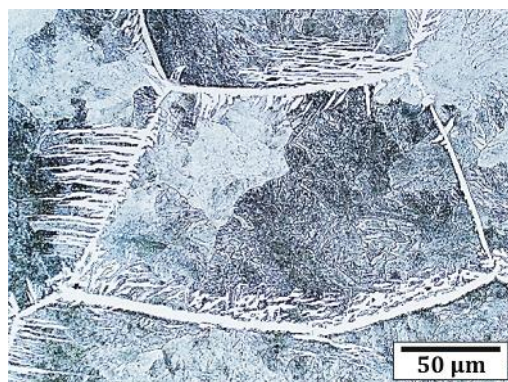


Obr. 6.6 Mikroštruktúra ocele tvorená ihlicovitým feritom a perlitom (Widmanstättenova morfológia).

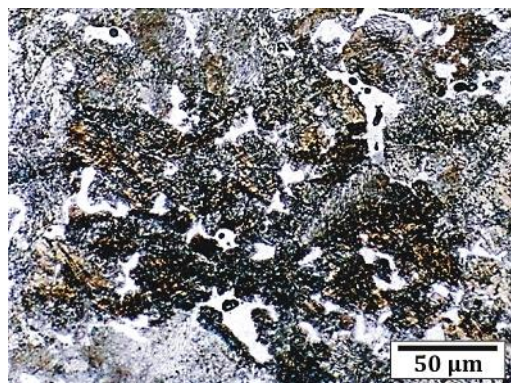
Pri transformácii austenitu môžu v podeutektoidných oceliach s vyšším obsahom uhlíka (0,5 – 0,8 hm. %) a v nadeutektoidných oceliach vznikáť viaceré morfológie proeutektoidných fáz. Prvou je *alotriomorfná morfológia*, kedy jemné zrná týchto fáz, resp. ich útvary vznikajú na hraniciach austenitických zŕn (**obr. 6.7**). Ich spojenie vytvorí súvislý film zŕn feritu, resp. sekundárneho cementitu na týchto hraniciach austenitických zŕn (tzv. sieťovanie). Táto morfológia vzniká pri relatívne nízkej rýchlosti ochladzovania ocelí z teploty austenitizácie. Druhou je *Widmanstättenova morfológia* týchto fáz, kedy jemné ihlice, resp. dosky feritu, resp. cementitu rastú z hraníc zŕn austenitu smerom do ich vnútra. Vzniká pri vyšších rýchlostiach ochladzovania relatívne hrubozrnnnej štruktúry austenitu. Ako primárne Widmanstättenove dosky sa označujú tie, ktoré nukleujú na austenitických hraniciach a rastú smerom do vnútra zŕn austenitu. Ako sekundárne sa označujú tie, ktoré vznikajú z kryštálu danej fázy avšak inej morfológie a rastú tiež smerom do vnútra zrna (napr. doska feritu vzniknutá na alotriomorfnej častici feritu), ako je možné vidieť na **obr. 6.8**. Tento mechanizmus rastu ihlíc feritu sa uskutočňuje aj v nízkouhlíkových oceliach, čo dokazuje Widmanstättenova morfológia ocelí na **obr. 6.2, 6.4 a 6.6**. Intragranulárnymi Widmanstättenovými doskami sa označujú tie, ktoré rastú vo vnútri zŕn austenitu, no sú však ojedinelé. Majoritná časť austenitu v týchto oceliach transformuje na kolónie lamelárneho perlitu.



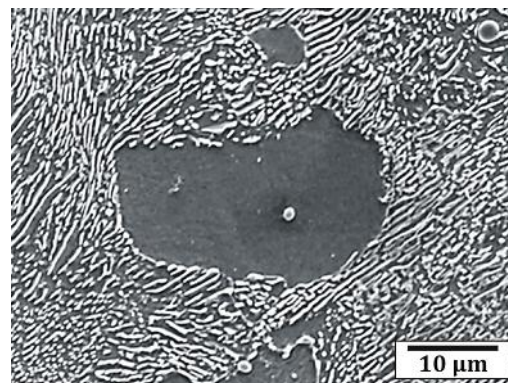
Obr. 6.7 Mikroštruktúra ocele tvorená perlitom a alotriomorfným feritom.



Obr. 6.8 Mikroštruktúra ocele tvorená perlitom, alotriomorfným a ihlicovitým feritom (Widmanstättenova morfológia).



Obr. 6.9 Mikroštruktúra ocele tvorená idiomorfným feritom a perlitom (SM).

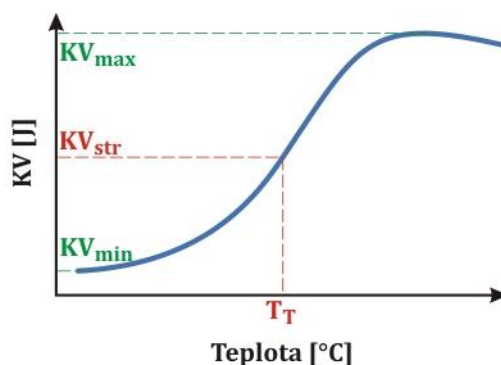


Obr. 6.10 Mikroštruktúra ocele tvorená Idiomorfným feritom a perlitom (REM).

Ďalším typom morfológie v prípade proeutektoidného feritu sú *idiomorfné kryštály* a vznikajú vo vnútri hrubých a rovnoosých austenitických zŕn. Iniciačným miestom nukleácie týchto zŕn sú zväčša častice inklúzií vo vnútri zŕn austenitu. Idiomorfné zrná feritu v perlite dokumentované svetelným mikroskopom (SM) sú na **obr. 6.9** a detail idiomorfného zrna feritu v perlite zhotovený riadkovacím elektrónovým mikroskopom (REM) je na **obr. 6.10**.

Morfológia proeutektoidných fáz (feritu a sekundárneho cementitu) je závislá najmä na teplote premeny austenitu, obsahu uhlíka v oceliach, rýchlosti ich ochladzovania a veľkosti pôvodných zŕn austenitu. V prípade ocelí, ktoré majú po austenitizácii jemné zrno austenitu, a teda aj veľké množstvo hraníc, resp. veľký počet voľných povrchov, nukleácia proeutektoidného feritu prebieha výhradne na týchto hraniciach austenitu. Výsledkom je jemná morfológia vzniknutých útvarov. Na druhej strane, ak je zrno austenitu hrubé, tak nukleácia prebieha nielen na hraniciach, ale aj vo vnútri zŕn austenitu. Takáto mikroštruktúra je charakteristická hrubšími útvarmi vzniknutých fáz.

Je už známe, že charakter mikroštruktúry ocelí výrazne vplýva na ich mechanické vlastnosti. Jednou z veľmi dôležitých mechanických charakteristík je *tranzitná teplota* T_T , pri ktorej dochádza k prudkému prechodu ocele z jej húževnatého stavu do stavu krehkého, teda zo stavu s prevažne tvárnym charakterom porušenia do stavu s prevažne štiepnym charakterom porušenia. Pri určovaní tejto tranzitnej teploty sa postupuje podľa normovanej skúšky rázom v ohybe, pri ktorej sa určuje *absorbovaná energia pri porušení* vzoriek s vrubom tvaru V alebo U jediným nárazom kyvadlového kladiva pri rôznych teplotách (štandardne od $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $200\text{ }^{\circ}\text{C}$). Hodnota absorbovanej energie, resp. nárazovej práce je mierou *odolnosti ocele voči rázovému namáhaniu* KV alebo KU v Jouloch [J], resp. podľa predchádzajúcej normy KCV alebo KCU v prepočte na jednotkovú plochu pod vrubom [$\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$]. Následne sa zostrojuje tranzitná krivka alebo tzv. krivka teplotnej závislosti odolnosti ocele voči rázovému namáhaniu. Z tejto krivky sa stanovuje tranzitná teplota, ktorá odpovedá strednej hodnote odolnosti ocele voči rázovému namáhaniu KV_{str} (**obr. 5.11**), resp. KU_{str} alebo absolútnej hodnote, napr. pri KV (KU) = 30 J. Je známe, že so znižovaním teploty skúšania odolnosti ocelí voči rázovému namáhaniu klesá absorbovaná energia potrebná k porušeniu skúšanej vzorky.



Obr. 6.11 Tranzitná krivka a určenie tranzitnej teploty T_T ako teploty odpovedajúcej strednej hodnote odolnosti ocele proti rázovému namáhaniu KV_{str} .

Zhrnutie

U ocelí dochádza pri transformácii austenitu k vylučovaniu proeutektoidných fáz pred samotnou eutektoidnou, teda perlitickou premenou. Austenit transformuje najprv na ferit u podeutektoidných ocelí, resp. na sekundárny cementit u nadeutektoidných ocelí v dvojfázových oblastiach diagramu Fe-Fe₃C, v ktorých sú prítomné fázy austenit a ferit, resp. austenit a sekundárny cementit. Rozpadom austenitu tak vznikajú proeutektoidné fázy ako napr. polyedrický ferit, ihlicovitý ferit, alotriomorfná morfológia, resp. sieťovité feritu alebo sekundárneho cementitu, Widmanstättenova morfológia, idiomorfné zrná feritu. Proeutektoidné fázy môžu teda mať špecifickú morfológiu, čo má výrazný vplyv na výsledný charakter mikroštruktúry a tiež na mechanické vlastnosti ocelí.

Kontrolné otázky

1. Ako sú definované proeutektoidné premeny austenitu v oceliach?
2. Ako sú definované a za akých podmienok vznikajú polyedrický ferit a ihlicovitý ferit, ktoré sú formované počas ochladzovania ocelí z teploty austenitizácie?
3. Čím sa vyznačuje a za akých podmienok vzniká alotriomorfná a Widmanstättenova morfológia feritu počas ochladzovania ocelí z teploty austenitizácie?
4. Ako sú definované idiomorfné zrná feritu a za akých podmienok ochladzovania ocelí z teploty austenitizácie vznikajú?
5. Ako je definovaná tranzitná teplota vrubovej húževnatosti ocelí a aký praktický význam má jej stanovenie v inžinierskej praxi?

Praktické úlohy cvičenia

1. Zostrojte a vyhodnoťte krivky teplotnej závislosti odolnosti uhlíkovej ocele ČSN 12 040 (EN C35, W. Nr. 1.0501) voči rázovému namáhaniu v troch odlišných stavoch s mikroštruktúrou:
 - a) feriticko-perlitickou jemnozrnnou – stav označený ako FPJ (tepelné spracovanie v režime 860 °C / 1 h / vzduch),
 - b) feriticko-perlitickou hrubozrnnou – stav označený ako FPH (tepelné spracovanie v režime 1200 °C / 4 h / pec),
 - c) Widmanstättenovou – stav označený ako FPW (tepelné spracovanie v režime 1200 °C / 4 h / vzduch).

Chemické zloženie danej ocele je uvedené v **tab. 6.1**, priemerné hodnoty odolnosti jej jednotlivých stavov proti rázovému namáhaniu pri rôznych teplotách sú v **tab. 6.2**.

Tab. 6.1 Chemické zloženie ocele ČSN 12 040 (EN C35, W. Nr. 1.0501) [hm. %].

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
0,32 – 0,40	0,50 – 0,80	0,15 – 0,40	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,04	max. 0,04	zv.

Tab. 6.2 Priemerné hodnoty odolnosti ocele proti rázovému namáhaniu pre jednotlivé stavy ocele a teploty skúšania.

Teplota [°C]	Odolnosť ocele proti rázovému namáhaniu KU [J]		
	FPJ	FPH	FPW
-196	1,6	1,6	1,6
-80	3,2	3,2	3,2
-60	4,8	4,0	4,8
-40	12,0	4,8	6,4
-20	43,2	5,6	10,4
0	56,0	8,0	14,4
20	68,8	9,6	40,8
50	83,2	20,8	57,6
100	97,6	64,8	76,0
150	96,0	80,0	83,2
165	93,6	77,6	92,0
200	93,6	74,4	82,4

- Určte tranzitnú teplotu T_T pre všetky 3 stavy ocele pri strednej hodnote odolnosti ocele voči namáhaniu.
- Na základe mikroštruktúrnej analýzy, analýzy mechanických vlastností a stanovených tranzitných teplôt danej ocele (**tab. 6.3**) určte závislosti daných parametrov a formulujte závery.

Tab. 6.3 Vybrané parametre mikroštruktúry a hodnoty mechanických vlastností jednotlivých stavov ocele.

Stav ocele	Podiel perlitu [%]	HV 0,01 feritu	R_e [MPa]	R_m [MPa]	T_T [°C]
FPJ	28	173	340	529	
FPH	36	173	220	475	
FPW	46	179	353	583	

- Mikroskopom pozorujte a dokumentujte vzorky ocele s Widmanstättenovou štruktúrou. Popíšte jednotlivé štruktúrne zložky danej ocele.

7. BAINITICKÁ PREMENA

Cieľ cvičenia

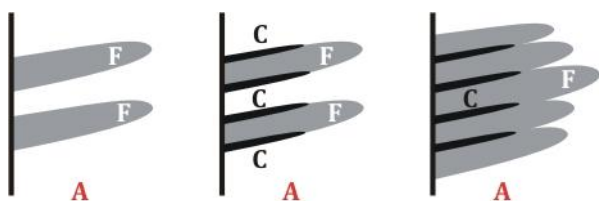
Oboznámiť sa so základnými znakmi, kinetikou a mechanizmom bainitickej premeny ocelí. Charakterizovať mikroštruktúru ocelí po izotermickom rozpade austenitu v bainitickej oblasti pri odlišných teplotách. Definovať základné charakteristické znaky horného a dolného bainitu formovaných pri odlišných teplotách na základe mikroštruktúrneho rozboru. Nadobudnúť praktické skúsenosti a zručnosti s analýzou mikroštruktúry ocelí po bainitickej premene.

Teoretické východiská

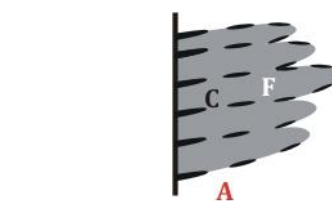
V predošlých kapitolách bola predstavená a popísaná perlitická premena austenitu a tvorba proeutektoidných fáz pri ochladzovaní austenitu v oceliach. Zo štúdia priebehu kriviek izotermického rozpadu austenitu (IRA) pre rôzne typy ocelí vyplýva, že premeny nad a pod ohybom, resp. nosom kriviek začiatku a konca premien sa odlišujú kinetikou ich priebehu ako aj výslednou morfológiou vzniknutých produktov rozpadu austenitu. Izotermický rozpad austenitu, ktorý nastáva v uhlíkových oceliach v intervale teplôt približne 550 – 250 °C, teda pod ohybom kriviek v IRA diagramoch, vedie v závislosti od konkrétneho zloženia ocele k **bainitickej premene**. Bainitická premena predstavuje prechod medzi perlitickou (difúznou) a martenzitickou (bezdifúznou) premenou austenitu a preto kinetika bainitickej premeny ako aj produkty tejto premeny sa vyznačujú znakmi týchto premien. Definuje sa ako polodifúzna premena austenitu sprevádzaná difúziou atómov uhlíka a bezdifúznym šmykovým posunom zoskupení atómov železa, príp. substitučných atómov legujúcich prvkov v oceli. Teplotná oblasť bainitickej premeny sa v prípade uhlíkových ocelí prekrýva s oblasťou perlitickej premeny a prechod medzi jemným perlitom a horným bainitom pri klesajúcich teplotách premeny austenitu je plynulý. Výsledná mikroštruktúra takto tepelne spracovaných ocelí je tvorená **bainitom**, ktorý je z mikroštruktúrneho hľadiska definovaný ako nelamelárna zmes feritu a cementitu, resp. karbidov.

Pri bainitickej premene dochádza k polymorfnej bezdifúznej premene austenitu na presýtený ferit šmykovým mechanizmom s charakteristickými tepelne aktivovanými zmenami v rozložení uhlíka a precipitáciou častíc karbidov cestou difúzie. V intervale teplôt bainitickej premeny neprebíha samodifúzia atómov železa a nedochádza k difúznym zmenám v rozložení atómov legujúcich prvkov. V dôsledku potreby difúzie atómov uhlíka pri bainitickej premene dochádza k tomu, že rast útvarov bainitu je pomalší ako rast útvarov martenzitu. Mechanizmus tvorby bainitu a jeho morfológia sa mení v závislosti od teploty izotermickej transformácie austenitu a preto sa bainit rozdeľuje na **horný bainit** a **dolný bainit**. Teplotná hranica tohto rozdelenia je závislá od obsahu uhlíka.

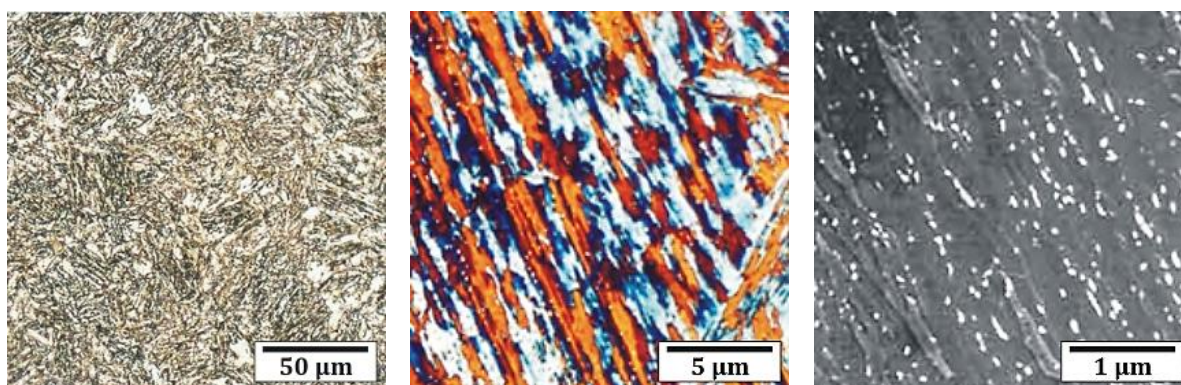
Horný bainit vzniká pri vyšších teplotách bainitickej premeny (obvykle nad 350 °C) a jeho morfológia závisí od obsahu uhlíka v oceli. Ide o jemnú, husto latkovitú až ihlicovitú morfológiu, ktoré má spoločné znaky s morfológiou martenzitu. Obsahuje však aj častice karbidov, ktoré sú vylúčené medzi latkami bainitického feritu vytvorenými šmykovým mechanizmom. Sú častokrát rovnobežne usporiadané do zväzkov. V nízkouhlíkových oceliach s obsahom uhlíka do 0,3 hm. % C môžu útvary bainitického feritu nukleovať na hraniciach alebo vo vnútri zŕn austenitu. Vznikajú vedľa seba a v ich tesnom okolí sa austenit postupne presycuje uhlíkom, čo vedie k nukleácii cementitu na rozhraniach bainitického feritu a austenitu (**obr. 7.1**). Po úplnej izotermickej transformácii sa finálna mikroštruktúra bainitu skladá z feritickej matrice s časticami cementitu, príp. iných karbidov na rozhraniach feritických latiek, resp. dosiek. Je známe, že čím je teplota tejto premeny nižšia, alebo čím je obsah uhlíka v oceli vyšší, tým sú feritické útvary užšie a ferit je viac presýtený uhlíkom. V prípade stredne a vysokouhlíkových ocelí nad 0,4 hm. % C dochádza k rastu bainitu cestou striedavej nukleácie feritických útvarov a cementitu, pretože vyšší obsah uhlíka uľahčuje nukleáciu cementitu. Bainit tak rastie opakovanou bočnou nukleáciou oboch spomínaných fáz a rýchlosť rastu feritických dosiek smerom do zŕn austenitu je konštantná. Schéma vzniku horného bainitu v prípade týchto ocelí je znázornená na **obr. 7.2**. Reálne morfológie mikroštruktúry horného bainitu ocelí zobrazené svetelným a elektrónovým mikroskopom sú dokumentované na **obr. 7.3**.



Obr. 7.1 Schéma vzniku horného bainitu v nízkouhlíkových oceliach.



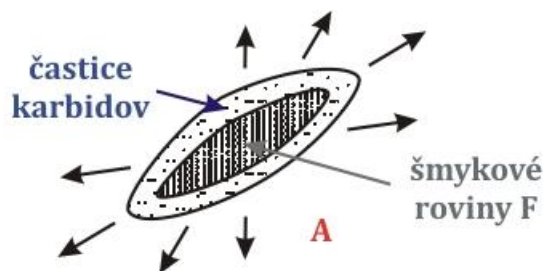
Obr. 7.2 Schéma vzniku horného bainitu v stredne a vysokouhlíkových oceliach.



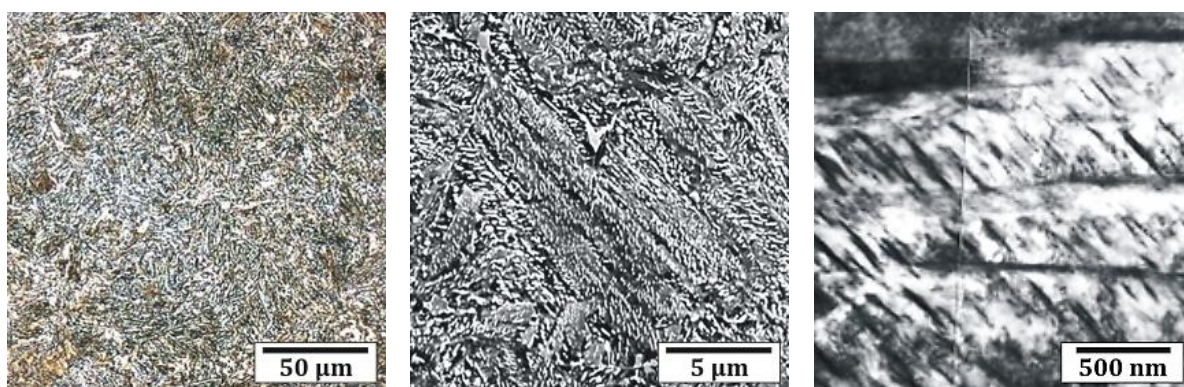
Obr. 7.3 Mikroštruktúra horného bainitu ocelí.

Dolný bainit vzniká pri nižších teplotách a jeho morfológia je jemná, ihlicovitá, s karbidmi usporiadanými v určitých líniách a nezávisí od obsahu uhlíka v oceliach. Výsledný charakter mikroštruktúry dolného bainitu závisí od morfológie útvarov feritu a charakteru usporiadania častíc karbidov. Dosky, resp. ihlice vytvorené šmykovým

mechanizmom sú v prípade dolného bainitu veľmi jemné, pretože v tejto teplotnej oblasti je nízka difúzna schopnosť uhlíka. Uhlík pri raste feritu v dolnom bainite difunduje cez tvoriace sa dosky bainitického feritu na rozhrania ferit/austenit a následne do austenitu. Častice karbidov sa z dôvodu nízkej difúznej schopnosti uhlíka tvoria už v šmykových rovinách bainitického feritu a z dôvodu zvýšenej koncentrácie uhlíka v austenite v okolí feritických útvaroch dochádza k tvorbe karbidov aj na rozhraniach bainitických dosiek. Schéma vzniku dolného bainitu na rozhraní ferit/austenit je znázornená na **obr. 7.4**. Reálna morfológia mikroštruktúry dolného bainitu ocelí zobrazená svetelným a elektrónovými mikroskopmi je na **obr. 7.5**.



Obr. 7.4 Schéma vzniku dolného bainitu v oceliach.



Obr. 7.5 Mikroštruktúra dolného bainitu ocelí.

Horný bainit od dolného je možné veľmi dobre odlíšiť podľa charakteru rozloženia karbidickej fázy. Štruktúrna analýza bainitických ocelí ukázala, že v prípade horného bainitu sú karbidické častice rozložené medzi latkami, resp. doskami feritu. V prípade dolného bainitu sa karbidy nachádzajú najmä vo vnútri útvarov bainitického feritu, príp. na ich rozhraniach. Ferit v bainite je v podstate presýtený tuhý roztok uhlíka vo ferite s kubickou objemovo centrovanou mriežkou a karbidickú fázu predstavuje cementit Fe_3C , no v dolnom bainite môže byť prítomný tiež ϵ -karbid ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) s hexagonálnou mriežkou.

Z hľadiska **kinetiky premeny** bainitickú premenu charakterizujú viaceré znaky. V izotermických podmienkach bainitická fázová premena začína po určitej inkubačnej dobe, ktorá je závislá od teploty premeny. Teplota maximálnej rýchlosti premeny závisí od chemického zloženia ocele. Bainitická premena austenitu prebieha len v určitom objeme ocele a v mikroštruktúre ocele je po bainitickej premene prítomný aj určitý podiel nepremeného – zvyškového austenitu. Nepremený, resp. zvyškový austenit sa pri

izotermickej výdrži v oblasti bainitickej premeny stabilizuje a ani ďalším intenzívnym podchladením nie je schopný ďalšej premeny. V prípade legovaných ocelí dochádza k rozdeleniu kriviek diagramu izotermického rozpadu v oblasti perlitickej a bainitickej premeny na dve oblasti. Zvýšenie austenitizačnej teploty a rast austenitického zrna má len malý vplyv na kinetiku bainitickej premeny.

Mechanizmus bainitickej premeny potvrdzuje jej *polodifúzny charakter*. K difúzii atómov železa a substitučných atómov legúr nedochádza, ale difúzia intersticiálnych atómov uhlíka je pri tejto premene možná. Distribúcia atómov uhlíka v intersticiálnych polohách mriežky austenitu, ktorý je podchladený na teploty v bainitickej oblasti, je nerovnomerné a sú prítomné oblasti so zvýšeným obsahom uhlíka aj so zníženým obsahom uhlíka. V oblastiach austenitu s nízkym obsahom uhlíka prebieha najskôr premena austenitu na ferit šmykovým mechanizmom. Rast kryštálov, resp. útvarov feritu z austenitu prebieha koherentne a v prípade bainitickej premeny je rast týchto útvarov pomalší ako rast martenzitických útvarov. Je to dané tým, že ferit v bainite vzniká predovšetkým v oblastiach austenitu so zníženým obsahom uhlíka a jeho rast je kontrolovaný rýchlosťou difúzneho odvodu atómov uhlíka. Bezdifúzny charakter premeny austenitu na ferit pri bainitickej premene je charakterizovaný aj vznikom povrchového reliéfu. Ihlicovitý charakter bainitu sa prejavuje aj v príbuznosti kryštalografickej orientácie mriežok transformujúce austenitu a vznikajúceho feritu. Vo všeobecnosti sa tento kryštalografický orientačný vzťah uvádza ako: $(111)_\gamma // (110)_\alpha$; $[1\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}11]_\alpha$. Podobne existuje aj kryštalografický orientačný vzťah medzi mriežkou feritu a cementitu v prípade dolného bainitu: $[110]_c // \langle 0\bar{1}1 \rangle_\alpha$; $[010]_c // \langle 1\bar{1}\bar{1} \rangle_\alpha$; $[001]_c // \langle 2\bar{1}1 \rangle_\alpha$.

Formovanie rôznej mikroštruktúry ocelí počas bainitickej premeny má výrazný vplyv na rozdiely v ich mechanických vlastnostiach. Je samozrejmé, že ocele s bainitickou štruktúrou sú pevnejšie ako ocele s perlitickou štruktúrou. Pevnostné charakteristiky bainitu sú tým vyššie, čím je nižšia teplota jeho vzniku, teda ocele s dolným bainitom sa vyznačujú vyššou pevnosťou v porovnaní s ocelami s horným bainitom. Zvýšená pevnosť bainitu je výsledkom malých rozmerov útvarov bainitického feritu, veľkosti a disperzity vylúčených karbidov, nárastu hustoty dislokácií v bainitickom ferite, blokovania atómov uhlíka a distorzie mriežky bainitického feritu z dôvodu jeho presýtenia uhlíkom a legujúcimi prvkami. Veľmi výrazný vplyv na pevnosť horného a dolného bainitu majú karbidické častice nachádzajúce sa vo ferite, ktoré bránia pohybu dislokácií tým intenzívnejšie, čím je ich v danom objeme viac a čím sú rovnomernejšie vylúčené. V prípade horného bainitu sú karbidy rozložené predovšetkým po hraniciach feritických útvarov a preto len málo prispievajú k spevňovaniu. So znižovaním teploty premeny disperzita vylúčenia karbidov narastá a ich veľkosť sa znižuje. V prípade dolného bainitu sú karbidy rozložené predovšetkým vo vnútri feritu v jeho šmykových rovinách a tým zvyšujú jeho pevnosť. Tvrdosť horného bainitu sa pohybuje v rozmedzí 40 – 45 HRC a dolného bainitu v rozmedzí 50 – 60 HRC.

Zhrnutie

Bainitická premena je proces, pri ktorom v oceliach pri ochladzovaní dochádza k transformácii austenitu na bainit, teda na zmes bainitického feritu a cementitu, príp. karbidov. Na rozdiel od perlitickej premeny prebieha pri nižších teplotách a vzniká jemná mikroštruktúra. Bainit môže byť horný alebo dolný, v závislosti od teploty, pri ktorej dochádza k jeho formovaniu. Horný bainit vzniká pri vyšších teplotách obvykle nad 350 °C a charakter jeho útvarov feritu a vylúčených karbidických častíc závisí od obsahu uhlíka v oceliach. Dolný bainit vzniká pri nižších teplotách a charakter jeho mikroštruktúry nezávisí od obsahu uhlíka v oceliach. Spracovaním ocelí bainitickou transformáciou je možné doceliť vysokú pevnosť a tvrdosť ocelí s dobrou húževnatosťou.

Kontrolné otázky

1. Ako je definovaná bainitická premena a za akých podmienok prebieha?
2. Popíšte mechanizmus bainitickej premeny.
3. Charakterizujte morfológiu horného bainitu.
4. Charakterizujte morfológiu dolného bainitu.
5. Ako by ste popísali úroveň mechanických vlastností bainitu?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom pozorujte, analyzujte a dokumentujte vzorky vybraných ocelí po bainitickej premene.
2. Na základe štúdia mikroštruktúry vybraných typov ocelí dokumentovaných svetelným metalografickým mikroskopom a ich subštruktúr dokumentovaných pomocou transmisného elektrónového mikroskopu určte rozdiel v morfológii bainitických a martenzitických útvarov.
3. Popíšte mechanizmus bainitickej premeny a znázornite schému vzniku horného a dolného bainitu v prípade uhlíkových ocelí.

8. MARTENZITICKÁ PREMENA. VPLYV TEPLoty AUSTENITIZÁCIE NA ŠTRUKTÚRU A VLASTNOSTI OCELÍ PO KALENÍ

Cieľ cvičenia

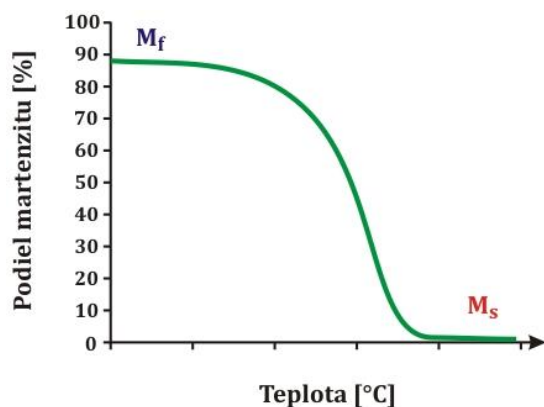
Oboznámiť sa s podstatou bezdifúznej fázovej transformácie tuhého roztoku, t. j. martenzitickej premeny austenitu v oceliach a s podmienkami vzniku martenzitickej mikroštruktúry ocelí pri bezdifúznej transformácii. Spoznať charakteristické črty mikroštruktúry a subštruktúry martenzitu a tiež jeho charakteristické vlastnosti. Naučiť sa posúdiť vplyv teploty a doby austenitizácie na mikroštruktúru a vlastnosti ocelí po ich martenzitickom kalení a taktiež získať skúsenosti s určovaním optimálnych podmienok martenzitickej premeny.

Teoretické východiská

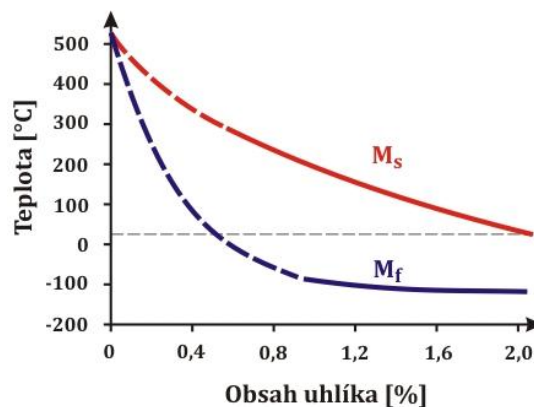
Martenzitická premena sa vyskytuje v prípade viacerých kovov a ich zliatin, no najvýznamnejšie využitie tejto fázovej premeny je pri procesoch tepelného spracovania rôznych typov ocelí. Ide o pomerne zložitú fázovú premenu, pri štúdiu ktorej je nutné pochopiť jej viaceré znaky, resp. charakteristické črty z hľadiska termodynamiky procesu, mechanizmu vzniku, tvorby subštruktúry, mikroštruktúry, vývoja mechanických vlastností a pod.

V prípade ocelí je túto premenu možné docieľiť, ak počas procesu ich tepelného spracovania podchladíme austenit nadkritickou rýchlosťou až do oblasti nízkych teplôt (pod teploty M_s – približne 250 °C), pri ktorých nie je možná samodifúzia atómov železa, ani difúzia atómov legujúcich prvkov v substitučných polohách mriežky železa a taktiež nie je možná intersticiálna difúzia atómov uhlíka. V takomto prípade prebehne premena austenitu bezdifúznym spôsobom na novú fázu nazývanú **martenzit**. Ide o nerovnovážny presýtený tuhý roztok prvkov v $Fe(\alpha)$, v prípade uhlíkových ocelí presýtený intersticiálny tuhý roztok uhlíka v $Fe(\alpha)$.

Táto nerovnovážna fázová premena má **atermický charakter**. Prebieha v určitom teplotnom intervale, pričom teplota začiatku martenzitickej premeny je označená ako M_s a konca premeny M_f a určitej teplote z tohto intervalu odpovedá určitý podiel martenzitu. Táto skutočnosť je zrejmá z tzv. martenzitickej krivky, ktorá je dokumentovaná na **obr. 8.1**. Pri teplote začiatku premeny M_s daná fázová transformácia začína vznikom prvých útvarov martenzitu a aby mohla ďalej pokračovať je potrebné transformujúcu fázu, resp. zliatinu ďalej ochladzovať v martenzitickom teplotnom intervale v rozmedzí teplôt $M_s - M_f$. Martenzitická transformácia sa ukončí až po ochladení transformujúcej fázy, resp. zliatiny pod teplotu M_f . Teploty martenzitickej premeny M_s aj M_f pre ocele sú závislé od obsahu legujúcich prvkov a uhlíka. S rastúcim obsahom uhlíka v oceliach dochádza k poklesu teplôt M_s a M_f (**obr. 8.2**).

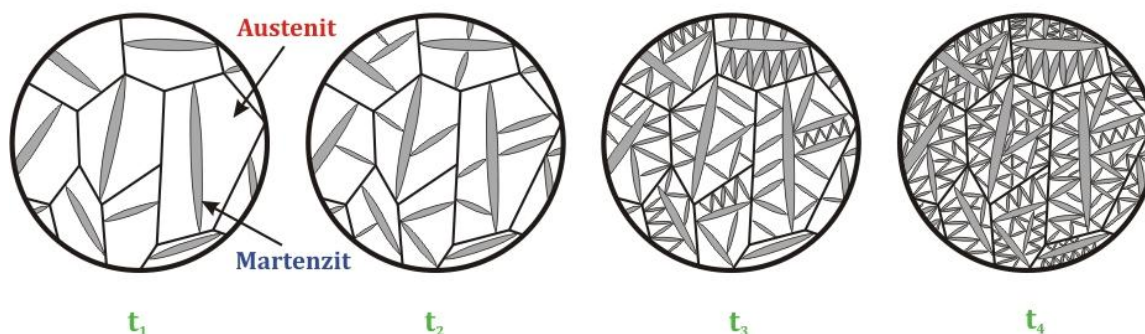


Obr. 8.1 Schematické znázornenie tzv. martenzitickej krivky.



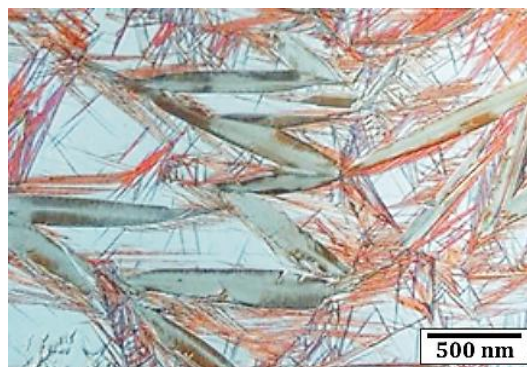
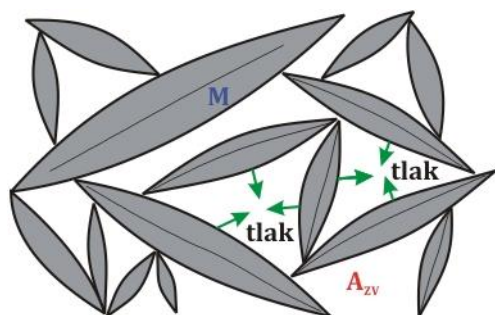
Obr. 8.2 Schematické znázornenie zmeny teplôt M_s a M_f v závislosti od obsahu uhlíka.

Dôležitým znakom tejto premeny je tiež **morfológia mikroštruktúry** vzniknutej fázy, teda martenzitu. Mikroštruktúra je tvorená v prevažnej miere **martenzitickými útvarmi**, tzv. **ihlicami (latkami, doskami)**, ktoré vznikajú a rastú v austenite veľkou rýchlosťou, pričom neprekonateľnou prekážkou, resp. bariérou pre ich rast sú pôvodné medzifázové rozhrania, čiže hranice zŕn austenitu a tiež nové medzifázové rozhrania, čiže rozhrania medzi jednotlivými ihlicami martenzitu. Schematicky je vznik martenzitických ihlíc v rastúcou dobou premeny ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4$) znázornený na **obr. 8.3**. Zo schémy je zjavné, že daná premena neprebíha naraz v celom objeme ocele a v mikroštruktúre vždy po premene ostáva aj určitý podiel nepremeného austenitu, ktorý nazývame **zvýškový austenit** (A_{zv}). Ten sa nachádza medzi ihlicami martenzitu a jeho transformácia na fázu martenzit v tomto procese nie je možná z dôvodu objemovej zmeny, ktorá vzniká pri tejto premene a prítomných veľkých mikroštruktúrnych napätí, ktoré vytvárajú okolité martenzitické ihlice (**obr. 8.4** – A_{zv} : svetlo modré útvary v mikroštruktúre).

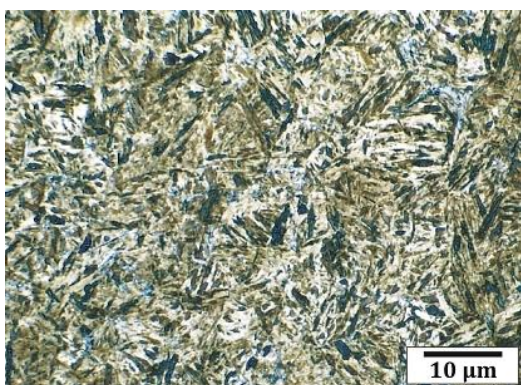


Obr. 8.3 Schematické znázornenie vzniku martenzitickej mikroštruktúry ocele ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4$).

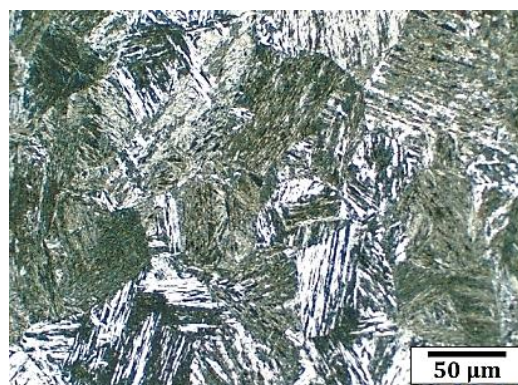
Nakoľko je malá pravdepodobnosť, aby rovina výbrusu pripravenej metalografickej vzorky bola rovnobežná s plochou latiek, alebo dosiek martenzitu, pri pozorovaní mikroštruktúry ocelí svetelným metalografickým mikroskopom sa útvary (latky, dosky) martenzitu javia ako drobné ihlicovité útvary. V prípade jemnej morfológie martenzitu, ktorý vzniká v jemných zrnách austenitu, sú jemné ihlicovité viditeľné na **obr. 8.5**, v prípade hrubej morfológie martenzitu, ktorý vzniká v hrubých zrnách austenitu, sú dlhé útvary martenzitu viditeľné na **obr. 8.6**.



Obr. 8.4 Schematické znázornenie útvarov zvyškového austenitu (A_{zv}) v martenzitickej (M) mikroštruktúre a skutočná martenzitická mikroštruktúra so zvyškovým austenitom.

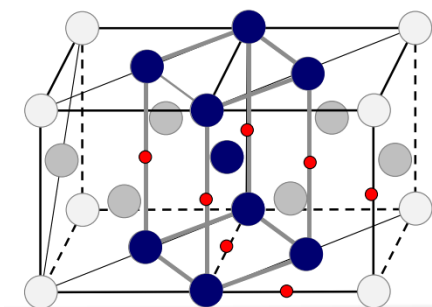


Obr. 8.5 Mikroštruktúra jemného martenzitu.



Obr. 8.6 Mikroštruktúra hrubého martenzitu.

Pri štúdiu martenzitickej premeny je nutné vychádzať z jej subštruktúry a teda skúmať samotný proces od atómovej úrovni. Martenzitická premena v oceliach je zvláštnym prípadom *bezdifúznej premeny* prebiehajúcej **šmykovým mechanizmom**, čo je ďalším jej charakteristickým znakom. Znamená to, že nová fáza – martenzit nevzniká procesom difúzie, ale usporiadanými presunmi skupín atómov z pôvodnej fázy do novej fázy tak, že relatívne zmeny polôh susedných atómov sú menšie ako medziatómová vzdialenosť v ideálnej mriežke austenitu a martenzitu. Schematické znázornenie príbuznosti mriežky austenitu a mriežku martenzitu je na **obr. 8.7**, kde sivé atómy predstavujú atómy Fe v polohách kryštalickej mriežky K12 austenitu, modré atómy predstavujú polohy atómov Fe v transformovanej kryštalickej mriežke K8 tetragonálneho martenzitu a červené atómy predstavujú atómy C v intersticiálnych polohách.



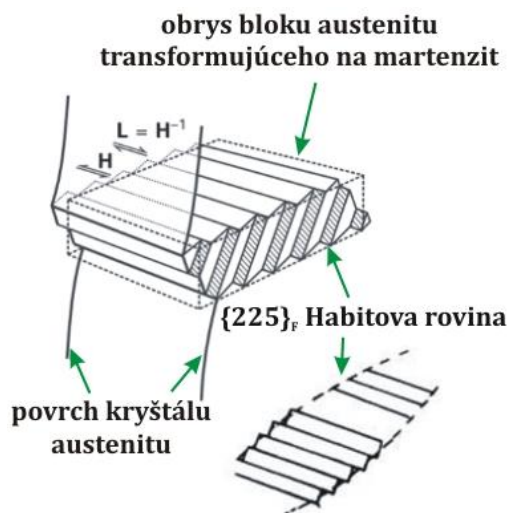
Obr. 8.7 Schematické znázornenie príbuznosti mriežky austenitu a martenzitu.

Ako už bolo spomenuté, pri martenzitickej premene nie je možná difúzia atómov legúr a uhlíka a preto koncentrácia legujúcich prvkov a uhlíka v martenzite je taká istá ako vo východnom austenite. V prípade uhlíkových ocelí s rôznym obsahom uhlíka táto skutočnosť vedie k zmenám parametra mriežky tuhého roztoku novovzniknutej fázy martenzitu. Takýto martenzit má mriežku tetragonálnu priestorovo centrovanú (BCT, T8) a preto sa používa tiež názov *tetragonálny martenzit*. Ako je vidieť na **obr. 8.7**, atómy uhlíka obsadzujú, resp. ostávajú v oktaedrických intersticiálnych polohách a spôsobujú deformáciu mriežky K8 na T8. Tetragonalita mriežky martenzitu je definovaná stupňom tetragonality, ktorý vyjadruje pomer parametrov mriežky c/a a rastie s obsahom uhlíka v martenzite. Inými slovami, čím je vyššie presýtenie martenzitu uhlíkom, tým je stupeň tetragonality mriežky martenzitu vyšší.

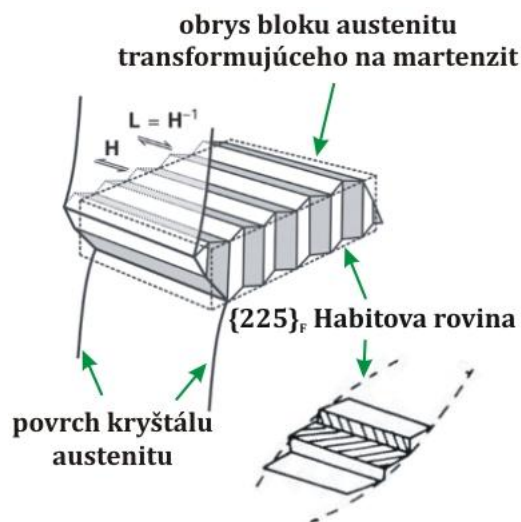
V oceliach sa môžu vytvárať dva základné typy martenzitu s veľmi zložitou **morfológiou subštruktúry**, ktorá predstavuje ďalší charakteristický znak tejto premeny. Prvý typ je výstupom martenzitickej premeny v oceliach s nízkym obsahom uhlíka. Vznikajúci typ martenzitu má mriežku kubickú priestorovo centrovanú (BCC, K8), pretože vzniká pri pomerne vysokých teplotách a pri ochladzovaní dochádza k difúzii uhlíka do energeticky výhodnejších polôh v mriežke. Tieto skutočnosti vedú k nízkemu presýteniu martenzitu uhlíkom a zníženiu tetragonality kryštálovej mriežky novovzniknutej fázy na minimálnu hodnotu. V tomto prípade je možné pozorovať *latkovú morfológiu* kubického martenzitu, ktorá je výsledkom šmykovej transformácie, pričom vo vnútri laticiek je zvýšená hustota dislokácií. Takýto martenzit sa označuje ako kubický, latkový alebo dislokačný. Druhý typ martenzitu je výsledkom martenzitickej premeny v oceliach so stredným a vysokým obsahom uhlíka (nad 0,45 hm. % C), v ktorých vznikajúci martenzit má mriežku tetragonálnu priestorovo centrovanú (BCT, T8). V tomto prípade sa stretávame s *doskovou morfológiou* tetragonálneho martenzitu, ktorá je taktiež výsledkom šmykovej transformácie, pričom charakteristickým znakom je tzv. midrib (stredový pás) uprostred dosiek, ktorý je tvorený jemnými dvojčatami, ktoré sú ohraničené dislokačnými zoskupeniami v oblasti okrajov martenzitických dosiek. Jednotlivé dosky martenzitu sú nerovnobežné a ich veľkosť sa výrazne mení. Tento typ martenzitu sa označuje ako tetragonálny, doskový alebo dvojčatový. Schematicky sú dané typy martenzitov znázornené na **obr. 8.8** a **8.9** a reálne mikroštruktúry týchto typov martenzitov sú dokumentované na **obr. 8.10** a **8.11**. Z hľadiska subštruktúry martenzitov sú jednotlivé martenzitické útvary od seba oddelené malouhlovými alebo aj veľkouglovými hranicami, ktoré je možné pozorovať transmisným elektrónovým mikroskopom a identifikovať na základe difrakčných analytických techník.

Pri štúdiu martenzitickej transformácie je veľmi dôležité definovať **iniciáciu jeho tvorby**. Ide o veľmi zložitý proces a existuje niekoľko hypotéz iniciácie. Najviac hypotéz však zastáva predpoklad, že martenzit iniciuje heterogénne v submikroskopických oblastiach východzej, resp. transformujúcej fázy, pričom v rôznych kovoch alebo zliatinách podstata stavby týchto oblastí môže byť rôzna. Pre uhlíkové ocele sa predpokladá, že miestami iniciácie martenzitických útvarov sú tie oblasti austenitu, ktoré sa vyznačujú zníženým obsahom uhlíka. Takáto tzv. fluktučná oblasť pri teplotách pod

teplotou M_s za veľkého rozdielu voľnej entalpie môže iniciovať premenu $\text{Fe}(\gamma) \rightarrow \text{Fe}(\alpha)$. Ďalej sa predpokladá, že miestami iniciácie sú len veľké flukтуаčné oblasti ochudobnené o uhlík a so znižovaním teploty premeny sa môžu stať miestami tvorby zárodkov martenzitu. Existujú taktiež hypotézy spájajúce iniciáciu tvorby martenzitu s prítomnosťou oblastí odlišujúcich sa rôznym zložením dislokácií.



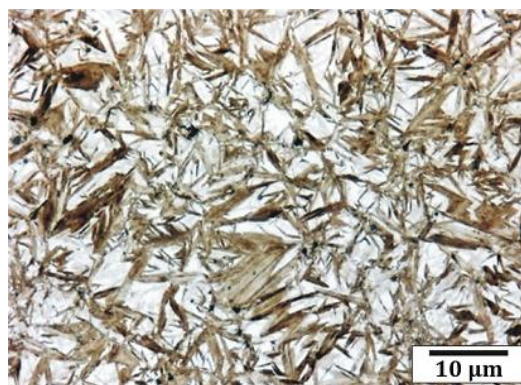
Obr. 8.8 Schematické znázornenie vzniku dislokačného martenzitu (latková morfológia).



Obr. 8.9 Schematické znázornenie vzniku dvojčatového martenzitu (dosková morfológia).



Obr. 8.10 Mikroštruktúra latkového martenzitu.



Obr. 8.11 Mikroštruktúra doskového martenzitu.

Čo sa týka ďalšieho znaku tejto premeny, jej **kinetiky**, tak premena austenitu na martenzit začína bez inkubačnej doby. Legujúce prvky nevplývajú na kinetiku martenzitickej premeny a je podobná vo všetkých typoch legovaných a uhlíkových ocelí. Väčšina substitučných legujúcich prvkov v oceliach však spomaľuje kinetiku bainitickej premeny ich austenitu a týmto znižujú kritickú rýchlosť ochladzovania ich martenzitického kalenia. Navyše legujúce prvky vplývajú aj na polohu teplotného intervalu martenzitickej premeny a to sa potom odráža aj na množstve zvyškového austenitu po ukončení martenzitickej premeny. Niektoré prvky zvyšujú teplotu začiatku martenzitickej premeny a tým znižujú množstvo zvyškového austenitu, napr. Al, Co. Iné prvky, najmä Si nevyvolávajú zmenu teplotu M_s , no väčšina legujúcich prvkov znižuje

teplotu začiatku martenzitickej premeny M_s , napr. Cr, Mn, Ni alebo Mo, pričom v niektorých legovaných oceliach môže teplota konca martenzitickej premeny M_f klesnúť až pod izbovú teplotu. Prítomnosť *disperzných častíc karbidov* v mikroštruktúre kalených ocelí, má pozitívny vplyv na pevnosť martenzitu, podobne ako množstvo atómov uhlíka v tuhom roztoku. Pri vylúčení karbidických častíc v martenzite sa stretávame s pojmom starnutie martenzitu. Vplyv procesov starnutia martenzitu na vlastnosti ocelí závisí predovšetkým od jeho subštruktúry. Ďalším znakom martenzitickej transformácie je **charakteristický reliéf** na povrchu ocelí, ktorý v procese martenzitickej premeny uhlíkových ocelí vzniká na základe zmeny tvaru a objemu transformujúceho austenitu na vznikajúci martenzit.

Veľmi dôležitý faktor vplývajúci predovšetkým na **mechanické vlastnosti ocele** po jej martenzitickej premene je veľkosť zŕn transformujúceho austenitu, ktorá závisí od podmienok austenitizácie ocelí pred kalením. Je potrebné, aby veľkosť zŕn austenitu bola čo najmenšia, pretože zabezpečí tvorbu jemného martenzitu, ktorý má z hľadiska požiadaviek najlepšie mechanické vlastnosti z hľadiska pevnosti a aj húževnatosti. Pre jednotlivé typy martenzitov sú charakteristické zvýšené **pevnostné vlastnosti**, predovšetkým vysoká tvrdosť a pevnosť. Tieto vlastnosti sú odrazom rozloženia atómov prvkov v martenzitických útvaroch a v ich usporiadaní. Atómy uhlíka sú rovnomerne rozložené v tuhom roztoku v intersticiálnych polohách a rozloženie atómov substitučných prvkov je v každej mriežke v rovnakej polohe. Výsledná tetragonalita objemovo centrovanej mriežky je zvýšená predovšetkým z dôvodu vzájomného pôsobenia napäťových polí okolo atómov uhlíka. Ide o spevnenie intersticiálnym tuhým roztokom. Ďalší vplyv na tvrdosť má veľkosť útvarov martenzitu. Čím sú jemnejšie, tým je jeho tvrdosť a pevnosť vyššia. V tomto prípade ide o spevnenie vyvolané hranicami martenzitických útvarov. No a z hľadiska subštruktúry, keďže rozoznávame dislokačný aj dvojčatový martenzit, je nárast tvrdosti a pevnosti spôsobený aj subštruktúrnym spevnením zvýšenou hustotou mriežkových porúch. Superpozícia jednotlivých príspevkov spevnenia martenzitu a vznik vysokých termálnych a štruktúrnych napätí pri martenzitickej premene však vedú k výraznému zníženiu plasticity a húževnatosti martenzitu.

Z hľadiska tepelného spracovania je pre vytvorenie martenzitickej mikroštruktúry ocelí v celom ich objeme s minimálnym množstvom zvyškového nepremeného austenitu nutné zabezpečiť vhodnú nadkritickú rýchlosť ochladzovania ocelí z vhodnej teploty austenitizácie. Vhodnými, resp. optimalizovanými podmienkami austenitizácie je možné doceliť tvorbu homogénneho a jemného austenitu a vhodnou rýchlosťou jeho ochladenia je možné zabezpečiť tvorbu jemného martenzitu. No v prípade nízkej teploty austenitizácie (oblasť diagramu Fe-Fe₃C v rozmedzí teplôt A_{c1} a A_{c3}) je len časť objemu ocelí tvorená austenitom schopným martenzitickej premeny a zvyšná časť je tvorená feritom, ktorý martenzitickej premeny schopný nie je a následne po ochladení vhodnou nadkritickou rýchlosťou je mikroštruktúra takto tepelne spracovanej ocele tvorená útvarmi martenzitu aj útvarmi feritu (dvojfázová mikroštruktúra). A na druhej strane, v prípade vysokej teploty austenitizácie dochádza k výraznému nárastu zŕn austenitu.

V týchto veľkých austenitických zrnách sa po ochladení ocele vhodnou nadkritickou rýchlosťou tvoria hrubé ihlice, dosky, resp. latky martenzitu a vyšším podielom zvyškového austenitu.

Zhrnutie

V prípade ocelí je martenzitická premena definovaná ako bezdifúzna fázová transformácia austenitu na presýtený tuhý roztok uhlíka, príp. aj substitučných legujúcich prvkov v železe α , teda na martenzit. Prebieha šmykovým mechanizmom v transformujúcich zrnách austenitu. Jej priebeh a výsledok je ovplyvnený viacerými faktormi, predovšetkým chemickým zložením ocelí, charakterom východzej austenitickej mikroštruktúry, rýchlosťou rozpadu austenitu a pod. a je nutné poznať vplyv týchto faktorov na výslednú mikroštruktúru a tiež mechanické vlastností ocelí. Napr. v prípade chemického zloženia ocelí, obsah uhlíka výrazne vplýva na intersticiálne presýtenie martenzitu, a tým na jeho tvrdosť a pevnosť a obsah legúr vplýva na polohu teplotného intervalu martenzitickej premeny a jej kritickú rýchlosť a množstvo zvyškového austenitu. Významný vplyv na finálnu morfológiu martenzitu má aj charakter transformujúceho austenitu, ktorý je závislý od podmienok austenitizácie ocelí, teda od teploty a doby austenitizácie ocele. V prípade nízkej teploty austenitizácie dochádza len k čiastočnej austenitizácii a to vedie k vzniku dvojfázovej štruktúry ocele a v prípade vysokej teploty austenitizácie dochádza k zhrubnutiu austenitického zrna a následne po kalení k vzniku martenzitu s hrubou morfológiou jeho útvarov. Preto je nutné martenzitickú premenu skúmať a posudzovať v súvislosti s predošlým procesom tepelného spracovania a vedieť ho ako celok optimalizovať.

Kontrolné otázky

1. Ako je definovaná martenzitická premena a aké termodynamické podmienky musia byť splnené na jej priebeh?
2. Vysvetlite, čo znamená, že martenzitická premena má atermický charakter.
3. Popíšte charakter mikroštruktúry martenzitu.
4. Zadefinujte subštruktúrnú morfológiu martenzitu.
5. Ako by ste popísali úroveň mechanických vlastností martenzitu?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom pozorujte, analyzujte a dokumentujte vzorky ocele ČSN 14 109 (EN 100Cr6, W.Nr. 1.3505) po kalení do oleja z rôznej teploty austenitizácie (označenie vzoriek A10 – A16). Jednotlivé štruktúrne zložky definujte a popíšte. Chemické zloženie danej ocele je uvedené v **tab. 8.1**.

Tab. 8.1 Chemické zloženie ocelí ČSN 14 109 (EN 100Cr6, W.Nr. 1.3505)
a ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) [hm. %].

ocel'	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
ČSN 14 109	0,90 – 1,10	0,30 – 0,50	0,15 – 0,35	1,30 – 1,65	max. 0,30	max. 0,25	max. 0,03	max. 0,03	zv.
ČSN 12 060	0,52 – 0,60	0,50 – 0,80	0,15 – 0,40	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,04	max. 0,04	zv.

2. Odmerajte tvrdosť podľa Rockwella (HRC) vzoriek danej ocele a hodnoty tvrdosti zapíšte do **tab. 8.2**. Z nameraných hodnôt graficky znázorníte závislosť tvrdosti ocele po kalení od teploty austenitizácie.

Tab. 8.2 Označenie vzoriek ocelí pre metalografickú analýzu a hodnoty tvrdosti ich jednotlivých stavov.

Označenie vzoriek	Tepelné spracovanie	HRC
A10	880 °C / 2 h → vzduch (východzí stav)	
A11	760 °C / 40 min. → olej	
A12	800 °C / 40 min. → olej	
A13	840 °C / 40 min. → olej	
A14	900 °C / 40 min. → olej	
A15	1000 °C / 40 min. → olej	
A16	1100 °C / 40 min. → olej	
A27	810 °C / 5 min. → voda	

3. Na základe mikroštruktúrnej analýzy a teoretických poznatkov vysvetlite vplyv teploty austenitizácie na zmeny mikroštruktúry a tvrdosti ocele ČSN 14 109 po zakalení. Určte optimálnu teplotu austenitizácie.
4. Svetelným metalografickým mikroskopom, pozorujte, analyzujte a dokumentujte mikroštruktúru a odmerajte tvrdosť podľa Rockwella (HRC) vzorky ocele ČSN 12 060 (EN C55, W.Nr. 1.0535) po kalení do vody. Porovnajte mikroštruktúru a tvrdosť vzorky danej ocele s nízkym obsahom uhlíka a legúr (označenie vzorky A27) so vzorkami ocele ČSN 14 109 (označenie vzoriek A12 a A13) s vyšším obsahom uhlíka a chrómu vysvetlite získané výsledky.

9. IRA A ARA DIAGRAMY

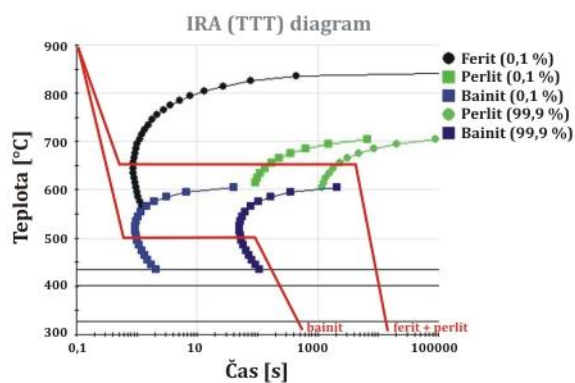
Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s princípmi zostrojovania transformačných diagramov rozpadu austenitu, ku ktorému dochádza pri ochladzovaní uhlíkových a legovaných ocelí po austenitizácii a definovať podmienky a mechanizmus izotermického a anizotermického rozpadu austenitu. Charakterizovať možné výsledné morfológie mikroštruktúry po izotermickom a anizotermickom rozpade austenitu a oboznámiť sa s určením podielu jednotlivých fáz, resp. štruktúrnych zložiek vo výslednej mikroštruktúre ocelí a s hodnotami ich tvrdosti.

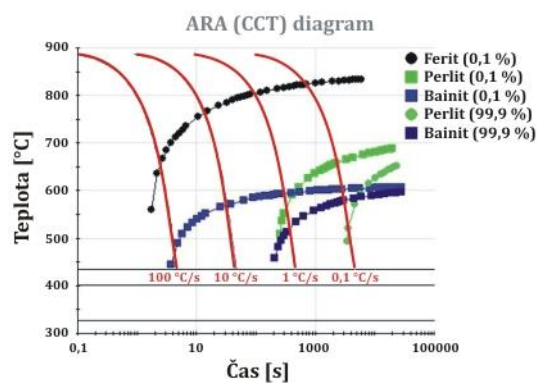
Teoretické východiská

Najčastejšími fázovými transformáciami, ku ktorým dochádza pri spracovaní ocelí v praxi je austenitizácia pri ich ohreve a transformácia austenitu na rôzne fázy a štruktúrne zložky pri ich ochladzovaní. Z predchádzajúcich kapitol je jasné, že počas **austenitizácie** ocelí dochádza k fázovej premene heterogénnej zmesi feritu a cementitu, príp. karbidov vo forme rôznych štruktúrnych zložiek na homogénnu štruktúru austenitu. Po tomto procese nasleduje spravidla riadený **rozpad austenitu** pri ochladzovaní ocele rôznymi rýchlosťami, napr. na vzduchu v prípade normalizačného žihania, vo vode alebo oleji v prípade kalenia a pod., ktorého cieľom je dosiahnuť požadovanú mikroštruktúru ocele tvorenú feritom, perlitom, cementitom, bainitom, martenzitom alebo ich kombináciou. Teda dôležitou súčasťou technologických postupov tepelného spracovania ocelí s austenitizáciou je nie len samotný ohrev ocelí, ale aj ich ochladzovanie, pri ktorom nastáva spomínaná transformácia austenitu v tuhom stave na iné fázy.

Riadenými spôsobmi ochladzovania austenitu je teda možné do výraznej miery ovplyvňovať výslednú mikroštruktúru ocelí, jej charakter, zloženie, aj podiel možných fáz, resp. štruktúrnych zložiek a teda aj finálne mechanické a funkčné vlastnosti ocelí. Na základe údajov uvedených v predošlých kapitolách vieme popísať podstatu perlitickej, bainitickej aj martenzitickej premeny a poznáme mechanizmus aj kinetiku týchto transformácií. Pri ochladzovaní austenitu dochádza k jeho rozpadu a k transformácii na fázy a štruktúrne zložky, ktoré presne odpovedajú termodynamickým podmienkam procesu ochladzovania. V prípade, že je ocel' z austenitizačnej teploty ochladená na požadované teploty feritickej, príp. perlitickej alebo bainitickej premeny a je zabezpečená výdrž na danej teplote požadovaný čas, je tento proces označovaný ako **izotermický rozpad austenitu (IRA)**. Schematicky je postup ochladzovania s izotermickou výdržou daného procesu znázornený na **obr. 9.1**. V prípade, ak je daný proces ochladzovania austenitu kontinuálny s postupným stálym klesaním teploty, tak ho nazývame **anizotermický rozpad austenitu (ARA)**. Charakter anizotermického ochladzovania je zrejmý z **obr. 9.2**.

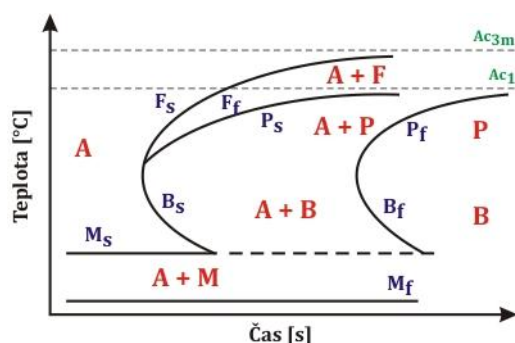


Obr. 9.1 Izotermický rozpad austenitu.

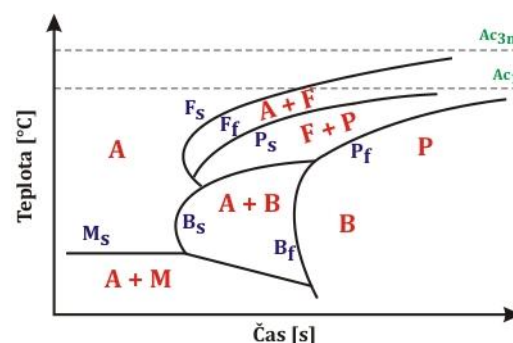


Obr. 9.2 Anizotermický rozpad austenitu.

Pri štúdiu vplyvu spôsobu a rýchlosti ochladzovania ocelí z oblastí teplôt austenitizácie na ich výslednú mikroštruktúru nám poskytujú kľúčové údaje *diagramy izotermického alebo anizotermického rozpadu austenitu*, tzv. **IRA** alebo **ARA diagramy** ocelí, všeobecne označované ako *transformačné diagramy*, resp. *TTT diagramy* (z ang. Time – Temperature – Transformation) v prípade izotermického rozpadu austenitu alebo *CCT diagramy* (Continuous Cooling Transformation) v prípade anizotermického rozpadu austenitu, ktoré znázorňujú dynamické fázové premeny v oceliach. Existencia jednotlivých oblastí formovaných fáz a štruktúrnych zložiek z austenitu v týchto diagramoch závisí od obsahu uhlíka v danej oceli, ako je možné vidieť na **obr. 9.3** v prípade podeutektoidnej ocele a na **obr. 9.4** v prípade nadeutektoidnej ocele.



Obr. 9.3 Transformačný diagram podeutektoidnej ocele.

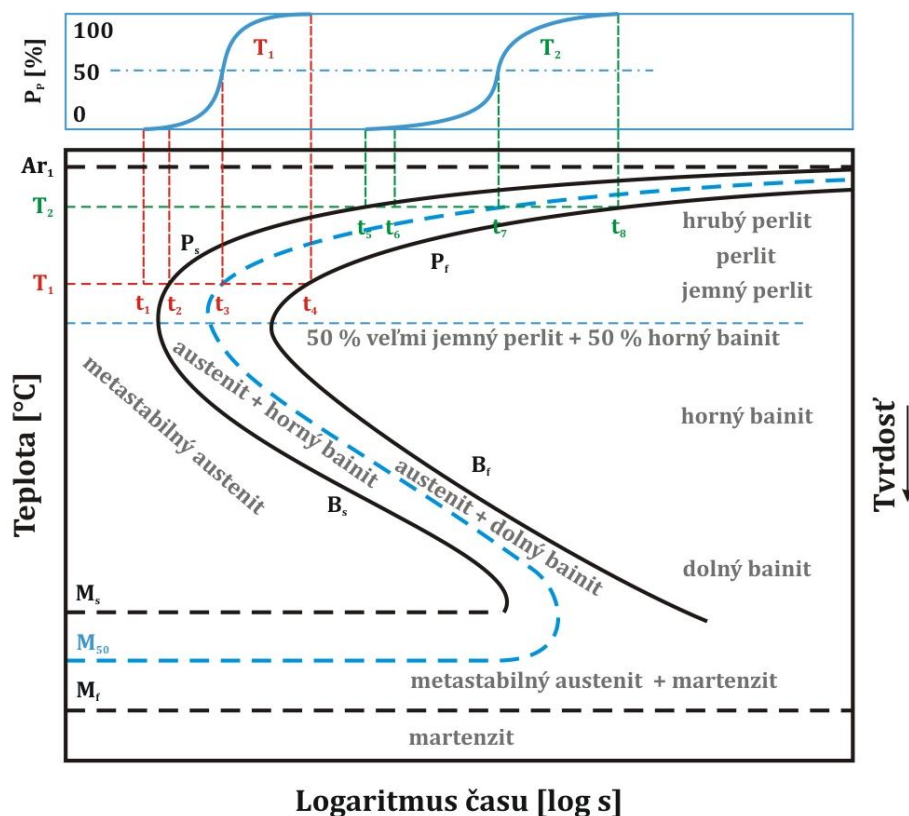


Obr. 9.4 Transformačný diagram nadeutektoidnej ocele.

Transformačné diagramy rozpadu austenitu graficky znázorňujú závislosť zmeny teploty počas fázovej transformácie a tiež výsledné produkty transformácie austenitu a ich možné kombinácie, príp. objemové podiely fáz. V prípade, ak počas ochladzovania ocelí dochádza k určeným teplotným výdržiam, sa tieto diagramy označujú ako **izotermické transformačné diagramy** a udávajú nám kinetiku izotermických transformácií. Na zostrojenie týchto diagramov sa používa množstvo metód, ako napr. metóda ohrevu a ochladzovania v sol'nom kúpeli kombinovaná s metalografickými analýzami štruktúry, meraním tvrdosti, dilatometrickou analýzou, metódou merania elektrického odporu, magnetickej permeability, in-situ difrakčnými technikami s využitím röntgenového alebo neutrónového žiarenia, akustickou emisiou, tepelnými meraciami

technikami, technikami merania hustoty a termodynamickými predikciami. Technika ochladenia ocele na teplotu fázovej premeny v sol'nom kúpeľi kombinovaná s metalografickou analýzou mikroštruktúry a podielu fáz a meraním tvrdosti je najbežnejšou a najpresnejšou metódou na zostrojenie IRA diagramov.

Táto metóda využíva proces žihania vzoriek konkrétnej analyzovanej ocele v kúpeľoch roztavených solí, kde sa prvý sol'ný kúpeľ udržiava na konkrétnej austenitizačnej teplote (napr. 780 °C pre eutektoidnú oceľ) a druhý sol'ný kúpeľ sa udržiava na teplote, pri ktorej má dôjsť k fázovej transformácii (štandardne 700 – 250 °C pre eutektoidnú oceľ). V prvom sol'nom kúpeľi (austenitizačnom) sa potrebné množstvo vzoriek austenitizuje pri teplote 20 – 40 °C nad A_{c3} v prípade podeutektoidných ocelí, 20 – 40 °C nad A_{c1} v prípade eutektoidných ocelí a 20 – 40 °C nad A_{cm} v prípade nadeutektoidných ocelí štandardne počas 1 hodiny. Následne sú vzorky preložené z prvého austenitizačného kúpeľa do druhého sol'ného kúpeľa s určenou teplotou, pri ktorej sa daná izotermická výdrž uskutoční pre presne stanovené časy (napr. $t_1, t_2, t_3, t_4, \dots, t_n$). Následne sa vzorky ochladzujú vo vodnom kúpeľi udržiavanom na izbovej teplote a hodnotí sa mikroštruktúra každej vzorky pomocou metalografických techník. Typ, ako aj množstvo fáz, sa určuje na každej vzorke samostatne. Ide o pomerne zložitý a časovo náročný proces určovania jednotlivých fáz prítomných v štruktúre ocelí a je potrebné stanoviť začiatok a koniec daných fázových premien. Čas potrebný na transformáciu 1 % austenitu na napr. perlit alebo bainit, sa považuje za čas začiatku transformácie a na 99 % austenitu sa považuje za koniec transformácie. Je známe, že kalením vzoriek do vody sa austenit mení na martenzit a pod teplotou približne 230 °C sa zdá, že transformácia je už časovo nezávislá a je iba funkciou teploty. Avšak aj v tejto oblasti je potrebné stanoviť podiel vzniknutého martenzitu a na to sa používa nasledovná technika. Po ohriatí v druhom sol'nom kúpeľi špecifickej teploty sa vzorka opäť na veľmi krátky čas zohreje mierne nad 230 °C a pôvodne transformovaný martenzit sa tým popustí a po naleptaní Nitalom má pri pozorovaní svetelným mikroskopom vo svetlom poli tmavý vzhľad a tým je ho možné odlíšiť od čerstvo vytvoreného martenzitu, ktorý má svetlý vzhľad. Teda po zahriatí nad 230 °C sa vzorky ochladia vo vodnom kúpeľi a pôvodne transformovaný martenzit v mikroštruktúre stmavne a zostávajúci austenit sa premení na čerstvý martenzit, ktorý má svetlý vzhľad. Následne sa stanovuje množstvo tmavých aj svetlých útvarov martenzitu. Aj v tomto prípade sa teplota druhého sol'ného kúpeľa, pri ktorej sa vytvorí 1 % tmavého martenzitu pri zahriatí o niekoľko stupňov nad túto teplotu (230 °C pre bežnú uhlíkovú eutektoidnú oceľ) považuje za počiatočnú teplotu formovania martenzitu (označená M_s) a teplota sol'ného kúpeľa, pri ktorej vznikne 99 % martenzitu sa považuje za teplotu konca formovania martenzitu (M_f). Na základe podrobnej metalografickej analýzy sa následne teploty transformácie austenitu vynesú do súradného systému teploty v závislosti od času na logaritmickú stupnicu, čo je podstatou zostrojenia IRA diagramu. Tvar diagramu pripomína písmeno S alebo C, a preto sa niekedy tieto diagramy označujú aj ako S-krivky alebo C-krivky. Schematické znázornenie takéhoto diagramu s presne zadefinovanými oblasťami a podielom jednotlivých fáz prítomných v štruktúre ocele je uvedené na **obr. 9.5** pre bežnú uhlíkovú oceľ eutektoidného zloženia.



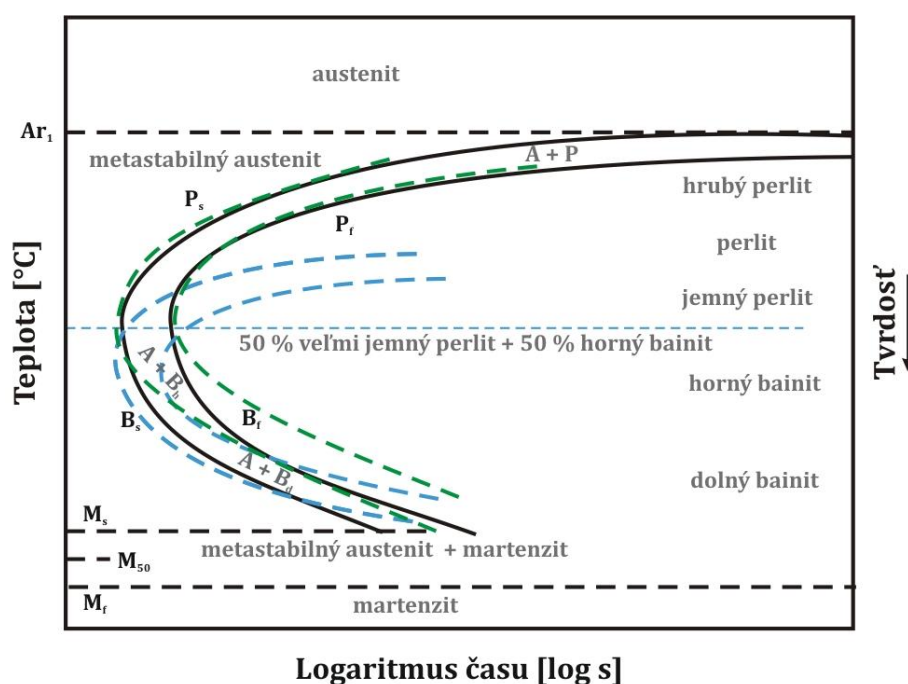
Obr. 9.5 Schematické znázornenie IRA diagramu uhlíkovej eutektoidnej ocele s určením objemového podielu fáz prítomných v jej štruktúre.

Ako je na **obr. 9.5** možné vidieť, pri teplote tesne pod hodnotou A_{r1} sa vytvára hrubý perlit v dôsledku nízkej hnacej sily alebo rýchlosti nukleácie. Pri nižších teplotách a teda vyšších podchladeníach sa tvorí jemnejší perlit a v teplotnej oblasti tesne nad „nosom“ kriviek diagramu sa tvorí veľmi jemný perlit. Blízko eutektoidnej teploty je podchladenie nízke, takže hnacia sila premeny je malá. Avšak so zvyšujúcim sa podchladením sa transformácia zrýchľuje, až kým sa nedosiahne maximálna rýchlosť v oblasti „nosa“ krivky. Pod touto teplotou sa hnacia sila transformácie kontinuálne zvyšuje, ale reakciu spomaľuje nižšia rýchlosť difúzie. To je dôvod, prečo daná krivka nadobúda tvar písmena „C“ s najrýchlejšou celkovou transformáciou pri určitej strednej teplote.

Na danom diagrame (**obr. 9.5**) v hornej časti je znázornený vývoj podielu perlitu pri perlitickej transformácii pri dvoch rôznych teplotách T_1 a T_2 . Ako je možné vidieť, pri teplote T_1 sa transformácia rozbehne až po inkubačnej dobe (čas t_2 pri T_1). Čas t_2 v danom diagrame znázorňuje začiatok transformácie austenitu na perlit (P_s). V diagramoch je často znázornený aj bod odpovedajúci podielu 50 % transformovaného perlitu (čas t_3 pri T_1) a fázová transformácia pri teplote T_1 je ukončená v čase t_4 (P_f). Analýza podielu prítomného perlitu v mikroštruktúre ocele sa zrealizuje pri rôznych teplotách a následne sa zostroja čiary začiatku a konca transformácie s vyznačením aj čiary pre 50 % podielu študovanej fázy, resp. štruktúrnej zložky.

Z daných diagramov je možné určiť aj oblasti prítomných fáz a štruktúrnych zložiek s charakteristickou morfológiou a určiť, či ide o hrubozrnnú alebo jemnozrnnú štruktúru.

Ako je možné vidieť na **obr. 9.5**, pri vysokej teplote transformácie pri malom podchladzovaní vzniká hrubý perlit, pri teplote tesne nad „nosom“ kriviek vzniká jemný perlit a v oblasti „nosa“ kriviek je prítomný v štruktúre súčasne jemný perlit aj horný bainit, aj napriek tomu, že mechanizmy ich vzniku sú úplne odlišné. „Nos“ daných kriviek je výsledkom superpozície „nosov“ transformačných kriviek perlitickej reakcie a bainitickej reakcie, čo je schematicky znázornené na **obr. 9.6**. Na daných diagramoch je zrejmá aj oblasť tvorby horného bainitu pri teplotách mierne pod „nosom“ kriviek a tiež oblasť tvorby spodného bainitu pri nižšej teplote, avšak nad teplotou, pod ktorou dochádza k tvorbe martenzitickej štruktúry. Pri ochladzovaní metastabilného austenitu vzniká 1 % martenzitu pri teplote asi 230 °C a transformácia má atermický charakter, t. j. množstvo transformovanej fázy je nezávislé od času transformácie, ale je funkciou samotnej teploty transformácie. Táto teplota sa nazýva teplota začiatku martenzitickej premeny M_s . Pod touto teplotou počas ochladzovania metastabilného austenitu pri rôznych teplotách množstvo martenzitu rastie s klesajúcou teplotou a s časom sa nemení. Teplota, pri ktorej sa vytvorí 99 % martenzitu, sa nazýva teplota konca martenzitickej premeny M_f .



Obr. 9.6 Schematické znázornenie superpozície „nosov“ transformačných kriviek perlitickej a bainitickej reakcie v prípade uhlíkovej eutektoidnej ocele.

Zostrojenie **anizotermických transformačných diagramov** vyššie popísaným postupom nie je možné, nakoľko ide o plynulé kontinuálne ochladzovanie ocelí z teplotnej oblasti austenitu až na izbovú teplotu. Je nutné zadať priebehy transformácie pri rôznych rýchlostiach ochladzovania, ktoré sa najčastejšie v praxi uskutočňujú pomalým riadeným ochladením s pecou, ochladzovanie na vzduchu s rôznymi teplotami, a v iných tekutých ochladzovacích prostrediach. V tomto prípade sú nevyhnutné in-situ difrakčné röntgenové alebo neutrónové merania vzoriek ocelí s cieľom stanoviť fázové zloženie počas celého procesu ich ochladzovania. Merania sa realizujú v špeciálnych komorách,

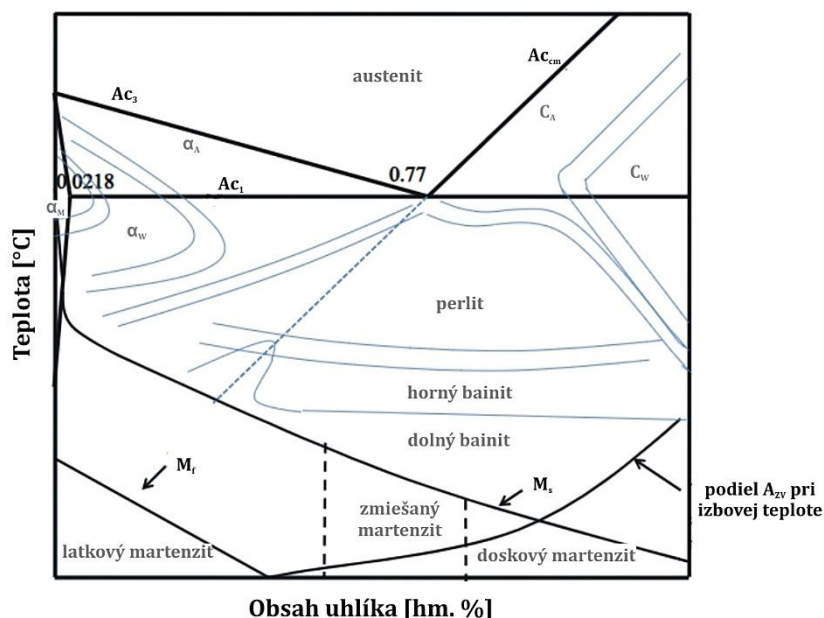
resp. pieckach, v ktorých je v prvom kroku daná vzorka ocele ohriata na austenitizačnú teplotu s dostatočnou výdržou (homogenizácia austenitu) a následne je vzorka postupne riadene ochladzovaná. Počas celého procesu ochladzovania v presne zadefinovaných intervaloch je vzorka ožiarená a difrakčné záznamy sa následne vyhodnocujú a stanovuje sa druh a podiel fáz v mikroštruktúre.

Tvar a charakter kriviek v transformačných diagramoch austenitu ovplyvňujú viaceré faktory, no najmä chemické zloženie ocelí (obsah uhlíka a legujúcich prvkov) a morfológia austenitických zŕn formovaných v procese austenitizácie (veľkosť zŕn, homogenita austenitu). So zvyšujúcim sa obsahom uhlíka v oceliach do eutektoidného obsahu 0,77 hm. % teplota Ac_3 postupne klesá a podobne klesá aj teplota Ar_3 , t. j. austenit sa stabilizuje. Z tohto dôvodu inkubačná doba transformácie austenitu na perlit sa predlžuje, čo znamená, že začiatočná C-krivka sa posúva doprava (smerom k dlhším časom). Avšak v prípade obsahu uhlíka nad eutektoidný 0,77 hm. % už zvyšujúci obsah uhlíka nevedie k nárastu teploty, resp. čiar Ac_1 perlitickej premeny t. j. austenit sa stáva menej stabilným vzhľadom na predchádzajúcu precipitáciu sekundárneho cementitu. Transformácia austenitu na perlit sa tak stáva rýchlejšou, a preto sa počiatočná C-krivka pohybuje smerom doľava (smerom ku kratším časom). Kritická rýchlosť ochladzovania potrebná na zabránenie perlitickej transformácie sa zvyšuje so zvyšujúcim sa, alebo klesajúcim percentom uhlíka v porovnaní s eutektoidnou koncentráciou 0,77 hm. % C a pre eutektoidnú ocel s 0,77 hm. % je minimálna. Podobné správanie ako pri počiatočných C-krivkách je aj v prípade konečných C-kriviek v daných transformačných diagramoch. Zo štúdia týchto diagramov je tiež zrejmé, že tvorbe perlitu v prípade podeutektoidných ocelí predchádza tvorba feritu a pri nadeutektoidných oceliach tvorba sekundárneho cementitu.

Formované fázy a štruktúrne zložky pri izotermickom rozpade austenitu môžu mať rôzny charakter a pre ocele s rôznym obsahom uhlíka je výskyt ich morfológie znázornený na **obr. 9.7**. V prípade podeutektoidných ocelí výsledkom proeutektoidnej transformácie austenitu je ferit alotriomorfnej morfológie (α_A), s Widmanstättenovou morfológiou (α_W) alebo masívny ferit (α_M). Alotriomorfný ferit sa na hraniciach austenitických zŕn tvorí pri teplote blízkej Ac_3 pri nízkom podchladení. Widmanstättenova morfológia feritu vzniká pod Ac_1 pri vyššom podchladení. Existujú však aj tzv. prekrývajúce sa oblasti, v ktorých sa vyskytuje ferit s alotriomorfnou aj Widmanstättenovou morfológiou. Rovnoosý ferit sa tvorí v oceliach s nižším obsahom uhlíka do 0,29 hm. % C. Pre nízkouhlíkové ocele existujú prekrývajúce sa oblasti, kde môžu byť pozorované rovnoosé zrná feritu aj útvary Widmanstättenovej morfológie. Pri veľmi nízkom obsahu uhlíka sa v prípade rozpadu austenitu pri vyšších rýchlostiach ochladzovania tvorí masívny ferit. V prípade nadeutektoidných ocelí výsledkom proeutektoidnej transformácie sú útvary sekundárneho cementitu taktiež rôznej morfológie. Ide o alotriomorfné platne (C_A) na hraniciach zŕn alebo o Widmanstättenove platne (C_W). Masívna morfológia sekundárneho cementitu v oceliach s nadeutektoidným obsahom uhlíka nevzniká. Alotriomorfná morfológia sekundárneho cementitu sa tvorí na hraniciach zŕn austenitu hlavne pri transformácii blízko teploty Ac_{cm} a Widmanstättenove platne sa tvoria v širšom

teplotnom rozsahu ako v podeutektoidných oceliach. Oblasti s alotriomorfou a Widmanstättenovou morfológiou sekundárneho cementitu sa rovnako ako u podeutektoidných oceliach môžu prekrývať.

V diagrame na **obr. 9.7** môžeme vidieť aj oblasť perlitickej a bainitickej premeny. Oblasť bainitickej transformácie existuje v rozsahu 550 až 250 °C. Pri vyššej teplote vzniká horný bainit a pri nižšej teplote vzniká dolný bainit. So zvyšujúcim obsahom uhlíka v oceliach sa rozpad austenitu na ferit sťažuje. Keďže bainitická transformácia začína najmä nukleáciou feritu, rozsah bainitickej transformácie sa posúva k dlhším časom a k nižšej teplote. So zvyšujúcim sa obsahom uhlíka sa zvyšuje množstvo karbidov medzi latkami v hornom bainite a karbidy sa stávajú spojitou fázou. Avšak pri nižšom obsahu uhlíka sú to diskkrétne častice a množstvo karbidov je menšie v oboch typoch bainitov. Teploty začiatkov a koncov transformácie pre oba typy bainitov výrazne klesajú so zvyšujúcim sa obsahom uhlíka v oceliach. Zvýšenie obsahu uhlíka však uľahčuje tvorbu dolného bainitu.

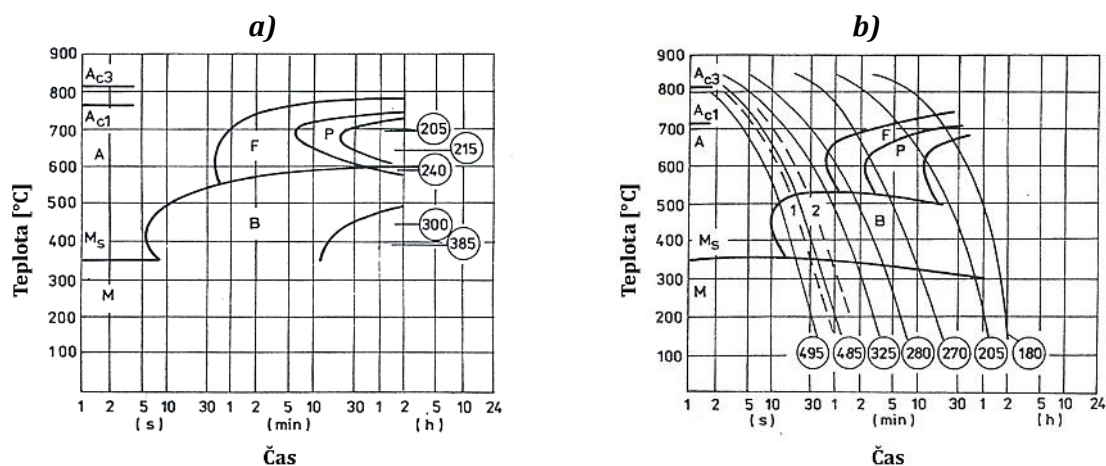


Obr. 9.7 Schematické znázornenie vzniku jednotlivých morfológií proeutektoidných fáz pri izotermickom rozpade austenitu.

Na kinetiku rozpadu austenitu majú veľký vplyv aj legujúce prvky. Prvky, ktoré sa rozpúšťajú vo ferite alebo v cementite a nevytvárajú špeciálne karbidy ovplyvňujú len rýchlosť premeny, prvky ako Co a Al urýchľujú rozpad austenitu a Mn, Ni, Cu a Si rozpad austenitu spomaľujú. Karbidotvorné prvky neovplyvňujú len na rýchlosť premeny, ale vplývajú aj na kinetiku rozpadu a tým menia aj tvar transformačných diagramov. Prvky ako Cr, Mo a W vplývajú na rozpad austenitu pri rôznych teplotách rôzne. V rozmedzí teplôt 600 – 500 °C spomaľujú rozpad, pri teplotách 500 – 400 °C je spomalenie rozpadu austenitu veľmi veľké a pri teplotách 400 – 300 °C rozpad austenitu urýchľujú. Tieto skutočnosti vedú k tomu, že na krivkách transformačných diagramov vznikajú dve oblasti malej stability austenitu. V komplexne legovaných oceliach je vplyv legujúcich prvkov na

polohu a tvar kriviek rozpadu austenitu veľmi veľký aj pri nízkom obsahu každého z nich. Preto konštrukčné ocele s požadovanou veľkou prekaliteľnosťou sú vždy legované komplexne.

V niektorých prípadoch transformačných diagramov autori noriem a materiálových listov uvádzajú aj úroveň tvrdosti ocelí, ktoré odpovedajú jednotlivým režimom ich ochladzovania, teda fázovým transformáciám so špecifickou výslednou mikroštruktúrou. To má hlavne praktický význam pre inžiniersku prax na rýchle a orientačné posúdenie výsledného produktu rozpadu austenitu na základe hodnoty tvrdosti, ktorú je možné pomerne rýchlo zmerať bez nutnosti odberu metalografickej vzorky a posúdenia charakteru mikroštruktúry. Hodnoty tvrdosti sa štandardne znázorňujú na pravej osi daných transformačných diagramov alebo sú priamo uvedené pre príslušné režimy ochladzovania pri jednotlivých izotermách (IRA diagramy) alebo pod krivkami definujúcimi proces plynulého ochladzovania (ARA diagramy). Na **obr. 9.8** sú znázornené transformačné diagramy podeutektoidnej Cr-Mo ocele s vyznačenými hodnotami tvrdosti podľa Vickersa HV v prípade IRA a ARA diagramov.



Obr. 9.8 Transformačné diagramy podeutektoidnej ocele ČSN 15 131 (EN 34CrMo4, W.Nr. 1.7220) s vyznačenou tvrdosťou HV v prípade: IRA diagramu (a) a ARA diagramu (b).

Zhrnutie

Transformácia vysokoteplotného tuhého roztoku – austenitu v oceliach nastáva po ich austenitizácii počas ich následného ochladzovania. Ide o fázovú transformáciu v tuhom stave, kedy austenit transformuje na fázy a štruktúrne zložky zodpovedajúce termodynamickým podmienkam ochladzovania. Výslednú mikroštruktúru ocelí po ochladení výrazne ovplyvňuje rýchlosť a spôsob ochladzovania austenitu, ktoré môže byť izotermické alebo anizotermické. Izotermický rozpad zahŕňa rýchle ochladenie austenitu na konkrétnu teplotu fázovej premeny a výdrž na tejto teplote určitý čas, počas ktorého prebehne fázová premena. Anizotermický rozpad austenitu predstavuje fázovú premenu, resp. ich komplex počas plynulého, kontinuálneho ochladzovania. Štúdium týchto procesov nám umožňujú transformačné diagramy, ktoré nám poskytujú detailný rozbor priebehu premien austenitu a definujú oblasti stability fáz a štruktúrnych zložiek

v podmienkach izotermickej alebo anizotermickej transformácie ocelí. Na charakter kriviek transformačných diagramov má výrazný vplyv chemické zloženie ocelí a tiež morfológia austenitu. S narastajúcim obsahom uhlíka do eutektoidnej koncentrácie klesá teplota A_{c3} , čo stabilizuje austenit a predlžuje inkubačnú dobu začiatku perlitickej transformácie, čo má za následok posun kriviek fázových transformácií v transformačných diagramoch doprava. Pre ocele s nadeutektoidnou koncentráciou uhlíka sa naopak transformácia austenitu urýchlí a krivky fázových premien v diagramoch sa posúvajú doľava. Výsledná mikroštruktúra po rozpade austenitu obsahuje rôzne štruktúrne zložky s rôznou morfológiou, ako je ferit (alotriomorfny, Widmanstättenov, masívny), perlit (hrubý, jemný), bainit (horný, dolný) a martenzit. Tieto poznatky umožňujú správne vybrať technologické postupu tepelného spracovania ocelí, ktoré zabezpečia ich požadované finálne vlastnosti.

Kontrolné otázky

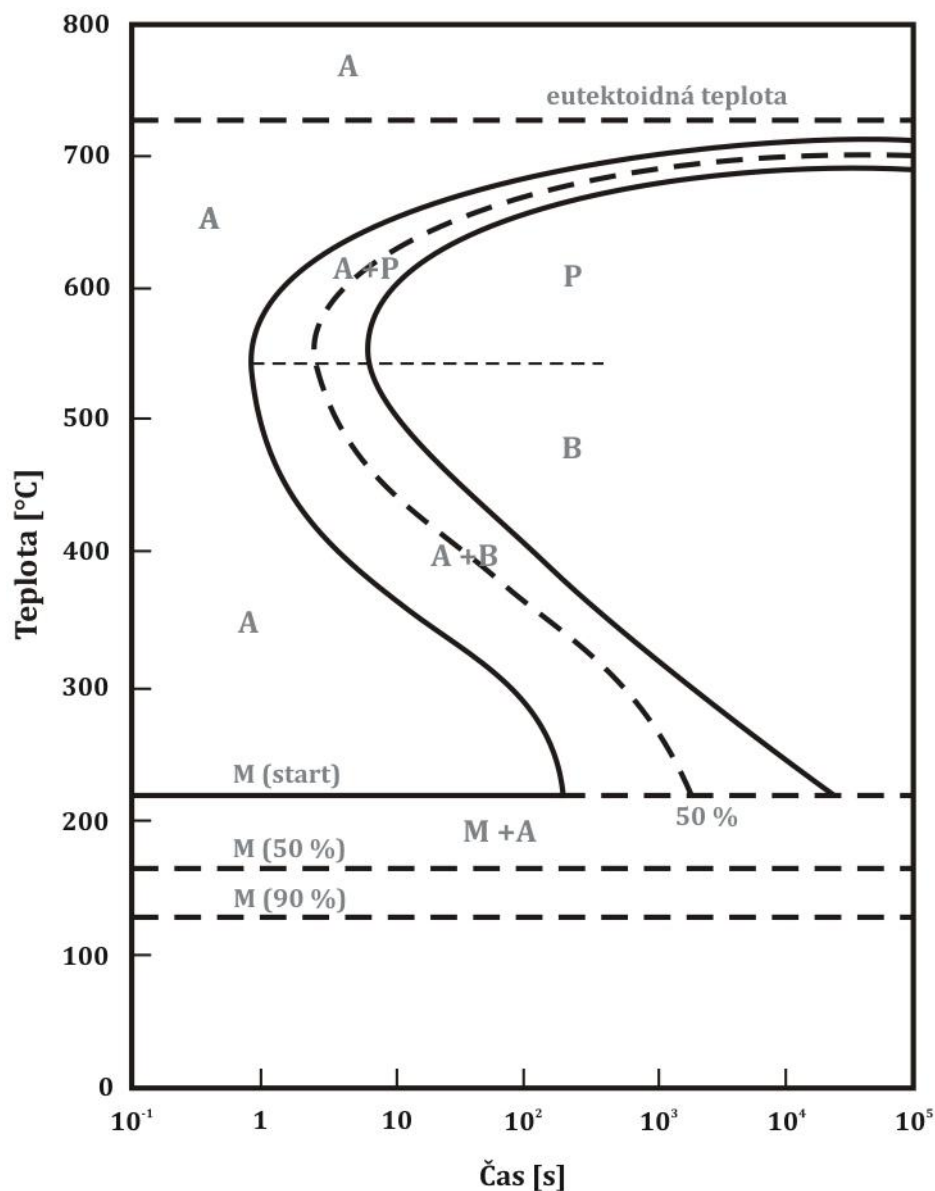
1. Ako je definovaná fázová transformácia austenitu pri ochladzovaní a aké možné produkty tejto transformácie poznáte?
2. Aké druhy fázovej transformácie austenitu pri ochladzovaní poznáte? Charakterizujte ich.
3. Čo sú to transformačné diagramy austenitu v oceliach a aké informácie nám poskytujú?
4. Ako ovplyvňuje tvar a charakter kriviek transformačných diagramov austenitu chemické zloženie ocele z pohľadu obsahu uhlíka a legujúcich prvkov?
5. Ako na proces transformácie austenitu vplýva veľkosť jeho zŕn a homogenita jeho chemického zloženia?

Praktické úlohy cvičenia

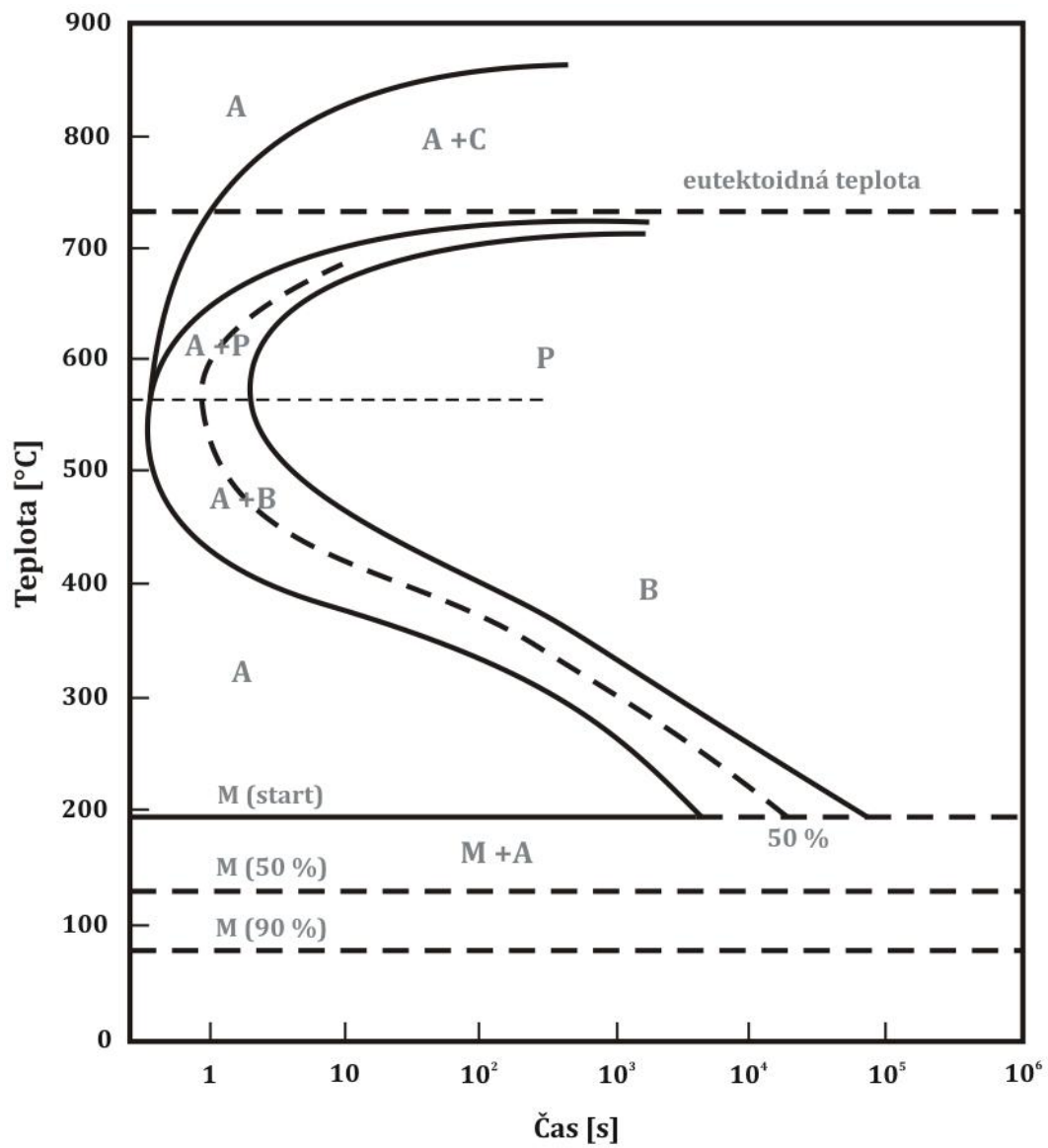
1. Použitím izotermického transformačného diagramu austenitu pre ocel' eutektoidného zloženia (**obr. 9.9**) stanovte finálne mikroštruktúry (podľa vyznačených mikroštruktúrnych zložiek a priemerného percentuálneho obsahu) malých vzoriek, ktoré sa podrobili nasledovnému tepelnému spracovaniu. V každom prípade sa predpokladá, že ohrev bol realizovaný na teplotu 760 °C s dostatočne dlhou výdržou, aby sa dosiahla úplná a homogénna austenitická štruktúra.
 - a) rýchle ochladenie na 350 °C, výdrž 10⁴ s, kalenie na izbovú teplotu
 - b) rýchle ochladenie na 250 °C, výdrž 100 s, kalenie na izbovú teplotu
 - c) rýchle ochladenie na 650 °C, výdrž 20 s, rýchle ochladenie na 400 °C, výdrž 10³ s, kalenie na izbovú teplotu
 - d) rýchle ochladenie na 700 °C, výdrž 10⁴ s, kalenie na izbovú teplotu
 - e) rýchle ochladenie na 700 °C, výdrž 20 h, kalenie na izbovú teplotu
 - f) rýchle ochladenie na 600 °C, výdrž 4 s, rýchle ochladenie na 450 °C, výdrž 10 s, kalenie na izbovú teplotu
 - g) rýchle ochladenie na 400 °C, výdrž 2 s, kalenie na izbovú teplotu
 - h) rýchle ochladenie na 400 °C, výdrž 20 s, kalenie na izbovú teplotu
 - i) rýchle ochladenie na 400 °C, výdrž 200 s, kalenie na izbovú teplotu
 - j) rýchle ochladenie na 575 °C, výdrž 20 s, rýchle ochladenie na 350 °C, výdrž 100 s, kalenie na izbovú teplotu
 - k) rýchle ochladenie na 250 °C, výdrž 100 s, kalenie na izbovú teplotu, opätovný ohrev na 315 °C, výdrž 1 h, pomalé ochladenie na izbovú teplotu
2. Použitím izotermického transformačného diagramu austenitu pre ocel' nadeutektoidného zloženia s obsahom 1,13 hm. % C (**obr. 9.10**) stanovte finálne mikroštruktúry (podľa vyznačených mikroštruktúrnych zložiek) malých vzoriek, ktoré sa podrobili nasledovnému tepelnému spracovaniu. V každom prípade sa predpokladá, že ohrev bol realizovaný na teplotu 920 °C s dostatočne dlhou výdržou, aby sa dosiahla úplná a homogénna austenitická štruktúra.
 - a) rýchle ochladenie na 750 °C, výdrž 100 s, kalenie na izbovú teplotu
 - b) rýchle ochladenie na 650 °C, výdrž 3 s, kalenie na izbovú teplotu
 - c) rýchle ochladenie na 550 °C, výdrž 10 s, kalenie na izbovú teplotu
 - d) rýchle ochladenie na 700 °C, výdrž 10⁵ s, kalenie na izbovú teplotu
 - e) rýchle ochladenie na 650 °C, výdrž 3 s, rýchle ochladenie na 400 °C, výdrž 20 s, kalenie na izbovú teplotu
 - f) rýchle ochladenie na 300 °C, výdrž 100 s, kalenie na izbovú teplotu
 - g) rýchle ochladenie na 300 °C, výdrž 1000 s, kalenie na izbovú teplotu
 - h) rýchle ochladenie na 600 °C, výdrž 7 s, rýchle ochladenie na 450 °C, výdrž 4 s, kalenie na izbovú teplotu

3. **Obr. 9.11** ilustruje transformačný diagram austenitu pre plynulé ochladzovanie ocele podeutektoidného zloženia s obsahom 0,35 % C. Do obrázku vyznačte krivky plynulého ochladzovania tak, aby výsledné mikroštruktúry ocele obsahovali:

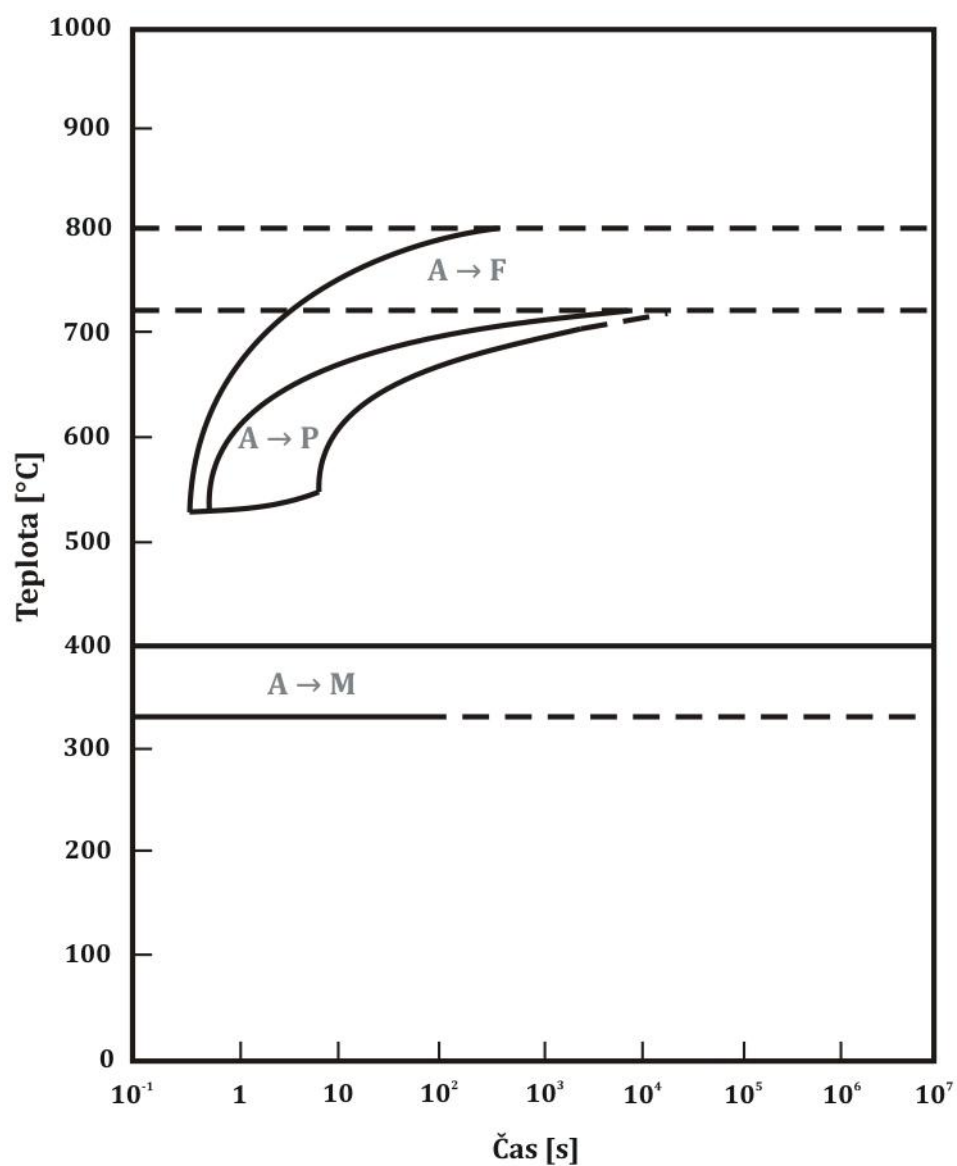
- jemný perlit a proeutektoidný ferit
- martenzit
- martenzit a proeutektoidný ferit
- hrubý perlit a proeutektoidný ferit
- martenzit, jemný perlit a proeutektoidný ferit



Obr. 9.9 Izotermický transformačný diagram austenitu pre ocel' eutektoidného zloženia.



Obr. 9.10 Izotermický transformačný diagram austenitu pre ocel' nadeutektoidného zloženia s obsahom 1,13 hm. % C.



Obr. 9.11 Anizotermický transformačný diagram austenitu pre ocel' podeutektoidného zloženia s obsahom 0,35 hm. % C.

10. POPÚŠŤANIE OCELÍ. VPLYV TEPLoty POPÚŠŤANIA NA ŠTRUKTÚRU A VLASTNOSTI OCELÍ

Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s podstatou a významom procesu popúšťania ocelí a s jednotlivými mikroštruktúrnymi a subštruktúrnymi zmenami ocelí pri popúšťaní. Určiť vplyv teploty a doby popúšťania na charakter mikroštruktúry ocelí a vedieť stanoviť dôsledok zmeny morfológie a fázového zloženia mikroštruktúry na tvrdosť ocelí po popúšťaní. Nadobudnúť praktické skúsenosti s mikroštruktúrnou analýzou stavov ocelí po ich popúšťaní a s hodnotením ich tvrdosti pre posúdenie dosiahnutia požadovaných úrovní tvrdosti popustených ocelí.

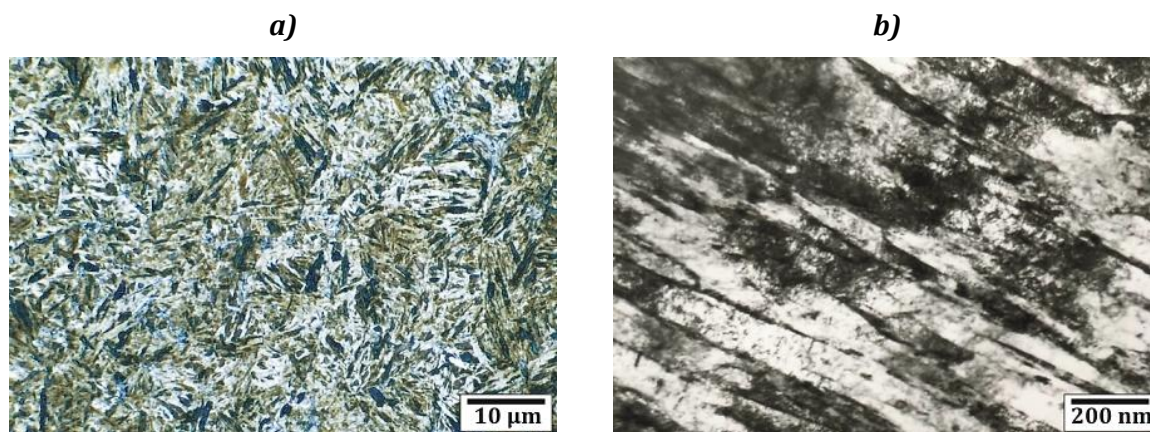
Teoretické východiská

Proces popúšťania ocelí súvisí a v podstate nutne nadväzuje na proces kalenia ocelí spojeného s martenzitickou transformáciou. Výsledkom martenzitickej premeny v oceliach je nestabilný a nerovnovážny stav ich štruktúry, ktorý je sprevádzaný vznikom vysokej úrovne vnútorných napätí termického a štruktúrneho pôvodu. Preto po martenzitickom kalení ocelí je potrebný ďalší krok tepelného spracovania s cieľom zvýšenia stability fázového zloženia ocelí a eliminácie vnútorných napätí. Tepelné spracovanie ocelí pozostávajúce z kalenia a následného popúšťania zlepšuje komplex ich mechanických vlastností a preto takéto tepelné spracovanie je považované za základný druh tepelného spracovania konštrukčných ocelí a označuje sa ako *zušľachtovanie ocelí*.

Popúšťanie je proces tepelného spracovania ocelí, ktorý sa aplikuje hneď po kalení ocelí s cieľom dosiahnutia finálnej úrovne požadovaných mechanických vlastností. Po kalení sa ocele vyznačujú vysokou tvrdosťou, avšak nízkou plasticitou a vysokou krehkosťou. Proces popúšťania znižuje krehkosť ocelí a zároveň zachováva dostatočnú úroveň ich tvrdosti a pevnosti. Hlavným cieľom popúšťania je teda uvoľniť vnútorné napätia vytvorené kalením a znížiť krehkosť ocelí, čím sa docieli zlepšenie najmä ich húževnatosti. Tento proces umožní oceliam do vyššej miery odolávať rôznorodým zaťaženiam bez toho, aby došlo k ich porušeniu.

Proces popúšťania pozostáva z ohrevu zakalenej ocele na teplotu, obvykle v rozmedzí teplôt 150 °C až 700 °C, z výdrže na tejto teplote určitý čas a následného ochladenia na vzduchu alebo v inom vhodnom médiu. Konkrétna teplota a doba popúšťania závisí od požadovaných vlastností konečného ocelového výrobku. Veľmi dôležitý faktor vplývajúci na mechanické vlastnosti ocelí je najmä teplota popúšťania, nakoľko pri popúšťaní prebiehajú difúzne procesy, no dôležitá je aj výdrž na danej teplote, ktorá prispieva k priebehu subštruktúrnych a mikroštruktúrnych zmien. Vlastnosti ocelí po popúšťaní teda závisia hlavne od teploty popúšťania a od doby výdrže na danej teplote.

Je známe, že mikroštruktúra správne zakalenej ocele je tvorená jemnými útvarmi martenzitu s vysokou hustotou mriežkových porúch a malým podielom zvyškového austenitu (**obr. 10.1**). Oceľ s takouto mikroštruktúrou má vysokú tvrdosť, avšak aj náchylnosť ku krehkému porušeniu. Preto je potrebné danú oceľ ďalej tepelne spracovávať procesom popúšťania, kedy prebieha viacero zmien na úrovni subštruktúry a mikroštruktúry ocele, a to k premiestňovaniu, interakciám a anihiláciám mriežkových porúch, k relaxácií vnútorných napätí, rozpadu martenzitu, premene zvyškového austenitu, precipitácii karbidov ako je cementit a pod.

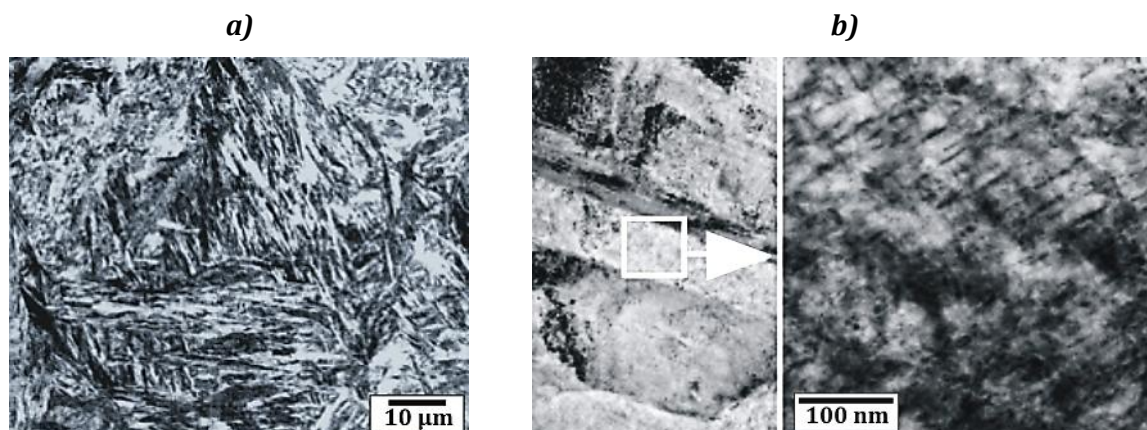


Obr. 10.1 Martenzitická mikroštruktúra (a) a subštruktúra (b) uhlíkovej ocele po kalení.

Východzí stav pre hodnotenie vplyvu teploty popúšťania ocelí je ich stav bezprostredne po kalení. Majú štruktúru tvorenú prevažne martenzitom, štruktúrnou zložkou, ktorá má väčší merný objem ako pôvodný austenit a zvyškovým austenitom, štruktúrnou zložkou s menším merným objemom. Preto fázové premeny prebiehajúce počas popúšťania sú sprevádzané objemovými zmenami. Pri rozpade, resp. premene martenzitu pri popúšťaní dochádza k zmenšovaniu objemu materiálu a pri premene zvyškového austenitu sa objem materiálu zväčšuje. Štandardne s ohrevom zakalenej ocele do teplôt približne 200 °C dochádza k zmenšovaniu objemu, kedy do danej teploty dochádza postupne k zmenšovaniu parametra c tetragonálnej mriežky martenzitu a pomer mriežkových parametrov c/a sa vyrovnáva. Ide o tzv. **prvú etapu popúšťania**. V tejto etape dochádza k premene tetragonálneho martenzitu na popustený kubický martenzit. Pokles tetragonality je spojený s vylučovaním uhlíka z tuhého roztoku. Pri nízkych teplotách popúšťania dochádza k tvorbe metastabilného karbidu iného zloženia ako je cementit. Je to ϵ -karbid $Fe_{2,4}C$ s hexagonálnou kryštalickou mriežkou. Tieto karbidické častice majú doštičkovitý charakter, v počiatočných štádiách ich tvorby sú koherentné s martenzitom a ich veľkosť je obmedzená. Pri náraste doby popúšťania nedochádza k ich rastu, ale k tvorbe nových častíc ϵ -karbidu. Výsledkom prvej etapy popúšťania je vznik popusteného martenzitu (**obr. 10.2**).

Ohrev zakalených ocelí nad 200 °C vedie k premenám spojených s rastom objemu ocelí. Táto etapa označovaná ako **druhá etapa popúšťania** sa uskutočňuje v teplotnom intervale 200 až 300 °C. Pri týchto teplotách dochádza okrem štruktúrnych zmien pozorovaných v prvej etape popúšťania aj k premene zvyškového austenitu na zmes

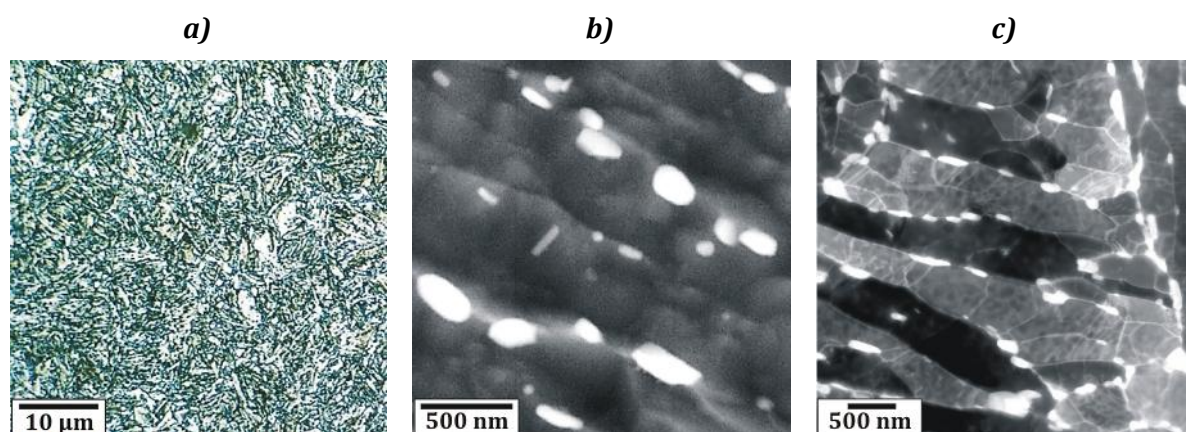
presýteného tuhého roztoku (obvykle na bainit alebo martenzit) a karbidov. Ku koncu druhej etapy popúšťania tuhý roztok stále obsahuje vyšší obsah uhlíka ako je rovnovážny.



Obr. 10.2 Martenzitická popustená mikroštruktúra (a) a subštruktúra (b) uhlíkovej ocele po popúšťaní pri teplote 150 °C.

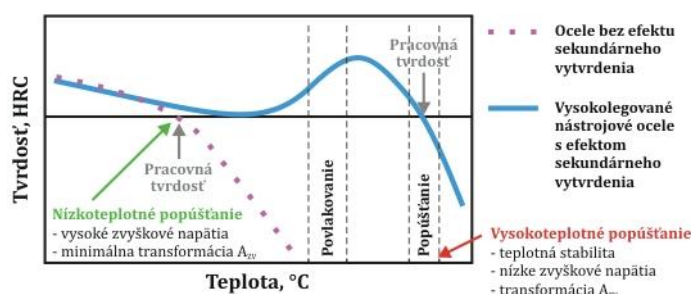
Pri ohreve ocelí nad teplotu 300 °C dochádza opäť k zmenšovaniu objemu ocelí, čo je spôsobené ďalším vylučovaním uhlíka z tuhého roztoku a k znižovaniu vnútorných napätí vznikajúcich v dôsledku predchádzajúcich štruktúrnych zmien. Súčasne dochádza k oddeleniu karbidov od tuhého roztoku. Pri vyšších teplotách popúšťania v rozmedzí 300 až 500 °C dochádza k premene ϵ -karbidu na stabilný cementit Fe_3C , čo vyvoláva výrazný pokles tvrdosti ocelí. V tejto **tretej etape popúšťania** taktiež klesá koncentrácia mriežkových porúch v tuhom roztoku, martenzit sa uzdravuje alebo rekryštalizuje, tyčinkovité útvary cementitu menia svoju morfológiu na globulárne, dochádza k zmene ihlicovitej morfológie útvarov feritu na polyedrické zrná, čo je sprevádzané postupným poklesom tvrdosti ocelí a tiež ich pevnosti, no nárastom ich plasticity a húževnatosti. Výsledkom tejto etapy je vznik jemnej feriticko-cementitickej, príp. feriticko-karbidickej mikroštruktúry, ktorá je označovaná ako *jemný sorbit*.

V prípade popúšťania uhlíkových ocelí na vyššie teploty ako je 500 °C dochádza k nárastu veľkosti a k zmene tvaru častíc cementitu. Menšie častice sa rozpúšťajú a väčšie narastajú a postupne sféroidizujú (majú guľovitý charakter). Ide o **štvrté štádium popúšťania**. Jej výsledkom je feriticko-karbidická mikroštruktúra, ktorú označujeme názvom *hrubý sorbit*. Takáto mikroštruktúra a subštruktúra hrubého sorbitu uhlíkovej ocele po vysokoteplotnom popúšťaní (pri 600 °C) je dokumentovaná na **obr. 10.3**. Navyše v prípade legovaných ocelí dochádza aj k obohacovaniu cementitu o karbidotvorné prvky a jeho ochudobňovaniu o prvky s nižšou afinitou k uhlíku, avšak len do medzných hodnôt. Ak je koncentrácia legúr v oceliach vyššia, tak popri cementite Fe_3C sa v mikroštruktúre tvoria aj iné špeciálne karbidy, ktoré sú pri daných teplotách stabilnejšie, ako napr. karbidy typu MC alebo M_4C_3 v prípade legovania prvkami Ti, V, Nb, W, Zr, typu M_{23}C_6 alebo M_7C_3 v prípade legovania prvkami Cr, Mn, typu M_2C v prípade legovania prvkami Mo, Nb, V, W, Ta a typu M_3C v prípade legovania prvkami Co, Ni, Mn.

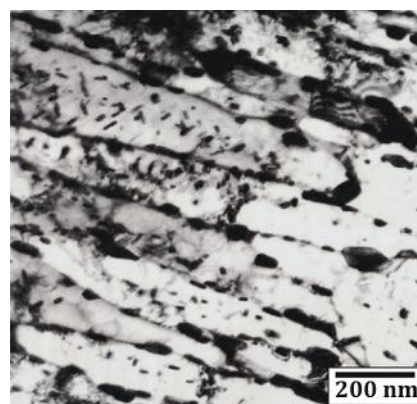


Obr. 10.3 Sorbitická mikroštruktúra uhlíkovej ocele po popúšťaní pri teplote 600 °C dokumentovaná prostredníctvom SM (a) a subštruktúra dokumentovaná SEM (b) a TEM (c).

Popísané štruktúrne zmeny ocelí, ktoré pri popúšťaní prebiehajú, vedú k zmenám ich mechanických vlastností. Ako už bolo uvedené, martenzit má vysokú tvrdosť a tiež vysokú náchylnosť ku krehkému porušeniu. Zvýšenie húževnatosti a zníženie vnútorných napätí vznikajúcich pri kalení zabezpečí zmes feritu a karbidov, ktorá sa vytvorí v oceli pri jej popúšťaní. Keďže popúšťané ocele sa používajú v širokej škále aplikácií, od rezných nástrojov až po rôzne konštrukčné komponenty, sú konkrétne podmienky popúšťania ocelí prispôbené požadovanej úrovne mechanických vlastností ocelí pre každú konkrétnu aplikáciu.



Obr. 10.4 Ilustračný popúšťací diagram ocele bez efektu sekundárneho spevnenia a ocele s efektom sekundárneho spevnenia.



Obr. 10.5 Subštruktúra nástrojovej ocele po sekundárnom vytvrdení pri vysokoteplotnom popúšťaní.

V prípade uhlíkových ocelí dochádza v procese popúšťania k monotónnemu poklesu ich tvrdosti z dôvodu nízkeho podielu zvyškového austenitu a absencie tvorby špeciálnych karbidov legujúcich prvkov pri vyšších teplotách popúšťania. V prípade legovaných ocelí je priebeh špecifický, pretože v dôsledku vzniku špeciálnych, teplotne odolných karbidov pri vyšších teplotách popúšťania (400 až 600 °C) dochádza k zvýšeniu tvrdosti ocelí. Tento jav sa nazýva **sekundárne spevnenie**, resp. **vytvrdenie**. Popúšťací diagram, ktorý udáva závislosť tvrdosti rôznych typov ocelí od teploty popúšťania je znázornený na **obr. 10.4**. Schematicky znázorňuje rozdiel v zmene tvrdosti uhlíkových

ocelí a legovaných ocelí s efektom sekundárneho spevnenia. Na **obr. 10.5** je zobrazená subštruktúra nástrojovej ocele po sekundárnom vytvrdení pri vysokoteplotnom popúšťaní.

Podobne ako v prípade vývoja tvrdosti, je v procese popúšťania zaznamenaný aj vývoj pevnosti ocelí. Medza klzu po nízkotepotnom popúšťaní zakalených ocelí najprv mierne stúpa v dôsledku obmedzenia deformácie, no následne klesá. Charakteristiky plasticity, ako je ťažnosť a kontrakcia, sa zvyšujú s nárastom teploty popúšťania. Zvyšuje sa aj hodnota vrubovej húževnatosti, avšak jej úroveň sa mení v závislosti od výskytu popúšťacej krehkosti, ktorá môže byť trvalá alebo vratná.

Trvalá popúšťacia krehkosť ocelí sa vyskytuje obvykle v tepelnom intervale 250 °C až 350 °C v závislosti od množstva a typu legujúcich prvkov v oceliach. Vzniká priamo pri popúšťaní na kritickej teplote, nie pri ochladzovaní z danej teploty a preto je trvalá. Jej charakteristickou črtou je nízka vrubová húževnatosť ocele a vysoká tranzitná teplota jej vrubovej húževnatosti. Dôsledkom týchto zmien môže byť interkryštalické porušenie takto popustených ocelí, ktoré sa šíri po hraniciach pôvodných zŕn austenitu. Príčina trvalej popúšťacej krehkosti je prednostná precipitácia častíc cementitu na hraniciach zŕn austenitu vo forme sieťovia. Jej odstránenie nie je prakticky možné, avšak legovaním kremíkom je možné jej existenciu posunúť k vyšším teplotám, nakoľko prísada Si rozširuje oblasť existencie ϵ -karbidu do vyšších teplôt a brzdí vznik jemného sieťovia cementitu na hraniciach pôvodných zŕn austenitu. Pri vyšších teplotách popúšťania častice karbidov na daných hraniciach koagulujú a hrubnú a krehkosť sa neobjavuje.

Vratná popúšťacia krehkosť je pozorovaná v prípade ocelí, ktoré obsahujú povrchovo aktívne prvky ako sú Sb, Sn a P a sú popúšťané nad teplotu približne 450 °C. Jej znakom je rovnako ako v prípade trvalej popúšťacej krehkosti nízka vrubová húževnatosť ocelí, ich vysoká tranzitná teplota a vznik interkryštalického lomu pri ich namáhaní. Je však možné tento typ skrehnutia ocelí odstrániť. Vzniká pri výdrži na teplote popúšťania, najintenzívnejšie v rozsahu 525 až 550 °C alebo počas ochladzovania z vysokých teplôt popúšťania, pri ktorom sú popustené ocele ochladzované cez daný kritický teplotný interval dlhšiu dobu. Jej príčinou je segregácia spomínaných prvkov Sb, Sn a P, ale aj C na hranice pôvodných zŕn austenitu a tvorba karbidov na týchto hraniciach. Vzniku tejto krehkosti je možné do istej miery zabrániť legovaním ocelí molybdénom, ktorý je prednostne viazaný v karbidoch a teda neumožňuje segregáciu uhlíka k hraniciam pôvodných austenitických zŕn.

Zhrnutie

Popúšťanie je súčasťou zušľachtovania ocelí a je významným a kľúčovým procesom tepelného spracovania. Týmto tepelným spracovaním je možné doceliť zlepšenie stavu ocelí a získať optimálnu kombináciu ich tvrdosti a húževnatosti. Počas popúšťania dochádza k zmenám mikroštruktúry a subštruktúry zakalených ocelí, k difúznym

procesom a dejom, ktoré sú silno závislé od výšky teploty popúšťania a doby výdrže na popúšťacej teplote. Dochádza najmä k prerozdeleniu atómov uhlíka v martenzite, k premiestneniu atómov uhlíka k dislokáciám a ich prerozdeleniu v tetragonálnej, resp. kubickej objemovo centrovanej kryštalickej mriežke. Pri rozpade martenzitu sa v štruktúre vytvárajú oblasti obohatené o uhlík, tvoria sa karbidy, dochádza k zmene štruktúry a rozloženiu karbidov, k rozpadu zvyškového austenitu a v závislosti od legovania a tepelného intervalu popúšťania, aj k vylúčeniu disperzných častíc špeciálnych karbidov v tuhom roztoku. Taktiež dochádza k relaxácii napätí, ktorá je vyvolaná zmenou subštruktúry martenzitu, k rekryštalizácii martenzitu, resp. feritu a ku koagulácii karbidov vo feritickej matici. Tieto zmeny sa vo výraznej miere prejavujú na úrovni mechanických vlastností popúšťaných ocelí.

Kontrolné otázky

1. Charakterizujte proces zušľachtovania ocelí a čo je jeho podstatou?
2. Ako je definované popúšťanie a aký je jeho praktický význam?
3. Charakterizujte etapy popúšťania ocelí.
4. Čo je to popúšťacia krehkosť a aké druhy poznáte?
5. Ako je definované sekundárne spevnenie ocelí a aký má praktický význam?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom pozorujte, dokumentujte a analyzujte vzorky dvoch typov ocelí ČSN 12 050 (EN C45, W.Nr. 1.0503) a ČSN 14 341 (DIN 38CrSi6-5) po popúšťaní, ktoré nasledovalo bezprostredne po ich kalení. Jednotlivé štruktúrne zložky definujte a popíšte. Chemické zloženie analyzovaných ocelí je uvedené v **tab. 10.1**.

Tab. 10.1 Chemické zloženie ocelí ČSN 12 050 a ČSN 14 341 [hm. %].

ocel'	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
ČSN 12 050	0,42 – 0,50	0,50 – 0,80	0,17 – 0,37	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,04	max. 0,04	zv.
ČSN 14 341	0,34 – 0,42	0,30 – 0,60	1,00 – 1,30	1,30 – 1,60	-	-	max. 0,035	max. 0,035	zv.

2. Odmerajte tvrdosť podľa Rockwella (HRC) vzoriek daných ocelí a hodnoty tvrdosti zapíšte do **tab. 10.2**. Z nameraných hodnôt graficky znázorníte závislosť tvrdosti ocelí od teploty ich popúšťania.

Tab. 10.2 Označenie vzoriek ocelí pre metalografickú analýzu podľa teploty popúšťania a namerané hodnoty tvrdosti.

Označenie vzoriek	Teplota popúšťania [°C]	HRC	
		ČSN 12 050 (C)	ČSN 14 341 (T)
0	0		
20	200		
25	250		
30	300		
35	350		
40	400		
45	450		
50	500		
55	550		
60	600		
65	650		

3. Na základe mikroštruktúrnej analýzy a teoretických poznatkov odôvodnite zmenu tvrdostí daných ocelí v závislosti od teploty popúšťania.

11. REKRYŠTALIZÁCIA. VPLYV REKRYŠTALIZAČNÉHO ŽÍHANIA NA ŠTRUKTÚRU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELÍ

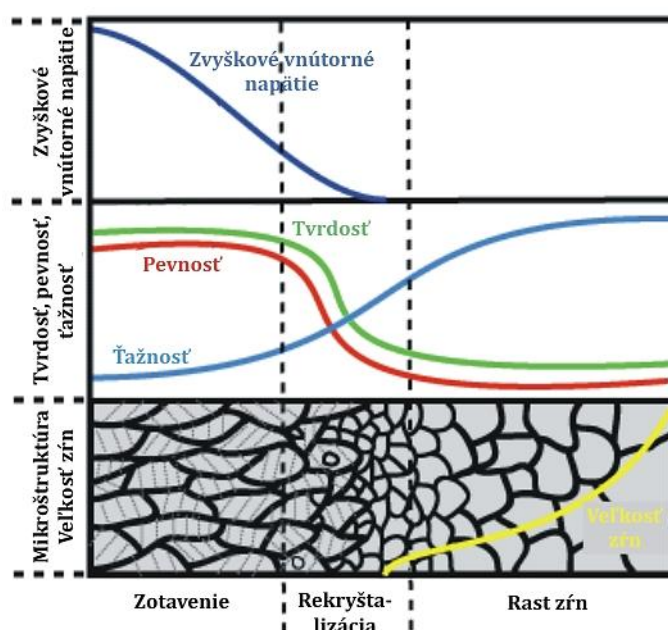
Cieľ cvičenia

Oboznámiť sa s podstatou deformačného spevnenia kovových materiálov pri ich plastickej deformácii za studena, s procesom zotavenia a rekryštalizácie ich deformovanej mikroštruktúry a s faktormi ovplyvňujúcimi tieto odpevňujúce procesy. Získať vedomosti o kinetike a mechanizme týchto procesov a praktické zručnosti z vyhodnocovania vplyvu rekryštalizačného žíhania na mikroštruktúru a úroveň mechanických vlastností ocelí.

Teoretické východiská

Ak kovy a ich zliatiny plasticky deformujeme, či už v procese materiálových skúšok pri izbovej teplote (napr. ťahom, tlakom, ohýbaním alebo krutom) alebo v procese tvárnenia za studena (napr. pri valcovaní, ťahaní, lisovaní a pod.), dochádza k ich **deformačnému spevneniu**. Pri plastickej deformácii za studena narastá v kryštalickej mriežke kovového materiálu množstvo mriežkových porúch, narastá koncentrácia vakancií, vrstevných chýb, hraníc zŕn a dvojčiat, no hlavne sa zvyšuje hustota dislokácií, čo sa prejavuje zvýšením jeho vnútornej energie. Po nahromadení dislokácií dochádza k ich interakciám, ich pohyb je zložitejší a sťažuje sa, a to vedie k zvyšovaniu vnútorných napätí a zvýšeniu odporu materiálu voči ďalšej deformácii. Výsledkom je už spomínané deformačné spevnenie materiálu, pričom sa zvyšuje jeho medza klzu, medza pevnosti aj tvrdosť, no zároveň sa znižuje jeho ťažnosť a plasticita. Tento jav sa využíva najmä vo výrobe kovových materiálov na zvýšenie ich pevnosti bez nutnosti ich tepelného spracovania. Avšak na druhej strane, deformačné spevnenie vedie k zníženiu plasticity kovového materiálu a tým sa zvyšuje riziko jeho krehkého porušenia pri ďalšej deformácii. Preto je často potrebné kombinovať tento proces s tepelným spracovaním označeným ako **rekryštalizačné žíhanie** s cieľom zníženia úrovne pevnostných charakteristík a tvrdosti, no zvýšenia plasticity daného kovového materiálu. Počas tohto žíhania sa deformačne spevnený kovový materiál regeneruje a postupne sa stáva opäť tvárnym a pri žíhaní na dostatočne vysokej teplote počas dostatočnej doby môže opäť nadobudnúť svoje pôvodné vlastnosti. Tieto procesy sú príčinou zmäkčenia deformačne spevnených kovových materiálov pri žíhaní a označujú sa ako **procesy zotavenia a rekryštalizácie**.

Na **obr. 11.1** je schematicky znázornený vývoj mikroštruktúry počas zotavenia a rekryštalizácie za studena deformovaných kovových materiálov so zameraním na veľkosť zŕn a tiež priebeh mechanických vlastností (pevnosť, tvrdosť, ťažnosť) a vnútorných napätí.



Obr. 11.1 Schematické znázornenie vývoja mikroštruktúry a priebeh mechanických vlastností a vnútorných napätí počas zotavenia a rekryštalizácie.

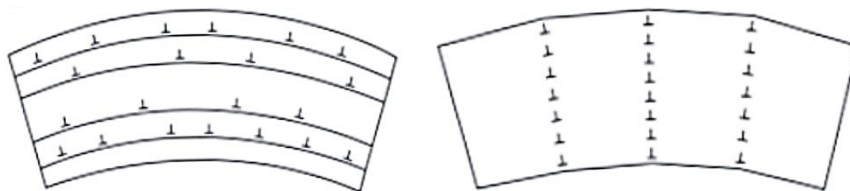
Procesy zotavenia a rekryštalizácie navzájom úzko súvisia a sú veľmi závislé hlavne od teploty a doby žihania. Zotavenie obvykle predchádza rekryštalizácii, avšak nie je možné určiť teplotnú ani časovú hranicu ukončenia procesu zotavenia a začiatku procesu rekryštalizácie, nakoľko v oboch prípadoch ide o znižovanie koncentrácie a hustoty porúch v mriežke deformačne spevneného kovu prostredníctvom migrácie mriežkových porúch. Hlavným rozdielom medzi týmito procesmi je, že počas procesu zotavenia kovových materiálov dochádza k vymiznutiu elastických napätí a eliminácii mriežkových porúch bez migrácie, teda bez pohybu hraníc zŕn. Počas rekryštalizácie však dochádza k eliminácii mriežkových porúch práve prostredníctvom migrácie hraníc zŕn, ktoré oddeľujú deformované zrná od nových nedeformovaných rekryštalizovaných zŕn.

Nutnou podmienkou pre rekryštalizáciu štruktúry je jej deformácia za studena určitým minimálnym stupňom deformácie a následné žihanie pri určitej minimálnej teplote. *Rekryštalizačná teplota* T_R je definovaná ako teplota, pri ktorej nastane rekryštalizácia za technicky prijateľný čas. Pre čisté kovy predstavuje $T_R \sim 0,4 \cdot T_m$. Rekryštalizačná teplota nie je pre daný kovový materiál konštantná, ako je napr. *teplota tavenia* T_m , ale závisí od zloženia daného materiálu, jeho mikroštruktúry a stupňa predchádzajúcej plastickej deformácie. *Stupeň deformácie* je kľúčovým faktorom, pretože rekryštalizácia deformovaného kovového materiálu môže nastať až po dosiahnutí určitého kritického stupňa deformácie. Plasticťou deformáciou za studena sa časť vynaloženej deformačnej práce podieľa na tvorbu tepla a časť je uložená do kovového materiálu vo forme vnútornej energie, ktorá sa v danom procese plastickej deformácie akumuluje. Takto deformovaný kovový materiál sa nachádza v nestabilnom stave. Spomínanú uloženú vnútornú energiu z kovového materiálu je možné spätne uvoľniť zvýšením teploty a predstavuje hnaciu silu jednotlivých mechanizmov odpevnenia. Stupeň deformácie teda predstavuje množstvo naakumulovanej energie v deformovanom

kovovom materiáli, čo sa prejaví výraznou zmenou nielen subštruktúry, ale aj mikroštruktúry, kedy je možné pozorovať predĺženie polyedrických zŕn deformovaného materiálu v smere deformácie. Čím je stupeň deformácie vyšší, tým je vyššia naakumulovaná energia v materiáli, štruktúra je viac zdeformovaná a tým je potrebná menšia teplota žihania pre rekryštalizáciu štruktúry. Je avšak nutné uviesť, že rýchlosť rekryštalizácie je vyššia pri vyšších teplotách žihania.

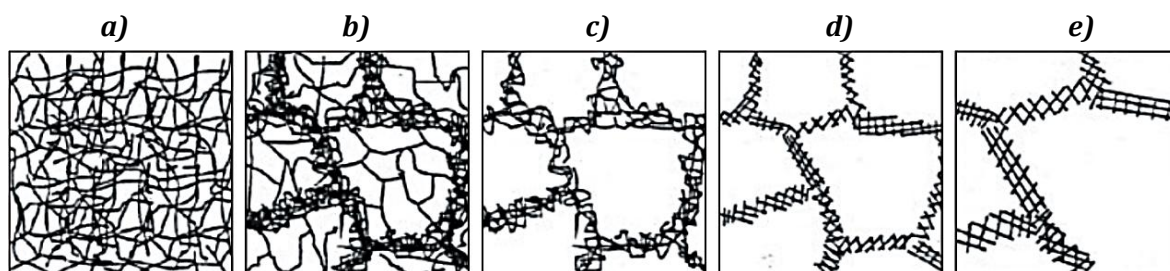
Je známe, že deformácia v polykryštalických kovových materiáloch prebieha vo viacerých sklzových systémoch kryštalickej mriežky kovu a tvorí sa veľké množstvo hranových a skrutkových dislokácií. V procese **zotavenia** dochádza k tepelne aktivovaným zmenám v ich rozdelení v niektorých rovinách prostredníctvom sklzu alebo šplhania. Následne v subštruktúre kovového materiálu dochádza k formovaniu subzŕn alebo buniek s nízkou koncentráciou a hustotou mriežkových porúch vo vnútri subzŕn a k zníženiu elastickej energie prítomných dislokácií, ktoré sa usporiadali do stien buniek, dislokačných stien a malouhlových rozhraní. V priebehu zotavenia dochádza len k čiastočnému obnoveniu mechanických vlastností, avšak dochádza k výrazným zmenám vo fyzikálnych vlastnostiach ako sú napr. elektrický odpor alebo vodivosť, magnetické vlastnosti, pretože dochádza k zdokonaľovaniu subštruktúry a k zníženiu úrovne vnútorných napätí.

Proces zotavenia začína bez inkubačnej doby a pozostáva z dvoch štádií. Prvé štádium zahŕňa *tvorbu subzŕn s dokonale vyvinutými malouhlovými hranicami a zotavenie bodových porúch* a druhé štádium zahŕňa *rast subzŕn*, ktorý pokračuje až do začiatku primárnej rekryštalizácie. Súčasťou zotavenia dislokačnej subštruktúry je teda aj zníženie nadbytočnej koncentrácie bodových porúch na takmer rovnovážnu koncentráciu. Na zotavenie dislokačnej subštruktúry spravidla nadväzuje *polygonizácia*, pri ktorej vzniká typická polygonizačná subštruktúra, tvorená malouhlovými hranicami subzŕn a predstavuje prechod medzi zotavením a primárnou rekryštalizáciou. Jej podstatou je zmena náhodného usporiadania hranových dislokácií rovnakých znamienok do stabilných dislokačných buniek s usporiadaním hranových dislokácií do radov nad sebou, čím vznikajú oddelené mikroobjemy s malou disorientáciou, označované ako polygóny, resp. subzŕn, ktoré sú ilustrované na **obr. 11.2**. Riadiacim procesom je šplhanie dislokácií a hnacou silou tohto procesu je snaha systému znížiť celkovú vnútornú energiu deformovaného kovového materiálu.



Obr. 11.2 Ilustračné znázornenie zmeny náhodného usporiadania hranových dislokácií rovnakých znamienok do stabilných dislokačných buniek v procese polygonizácie.

V priebehu polygonizácie v tzv. druhom štádiu zotavenia nastáva rast subzrn, čo predstavuje pohyb malouhlových hraníc. Ich pohyblivosť je najväčšia na začiatku zotavenia a postupne s rastúcim stupňom disorientácie klesá. Ďalší rast subzrn pokračuje koalescenciou a migráciou malouhlových hraníc. Jednotlivé subštruktúrne zmeny v procese zotavenia deformovaného kovového materiálu je zrejmý z **obr. 11.3**, ktorý znázorňuje charakter subštruktúry od spleti dislokácií, cez formovanie bunečných stien, anihiláciu dislokácií v stenách buniek, formovanie subzrn až po ich možný rast. Kinetika zotavenia a polygonizácie závisí od výšky teploty žihania a so zvyšovaním teploty sa rýchlosť procesov zvyšuje.



Obr. 11.3 Ilustračné znázornenie zmeny charakteru subštruktúry deformovaného kovového materiálu: spleť dislokácií (a), formovanie bunečných stien (b), anihilácia dislokácií v stenách buniek (c), formovanie subzrn (d) a rast subzrn (e).

Na procesy zotavenia má veľký vplyv energia vrstevnej chyby zotavovaného materiálu, ktorá určuje stupeň rozštiepenia dislokácií a taktiež možnosť priečného sklzu dislokácií. Hodnota energie vrstevnej chyby teda určuje, či bude priečny sklz dislokácií ľahký alebo obtiažny, a tým zároveň určuje dokonalosť vznikajúcich hraníc a aj jednoduchosť ich vzniku. V kovových materiáloch s malou energiou vrstevnej chyby, ako je napr. Cu, zostávajú dislokácie vo svojich pôvodných rovinách, sú prevažne zakotvené a subzrná sa tvoria veľmi ťažko. Na druhej strane v kovových materiáloch s veľkou energiou vrstevnej chyby, ako sú napr. Fe alebo Al, procesy uzdravenia a polygonizácie prebiehajú veľmi ľahko a polygonizované subzrná sa tvoria už v prvých okamžikoch žihania. Rast následne pokračuje s klesajúcou hnacou silou a klesajúcou rýchlosťou z dôvodu znižovania vnútornej energie.

Po týchto procesoch, ako už bolo spomínané, nasleduje **rekryštalizácia**, ktorá svojou podstatou nepatrí medzi fázové transformácie, ale uskutočňuje sa podobne ako difúzne premeny vznikom zárodkov útvarov nedeformovaného kovu a ich rastom. Tento proces zahŕňa primárnu a sekundárnu rekryštalizáciu. V prvej fáze, teda v procese *primárnej rekryštalizácie*, dochádza k najvýznamnejším zmenám vlastností materiálov, ktoré sú citlivé na zmenu štruktúry. V tomto procese pôvodná deformovaná štruktúra je úplne nahradená novou, nedeformovanou štruktúrou, ktorá vzniká cestou *tvorby rekryštalizačných zárodkov* v deformovanej štruktúre a *ich rastom*. Podobne ako zotavenie, aj rekryštalizácia je dej nevratný, pretože súvisí so znižovaním voľnej energie. Pri rekryštalizácii dochádza k premiestňovaniu atómov na väčšie vzdialenosti ako v prípade zotavenia a má podobný charakter ako migrácia atómov pri difúzii. Tento proces začína nukleáciou, resp. vznikom rekryštalizačných zárodkov, ktoré majú rovnaké

zloženie ako matica deformovaného kovového materiálu, v ktorej vznikajú. Ich rast teda nevyvoláva fázovú premenu. Vznik zárodkov nezávisí od fluktuácie koncentrácie, ale len od energetických podmienok. Zárodky vznikajú v tých oblastiach deformovanej štruktúry, v ktorých naakumulovaná energia dosiahla svoje maximum a prekročila kritickú úroveň. V týchto miestach aj pri málo zvýšených teplotách žihania prebieha zotavenie a voľná energia týchto oblastí klesá. Existuje viacero modelov vysvetľujúcich vznik rekryštalizačných zárodkov:

- klasická fluktuačná teória založená na prednostnej tvorbe rekryštalizačných zárodkov v miestach s najväčšou lokálnou deformáciou mriežky,
- teórie tvorby rekryštalizačných zárodkov rastom subzŕn, do ktorých spadajú viaceré modely ako napr. Cahnov polygonizačný mechanizmus, mechanizmu rastu subzŕn cestou migrácie malouhlových hraníc, Walter-Kochov mechanizmus tvorby zárodkov v prechodových oblastiach medzi deformačnými pásmi, mechanizmus nukleácie koalescenciou subzŕn,
- teória deformačne podmienenej migrácie hraníc zŕn pôsobením vnútorných napätí na hranici.

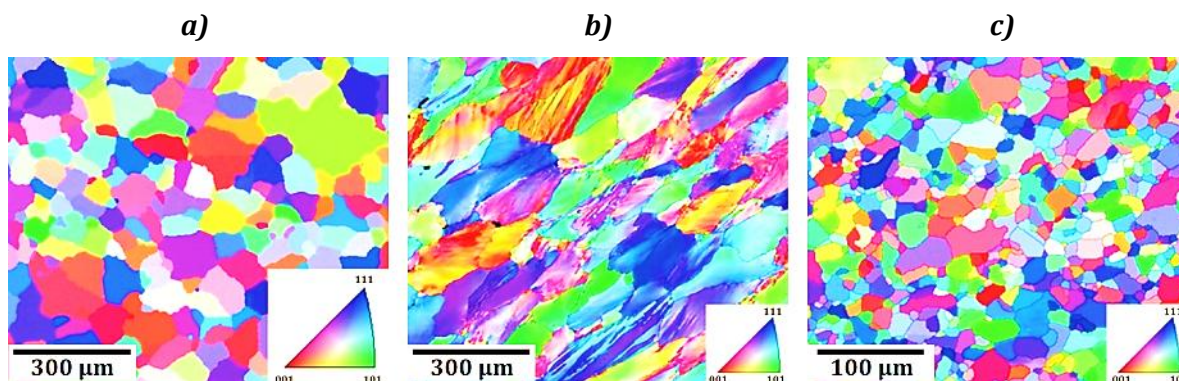
Rast rekryštalizačných zárodkov nasleduje po ich tvorbe. Závislosť rastu zŕn od teploty má exponenciálny charakter a je definovaná známym Arrheniovým vzťahom:

$$v = v_o \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Migrácia hraníc je teda tepelne aktivovaným dejom, pri ktorom dochádza k preskoku atómov cez energetickú bariéru, ktorá je vytvorená energetickým rozdielom medzi rekryštalizačným zárodkom a deformovanou maticou. Je známe, že dochádza k preskoku nie jednotlivých atómov, ale celých skupín atómov, čo je energeticky výhodnejšie. Rast nových zŕn prebieha energeticky ľahšie ako vznik zárodkov. Rekryštalizačné rozhranie postupuje od zárodkov do deformovanej, resp. uzdravenej matrice, teda do oblasti s vysokou dislokačnou hustotou a pritom za sebou zanecháva materiál v podstate bez dislokácií. Rekryštalizačným rozhraním je vysokouhlová hranica, ktorá je hraničnou plochou medzi deformovaným, resp. uzdraveným a rekryštalizovaným zŕnom. Rast rekryštalizovaných zŕn sa uskutočňuje migráciou veľkouglových hraníc. Tento rast je možný len vtedy, ak je spojený s poklesom vnútornej voľnej energie, t. j. keď mriežka nového zrna je pravidelnejšia ako mriežka okolitej matrice.

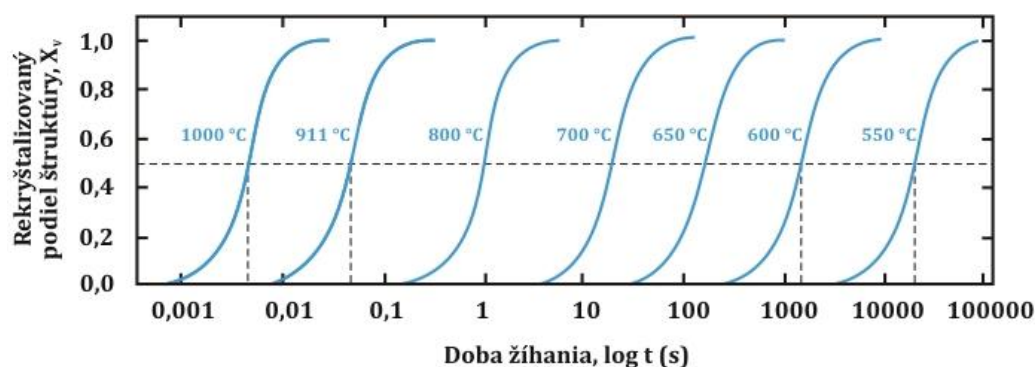
Príkladom zmeny mikroštruktúry kovových materiálov pri deformácii za studena a rekryštalizácii sú snímky mikroštruktúry zhotovené EBSD analýzou na REM pre homogenizovaný (**obr. 11.4a**), deformovaný (**obr. 11.4b**) a rekryštalizovaný (**obr. 11.4c**) stav zliatiny Al – 3,7 hm. % Mg. Zo snímok je zrejmé, že pri deformácii za studena dochádza k tvorbe veľkého množstva deformačných sklzových pásov (**obr. 11.4b**) v homogenizovaných rovnoosých zŕnách tuhého roztoku. Zrná tuhého roztoku boli predĺžené v smere deformácie zliatiny. Rekryštalizácia deformovaného stavu zliatiny pri

žíhaní (350 °C/1 h) viedla k tvorbe rovnoosých zŕn tuhého roztoku (**obr. 11.4c**). Ich veľkosť po rekryštalizácii je oveľa menšia ako v homogenizovanom stave zliatiny.



Obr. 11.4 Homogenizovaná mikroštruktúra (a), deformovaná mikroštruktúra (b) a rekryštalizovaná mikroštruktúra (350 °C/1 h) (c) tuhého roztoku zliatiny Al – 3,7 hm. % Mg.

Proces primárnej rekryštalizácie, ako už bolo uvedené, zahrňuje nukleáciu a rast zŕn. V prípade štúdia kinetiky tohto procesu sa v izotermických podmienkach určuje priebeh rekryštalizácie najčastejšie mikroskopickým určením podielu rekryštalizovaného objemu pri určitej dobe žihania pri konštantnej teplote. Z výsledkov meraní sa zostrojujú kinetické krivky rekryštalizácie, ktoré sa podľa tvaru niekedy nazývajú aj S-krivky. Predstavujú závislosť *rekryštalizovaného podielu štruktúry* X_v na čase. Krivky zahrňujú inkubačnú dobu alebo nukleačné štádium, po ktorom nasleduje postupný zrýchlený rast nových rekryštalizovaných zŕn a sú zakončené opäť zníženou rýchlosťou rekryštalizácie vo fáze dotyku susedných zŕn. Na **obr. 11.5** je schematický znázornený priebeh kinetických kriviek pre rôzne teploty. S rastom teploty žihania sa skracuje inkubačná doba a časový interval rekryštalizácie a rýchlosť rekryštalizácie stúpa. Inkubačná doba zahrňuje prípravné procesy rekryštalizácie ako sú zotavenie a polygonizácia.



Obr. 11.5 Ilustračné znázornenie kinetických kriviek pre rôzne teploty.

Pre popis kinetiky rekryštalizácie pri izotrópnej a konštantnej rýchlosti nukleácie i rastu sa používa Avramiho rovnica v tvare:

$$X_v = 1 - \exp(-B \cdot t^m)$$

kde X_V je rekryštalizovaný podiel; t je doba žihania; B je kinetický koeficient a m je kinetický exponent pre trojrozmerný rast s hodnotou 4, pre dvojrozmerný rast (plech) s hodnotou 3 a pre jednorozmerný rast (drôt) s hodnotou 2.

Pre teplotne závislý kinetický koeficient rekryštalizácie platí:

$$B = B_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

a po úprave lineárny vzťah medzi X_V a $\ln t$ má tvar:

$$\ln\{-\ln(1 - X_V)\} = \text{konst.} - \frac{Q}{RT} + n \ln t \quad \text{alebo} \quad \ln \frac{1}{1 - X_V} = C - \frac{Q}{RT} + n \ln t$$

kde Q je aktivačná energia; R je plynová konštanta; T je teplota rekryštalizácie v Kelvinoch a B_0 je teplotne závislý parameter, ktorý zahŕňa rýchlosť rastu a nukleácie.

V závislosti $\ln \frac{1}{1 - X_V}$ verus $\ln t$ ležia hodnoty podielu rekryštalizovaného objemu na priamkach so smernicami n s rozdielnym sklonom. Odchýlky od Avramiho rovnice poukazujú na brzdenie procesu rekryštalizácie. Je viacero faktorov, ktoré spôsobujú brzdenie rekryštalizácie, avšak medzi najvýznamnejšie patria cudzie atómy (prímesových a legujúcich prvkov) a častice druhej fázy (precipitáty). Prítomnosť cudzích atómov v kryštálovej mriežke základného kovu spomaľuje rekryštalizáciu, pretože sťažujú pohyb dislokácií. V jednofázových zliatinách je mechanizmus nukleácie rovnaký ako v čistých kovoch, ale cudzie atómy posúvajú nukleáciu k dlhším dobám alebo k vyšším teplotám žihania. Dôvodom je brzdiaci účinok cudzích atómov na migráciu hraníc zŕn v dôsledku vzájomnej interakcie medzi atómami a hranicami. Platí, že čím je väčší súčiniteľ difúzie cudzieho atómu, tým je väčší jeho brzdiaci účinok.

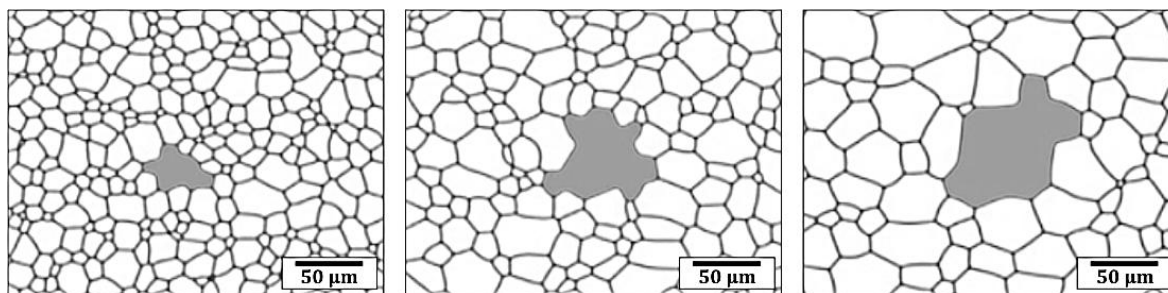
Pri hodnotení vplyvu častíc druhej fázy a precipitátov na priebeh rekryštalizácie je dôležité poznať typ precipitátov, ich veľkosť a rozloženie a tiež ich objemový podiel. Najväčší brzdiaci účinok majú jemné koherentné precipitáty, ktoré spomaľujú proces zotavenia tým, že brzdia tvorbu subzŕn a ich rast. Hustota dislokácií bude teda počas rekryštalizácie väčšia pri vyššom objemovom podiele týchto častíc. Naopak veľké častice o menšom objemovom podiele vyvolávajú lokálne zvýšenie deformácie mriežky vo svojom okolí a v týchto miestach potom dochádza k prednostnej nukleácii. Veľké častice tak urýchľujú rekryštalizáciu. Tiež je dôležitá postupnosť procesov rekryštalizácie a precipitácie. Ak dochádza k precipitácii pred rekryštalizáciou, vylúčené častice bránia novému prerozdeleniu dislokácií a sťažujú migráciu hraníc zŕn. Procesy zotavenia a rekryštalizácie prebiehajú pomalšie. Pri niektorých technologických operáciách je potrebná kontrola správneho načasovania precipitácie.

Ako bolo uvedené vyššie rekryštalizácia zahŕňa procesy primárnej a sekundárnej rekryštalizácie. Proces primárnej rekryštalizácie je ukončený v prípade úplnej premeny deformovanej štruktúry na novú, nedeformovanú. No následne môže dôjsť k ďalšiemu rastu zŕn, ak sa pri tom zníži vnútorná energia kovového materiálu znížením celkovej povrchovej energie hraníc zŕn. Rast zŕn zahŕňa deje, pri ktorých cestou migrácie hraníc

zrín dochádza k celkovému narovnávaniu hraníc a narastaniu veľkých zrín s cieľom znížiť celkovú povrchovú energiu hraníc. Rýchlosť rastu zrín je podstatne menšia ako lineárna rýchlosť rastu zárodkov počas primárnej rekryštalizácie. V závislosti od stability hranice sa mení lineárna rýchlosť rastu zrna a môže byť na rôznych úsekoch hranice rôzna. Napr. hranica ohnutá dovnútra zrna má väčšiu povrchovú energiu a preto v tom mieste bude zrno rásť na úkor susedného zrna. V dvojrozmernom modeli má stabilné zrno tvar rovnostranného šesťuholníka s vrcholovými uhlami na styku troch zrín 120° . V trojrozmernom modeli za stabilné sa považujú zrná tvaru štrnásťstenu. Stabilita hranice teda závisí od počtu strán resp. stien útvaru, čím sa mení zakrivenie hranice.

Podstatou sekundárnej rekryštalizácie je abnormálny rast niektorých zrín na úkor iných po ukončení primárnej rekryštalizácie. K sekundárnej rekryštalizácii dochádza pri predlžovaní doby žihania pri vysokých teplotách. Tento jav je negatívny a preto sa v praxi stanovujú tzv. kritické teploty pre začiatok sekundárnej rekryštalizácie. Sekundárna rekryštalizácia sa prejaví tak, že sa normálny rast zrín po primárnej rekryštalizácii zastaví a niektoré zrná začnú veľmi rýchlo rásť. Naopak ostatné zostávajú malé a postupne sú pohlcované veľkými zrnami. Po žíhaní sa dosahuje veľmi nerovnomerná štruktúra, ktorá sa prejaví vo výraznom zhoršení mechanických vlastností takto spracovaných kovových materiálov. Pred začatím sekundárnej rekryštalizácie existuje istá inkubačná doba. Nasleduje prvé štádium abnormálneho rastu zrna, ktoré je pomalé a až potom sa rýchlosť rastu zvyšuje a nadobudne maximum pri asi polovičnom objeme. Keď sa proces rastu približuje k úplnému objemu sekundárne rekryštalizovaných zrín, tak rýchlosť začína klesať. Sekundárna rekryštalizácia prakticky neprebehne v celom objeme materiálu.

Mechanizmus rastu zrna je znázornený na **obr. 11.6**. Po primárnej rekryštalizácii sa v mikroštruktúre nachádzajú aj zrná, ktoré majú väčší rozmer ako je stredná veľkosť zrna. Hranice takéhoto zrna sú ohnuté dovnútra. Ohnuté hranice sa snažia znížiť povrchovú energiu narovnaním a tak dochádza k narušeniu trojných bodov, ktoré sa začnú od seba vzdďalovať a tým zrno rastie. Čím je väčšie zrno, tým viac sa zakrivujú jeho hranice. Proces takéhoto postupného rastu je samočinný. Na mechanizmus sekundárnej rekryštalizácie môže vplývať výrazná textúra s malým počtom náhodne orientovaných zrín, vyššia pohyblivosť náhodne orientovaných zrín, dokonalejšia štruktúra ako v okolitých zrnách. Disperzné častice sekundárnej fázy v oceliach môžu blokovať rast zrín a k sekundárnej rekryštalizácii nedochádza. Pri zvýšení teploty sa môže blokujúci účinok častíc zrušiť a sekundárna rekryštalizácia sa veľmi prudko rozbehne.



Obr. 11.6 Ilustračné znázornenie procesu sekundárnej rekryštalizácie.

Zhrnutie

Rekryštalizácia je jedným z kľúčových procesov v procesoch termo-mechanického spracovania materiálov, ktorý sa týka obnovy a zmeny štruktúry kovových materiálov po predchádzajúcej deformácii za studena. Pri plastickej deformácii, ako je tvárnenie za studena, dochádza k vzniku vysokého množstva dislokácií a porúch v kryštálovej mriežke materiálu. Toto spracovanie zvyšuje vnútorné napätia a tvrdosť materiálu, avšak znižuje jeho plasticitu. Aby sa materiál vrátil do stavu s nižšou vnútornou energiou a obnovenou plasticitou, je potrebné materiál vystaviť rekryštalizačnému žíhaniu. Rekryštalizácia prebieha po ohreve materiálu na určitú teplotu, ktorá je nižšia ako teplota tavenia, ale vyššia ako teplota zotavenia materiálu. Počas tohto procesu vznikajú v deformovanej štruktúre nové zrná s veľmi nízkou hustotou dislokácií, ktoré postupne nahrádzajú pôvodné deformované zrná. Výsledkom je výrazné zníženie hustoty dislokácií v materiáloch a obnovenie jeho plastických vlastností. Rekryštalizácia je zásadná pre zlepšenie tvarovateľnosti kovov a ich opätovné využitie v rôznych priemyselných aplikáciách, avšak je nutné sa vyvarovať sekundárnej rekryštalizácii a abnormálnemu nárastu zrn.

Kontrolné otázky

1. Ako je charakterizované deformačné spevnenie kovových materiálov?
2. Definujte rekryštalizačné žíhanie.
3. Ako je definovaný proces zotavenia a polygonizácie?
4. Ako je definovaný proces rekryštalizácie a z akých čiastkových procesov pozostáva?
5. Aký vplyv má zotavenie a rekryštalizácia na vlastnosti kovových materiálov?

Praktické úlohy cvičenia

1. Svetelným metalografickým mikroskopom analyzujte vzorky nízkouhlíkovej ocele s označením KOHAL 280 v podobe tenkých plechov o hrúbke 0,5 mm po 70 %-nej deformácii za studena a po následnom rekryštalizačnom žíhaní v rozsahu teplôt 400 °C až 700 °C počas 1 hodiny. Zdokumentujte typické mikroštruktúry a vyznačte jednotlivé štruktúrne zložky. Chemické zloženie analyzovanej ocele je uvedené v **tab. 11.1**.

Tab. 11.1 Chemické zloženie nízkouhlíkovej ocele KOHAL 280 [hm. %].

C	Mn	Si	P	S	Fe
0,10	max. 0,50	max. 0,10	max. 0,03	max. 0,03	zv.

2. Vyhodnoťte mechanické vlastnosti vzoriek ocele KOHAL 280 po skúške ťahom v jednotlivých stavoch a uveďte výsledky do **tab. 11.2**. Z vypočítaných hodnôt graficky znázorníte závislosti pevnostných charakteristík (R_m a $R_{p0,2}$) a charakteristík plasticity (A a Z) od teploty rekryštalizačného žíhania.

Tab. 11.2 Označenie vzoriek, podmienky rekryštalizačného žíhania a hodnoty mechanických vlastností nízkouhlíkovej ocele KOHAL 280.

Označenie vzoriek	Podmienky rekryštalizačného žíhania po 70 %-nej deformácii za studena	Mechanické vlastnosti			
		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
C13	400 °C / 1 h				
C23	500 °C / 1 h				
C39	600 °C / 1 h				
C55	700 °C / 1 h				

3. Na základe mikroštruktúrnej analýzy a mechanických vlastností ocele určte optimálnu teplotu rekryštalizačného žíhania a určte vplyv teploty rekryštalizačného žíhania na mikroštruktúru a mechanické vlastnosti ocele KOHAL 280.

POUŽITÁ LITERATÚRA

- Bacalhau, J. B. et al. Effect of Ni addition on bainite microstructure of low-carbon special bar quality steels and its influence on CCT diagrams. *Journal of Materials Research and Technology*, 15, 2021, 1266-1283.
- Čech, J. *Náuka o kovoch. Vysokoškolská učebnica. Alfa, Bratislava. 1981. 235 s.*
- Fujda, M. *Základné rovnovážne diagramy. Učebné texty. TUKE HF, Košice. 2010. 89 s.*
- Gibbs, J. et al. The three-dimensional morphology of growing dendrites. *Scientific Reports*, 5, 2015, 11824.
- Herring, D. H. Segregation and banding in carbon and alloy steel. *Industrial Heating*. 2013.
- Hidvégy, J. *Náuka o kovoch. Vysokoškolská učebnica. Alfa, Bratislava. 1975. 138 s.*
- Nižník, Š. *Základy fyziky tuhých látok. Učebné texty. TUKE HF, Košice. 2002. 159 s.*
- Skočovský, P. et al. *Náuka o materiáli. Žilinská univerzita v Žiline, Žilina. 2015. 349 s.*
- Son, H.-W. et al. Deformation banding and static recrystallization in high-strain-rate-torsioned Al-Mg alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 814, 2020, 152311.
- Tu, M. Y. et al. Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel. *Materials Chemistry and Physics*, 107, 2-3, 2008, 418-425.
- Vieweg, A. et al. Phase evolution and carbon redistribution during continuous tempering of martensite studied with high resolution techniques. *Materials & Design*, 136, 2017, 214-222.
- Wang, F. et al. Precipitation behavior of stress-aged Al-Cu-Mg-Ag alloy bicrystals. *Journal of Alloys and Compounds*, 1018, 2025, 179135.
- Wills, V. A. et al. Modelling of dendritic solidification using finite element method. *Materials Science and Technology*, 8, 1992, 114-122.
- Wu, Y. X. et al. The effect of alloying elements on cementite coarsening during martensite tempering. *Acta Materialia*, 183, 2020, 418-437.