

Tepelné spracovanie

Návody na cvičenia

Zuzana Gábrišová

Alena Brusilová



SLOVENSKÁ TECHNICKÁ
UNIVERZITA V BRATISLAVE
STROJNÍCKA FAKULTA

Tepelné spracovanie

Návody na cvičenia

Zuzana Gábrišová

Alena Brusilová

Všetky práva vyhradené. Nijaká časť textu nesmie byť použitá na ďalšie šírenie akoukoľvek formou bez predchádzajúceho súhlasu autorov alebo vydavateľstva.

© Ing. Zuzana Gábrišová, PhD., Ing. Alena Brusilová, PhD.

Recenzenti: prof. Ing. Ernest Gondár, PhD.
prof. Ing. Pavol Švec, PhD.

Schválila Vedecká rada Strojníckej fakulty STU v Bratislave.

ISBN 978-80-227-4894-0

ÚVOD

Pri tepelnom spracovaní sa zámerne využívajú fázové a štruktúrne zmeny v tuhom stave na zmenu štruktúry, s cieľom získať požadované mechanické, resp. štruktúrne vlastnosti výrobkov alebo polotovarov. Podstatou tepelného spracovania je stanovený režim, ktorý spočíva v ohreve na požadovanú teplotu, výdrži na tejto teplote s ďalším ochladením stanovenou rýchlosťou ochladzovania. Požadované zmeny štruktúry sa dosiahnu riadenými zmenami teploty. Pri technológii chemicko-tepelného spracovania dochádza vplyvom vhodného prostredia k zmene chemického zloženia povrchu súčiastok. Dôsledkom je dosiahnutie priaznivých vlastností povrchu súčiastok (vysoká tvrdosť, odolnosť proti opotrebovaniu a pod.) pri zachovaní húževnatého jadra súčiastok.

Tepelné a chemicko-tepelné spracovanie je spojené s finančnými nákladmi a vysokou spotrebou elektrickej energie. Je preto dôležité dôsledné posúdenie vhodnosti a spôsobu tepelného a chemicko-tepelného spracovania daných výrobkov, resp. polotovarov.

Predkladaná publikácia je určená predovšetkým poslucháčom druhého ročníka inžinierskeho štúdia na Strojníckej fakulte v Bratislave, k vyučovanému predmetu Tepelné spracovanie na Ústave technológií a materiálov.

Skriptá obsahujú teoretické podklady k jednotlivým témam, potrebné na úspešné vypracovanie úloh, ktoré sú uvedené na konci každej kapitoly. Témy cvičení zahŕňajú viacero oblastí z tepelného a chemicko-tepelného spracovania materiálov.

V úvodnej kapitole je opísaná podstata mechanizmu rozpadu austenitu pri izotermických a anizotermických podmienkach. Druhá kapitola je venovaná prehľadu základných postupov tepelného spracovania ocelí – žíhania, kalenia a popúšťania. V nasledujúcej kapitole je opísaná problematika prekaliteľnosti ocelí. Pozornosť je venovaná zhodnoteniu vplyvu rôznych činiteľov na prekaliteľnosť a opisu najpoužívanejších skúšok na jej stanovenie. Štvrtá kapitola čitateľa oboznamuje s podstatou chemicko-tepelného spracovania. Prehľadne popisuje jednotlivé spôsoby chemicko-tepelného spracovania. Je tu uvedená metodika hodnotenia nauhličenej vrstvy. Záverečné kapitoly sú venované tepelnému spracovaniu liatin a neželezných kovov. V poslednej kapitole je uvedený stručný prehľad zariadení používaných na tepelné a chemicko-tepelné spracovanie.

Úprimné poďakovanie patrí recenzentom prof. Ing. Ernestovi Gondárovi, PhD. a prof. Ing. Pavlovi Švecovi, PhD. za ich odborné posúdenie rukopisu skript a cenné rady a pripomienky.

Autorky

1 TEORETICKÉ ZÁKLADY TEPELNÉHO SPRACOVANIA OCELÍ

Podstata tepelného spracovania spočíva v kinetike a mechanizme fázových a štruktúrnych premien, ktoré tvoria teoretický základ tepelného spracovania ocelí. Témou tejto kapitoly je objasnenie štrukturálnych zmien pri austenitizácii a rozpade austenitu.

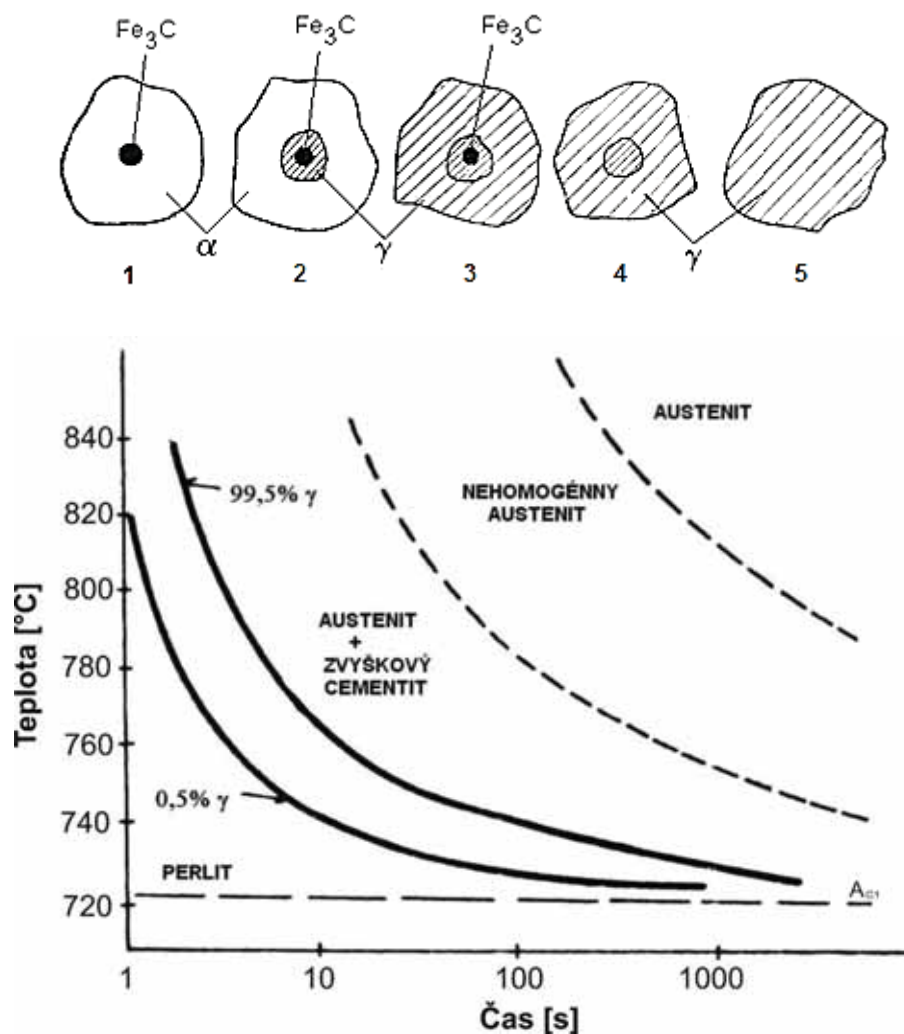
1.1 Austenitizácia

Základnou operáciou pri všetkých postupoch tepelného spracovania s prekryštalizáciou je austenitizácia, ktorá predstavuje premenu ocelí s východiskovou feriticko-cementitovou štruktúrou na štruktúru austenitickú.

Túto premenu nazývame *austenitizácia*. Austenitizácia sa skladá z 3 základných etáp: 1. rozpad východiskovej štruktúry, 2. homogenizácia austenitu a 3. rast austenitického zrna. Základom austenitizácie je premena kubickej priestorovo centrovanej mriežky železa α na kubickú plošne centrovanú mriežku železa γ , doprevádzanú zvýšením koncentrácie uhlíka vo vznikajúcom tuhom roztoku a rozpúšťaním cementitu.

Postup rozpadu perlitickej (feriticko-karbidickej) štruktúry eutektoidnej uhlíkovej ocele na homogénny austenit je zobrazený v semilogaritmickom súradnicovom systéme na obr. 1.1. Austenitizácia eutektoidnej ocele začína rozpadom perlitu na austenit, čo zodpovedá obsahu austenitu 0,5 %. Po premene perlitu (krivka s obsahom 99,5 % austenitu) zostávajú v austenite zvyšky cementitu, ktoré sa postupne rozpúšťajú. Po rozpustení cementitu nemá austenit ešte homogénne zloženie, v miestach pôvodného výskytu cementitu je zvýšená koncentrácia uhlíka (krivka 4). Lokálne rozdiely koncentrácie uhlíka sa predlžovaním času a zvyšovaním teploty postupne vyrovnávajú.

Na priebeh austenitizácie má vplyv zloženie ocele, stav východiskovej štruktúry, teplota a čas austenitizácie. Vyšší obsah uhlíka v podeutektoidných oceliach skracuje čas austenitizácie, pri nadeutektoidných oceliach je to naopak. Zliatinové prvky, ktoré nevytvárajú karbidy urýchľujú rozpad perlitickej štruktúry na austenit. Naopak, karbidotvorné prvky, ktoré zvyšujú stabilitu karbidov, túto premenu spomaľujú.



Obr. 1.1. Austenitizačný diagram eutektoidnej uhlíkovej ocele

1 – východiskový stav (perlit), 2 – začiatok austenitizácie (premena feritu na austenit) s obsahom austenitu 0,5 %, 3 – koniec premeny feritu na austenit s postupným rozpúšťaním zvyškového cementitu (obsah austenitu 99,5 %), 4 – vznik nehomogénneho austenitu, 5 – homogénny austenit

1.2 Rozpadové diagramy austenitu

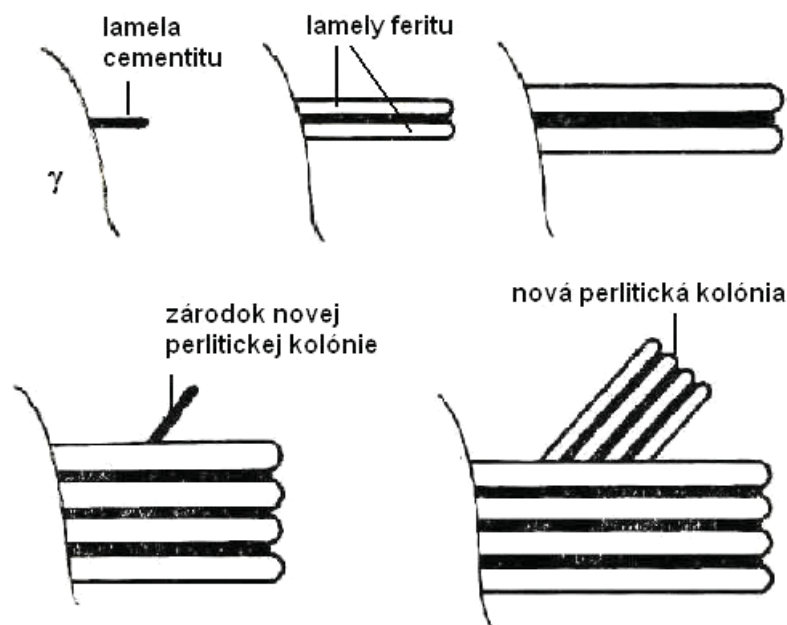
Rozpad austenitu sa môže uskutočňovať pri konštantnej teplote (izotermický rozpad) alebo pri plynulom ochladzovaní (anizotermický rozpad). Izotermický rozpad austenitu prebieha pri konštantnej teplote, pod teplotami A_{C1} . Na priebeh rozpadu ako aj na výslednú štruktúru bude mať rozhodujúci vplyv teplota podchladenia austenitu.

1.2.1 Štruktúrne zmeny pri rozpade austenitu

Proces rozpadu austenitu je sprevádzaný viacerými štrukturálnymi zmenami. Počas rozpadu austenitu môžu vzniknúť tieto štruktúrne zložky: perlit, bainit a martenzit.

Perlitická premena

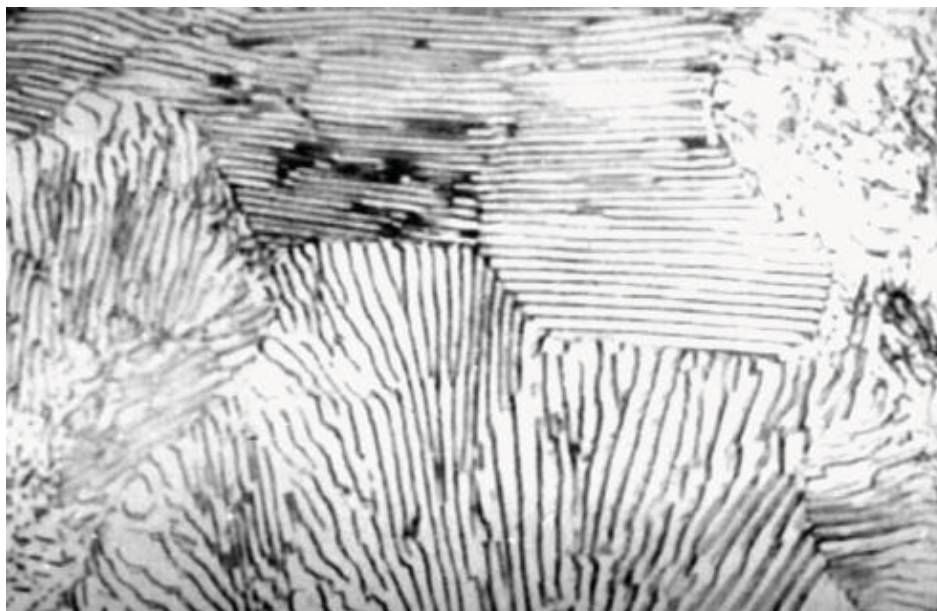
Pri vyšších teplotách sa austenit rozpadá na lamelárny *perlit*, ktorý je definovaný ako feriticko-karbidická zmes. Premena prebieha pri vysokých teplotách, keď v plnom rozsahu prebieha difúzia uhlíka, prísadových prvkov a samodifúzia železa. Ide o polymorfnú premenu Fe_γ na Fe_α . Vznik perlitu je schematicky zakreslený na obr. 1.2.



Obr. 1.2. Rozpad austenitu na perlit

Na hranici austenitického zrna sa vytvorí zárodok cementitu, ktorý postupne rastie (prvým, aktívnym zárodkom môže byť aj lamela feritu). Austenit sa v okolí vzniknutej cementitickej lamely ochudobní o uhlík, čím sa vytvoria podmienky pre vznik feritickej lamely. Rozpustnosť uhlíka vo ferite je veľmi malá a prebytočný uhlík je z feritu vytlačený do okolitého austenitu. Okolie je obohatené o uhlík, čím vznikajú podmienky pre vznik cementitickej lamely. Tento dej sa opakuje až kým sa všetok austenit nepretransformuje na lamelárny perlit. Na obr. 1.3 je znázornená štruktúra lamelárneho perlitu, ktorý vznikol rozpadom austenitu pri vyšších teplotách. Hrúbka lamiel je daná difúznou rýchlosťou uhlíka v austenite, ktorá rastie so zvyšujúcou sa teplotou. Znižovaním teploty rozpadu sa lamely vzniknutého perlitu zjemňujú až vznikne veľmi jemný lamelárny perlit nazývaný *troostit*. Ak

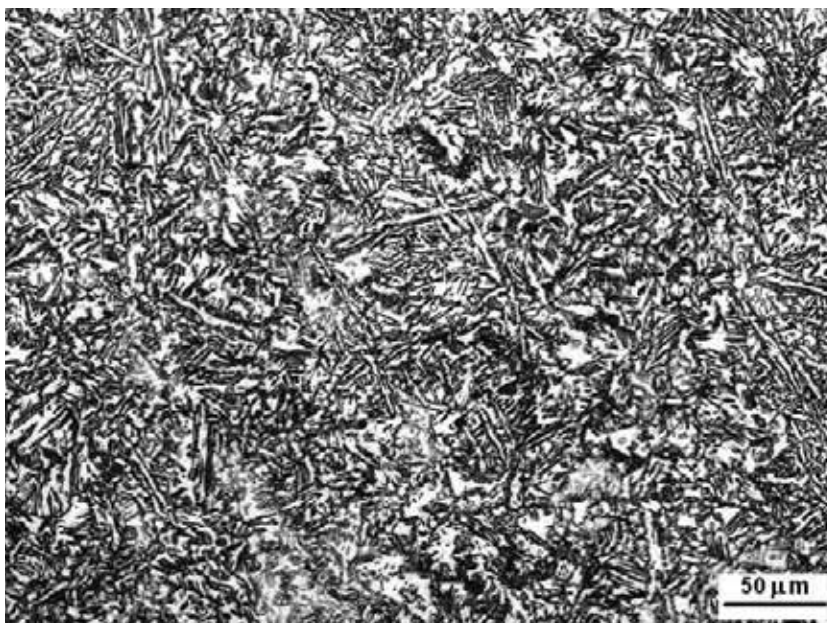
prebieha rozpad austenitu pri veľmi nízkom podchladení pri teplotách blízko pod premenou A_{C1} , nastáva súčasne s vylučovaním cementitu aj jeho koagulácia (zbaľovanie) a výslednú štruktúru tvorí globulárny perlit.



Obr. 1.3. Štruktúra lamelárneho perlitu, zv. 750 x

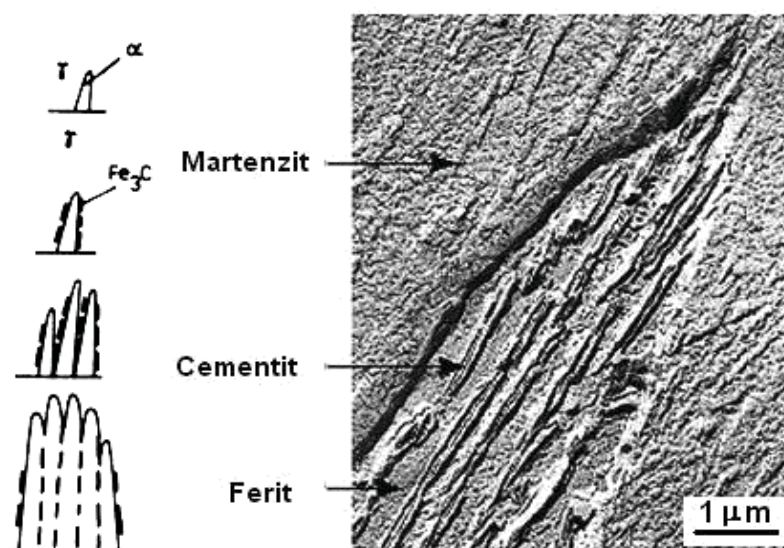
Bainitická premena

Pri stredne veľkom podchladení sa austenit rozpadá na *bainit* – feriticko-karbidickú zmes (obr. 1.4), ktorá ale vzniká odlišným mechanizmom ako perlit. Ide čiastočne o bezdifúznú premenu, kde premena mriežky Fe_γ na Fe_α prebieha strihovým bezdifúznym mechanizmom a difúznym mechanizmom prebieha len prerozdelenie uhlíka. Na hraniciach zŕn austenitu vznikajú kryštály feritu presýtené uhlíkom, ktoré postupne rastú. Pretože rýchlosť difúzie uhlíka v Fe_α je vyššia ako v Fe_γ bude sa uhlík z feritu vylučovať vo forme jemných karbidov. Bainitická premena prebieha na začiatku intenzívne a ku koncu sa spomaľuje. Preto bainitická premena nebýva úplná (narozdiel od perlitickej premeny) a v štruktúre zostáva zvyškový austenit. Tento zvyškový austenit sa pri izotermickej výdrži v oblasti bainitickej premeny stabilizuje a ani ďalším intenzívnym podchladením nie je schopný ďalšej premeny. Bainit má v porovnaní s perlitom vyššiu tvrdosť a pevnosť.

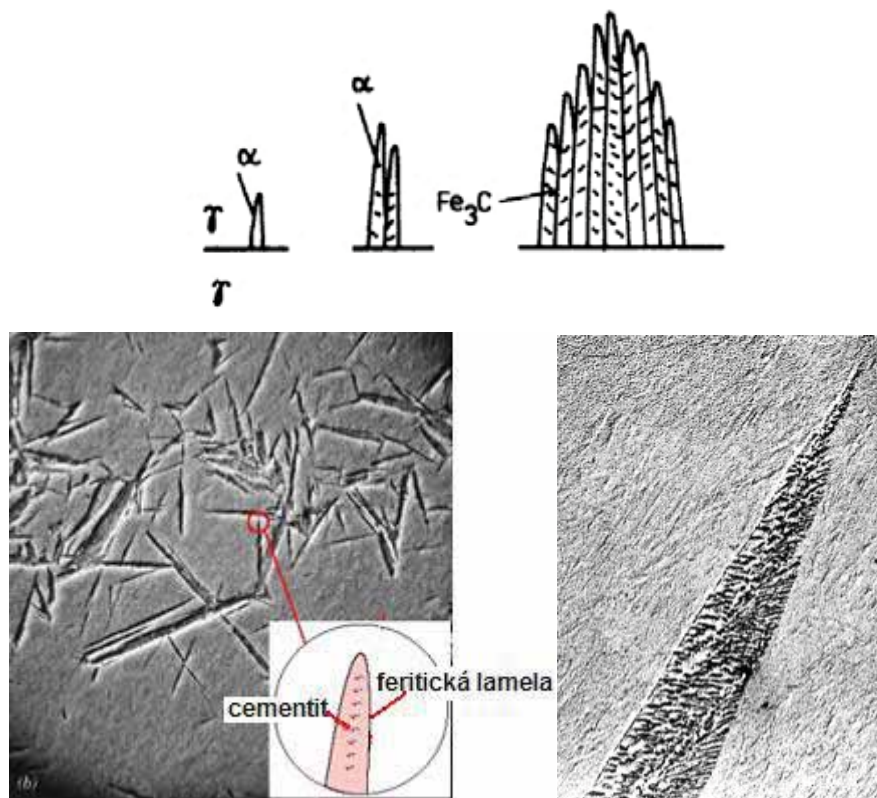


Obr. 1.4 Bainitická štruktúra

Na obr. 1.5 a 1.6 je schematicky nakreslený vznik horného, resp. dolného bainitu, ktorý vzniká postupným rozpadom austenitu. *Horný bainit* vzniká pri teplotách 550 až 350 °C, *dolný bainit* v oblasti medzi 350 °C a M_s . Čím je teplota vzniku bainitu nižšia, tým sú karbidy jemnejšie. Z tohto dôvodu má horný bainit hrubšie karbidy a je mäkkší ako dolný bainit. Tvrdosť horného bainitu sa pohybuje v rozmedzí 40 až 45 HRC, tvrdosť dolného bainitu je vyššia 50 až 60 HRC.



Obr. 1.5. Vznik horného bainitu

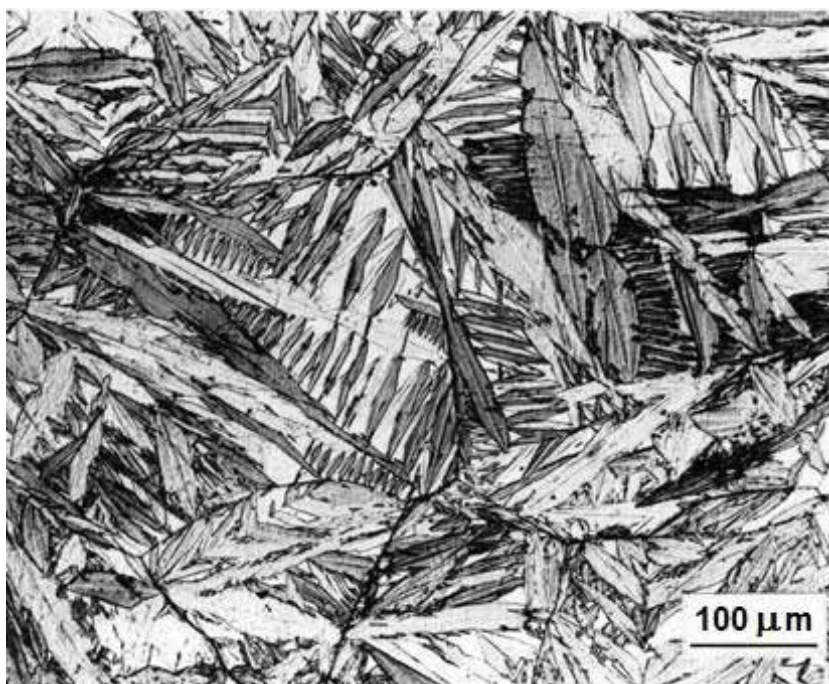


Obr. 1.6. Vznik dolného bainitu

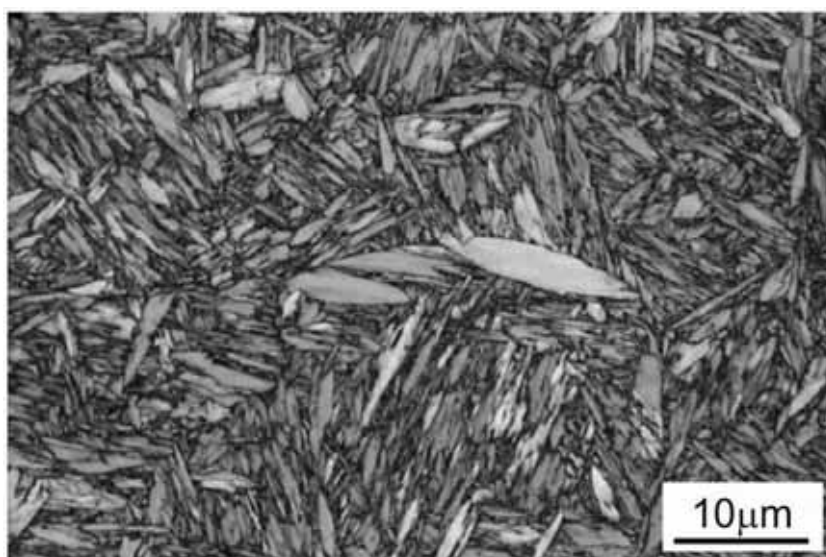
Martenzitická premena

Ak bude rýchlosť ochladzovania zaustenitizovanej štruktúry taká vysoká, že difúzia železa a uhlíka bude takmer nulová, potom sa austenit strihovým mechanizmom pretransformuje na fázu, ktorej hovoríme *martenzit* (obr. 1.7). Táto premena prebieha na rozdiel od predchádzajúcich dvoch premien anizotermicky. Martenzit je definovaný ako nerovnovážny silne presýtený tuhý roztok uhlíka v železe α . Presýtený tuhý roztok znamená, že v dôsledku takmer nulovej difúzie zostanú atómy uhlíka „uväznené“ v mriežke Fe_α . Presýtenie mriežky atómami uhlíka spôsobí jej deformáciu, kubická priestorovo centrovaná mriežka sa transformuje na tetragonálnu priestorovo centrovanú mriežku. Stupeň deformácie mriežky (tetragonalita) stúpa so zvyšujúcim sa obsahom uhlíka v oceli. Tetragonalita martenzitu je vyjadrená pomerom parametrov mriežky c/a . Martenzit má v porovnaní s perlitom a bainitom najvyššiu tvrdosť a pevnosť, zároveň však aj najvyššiu krehkosť. Pri oceliach s obsahom uhlíka do 0,3 % vzniká šmykovým mechanizmom tzv. *dislokačný martenzit* s latkovou morfológiou. Pri oceliach s obsahom nad 0,3 % C vzniká dvojčatením martenzit s *doskovou morfológiou*, ktorý má v porovnaní s dislokačným martenzitom vyššiu pevnosť a krehkosť. Ani po ukončení martenzitickej premeny nedôjde k premene všetkého austenitu, v štruktúre

zostáva časť nepremeného austenitu. Tento austenit sa nazýva *zvyškový austenit*. Jeho množstvo sa bude zvyšovať so zvyšujúcim sa obsahom uhlíka v oceli.



a)



b)

Obr. 1.7. Martenzitická štruktúra s a) doskovým martenzitom,
b) latkovým martenzitom

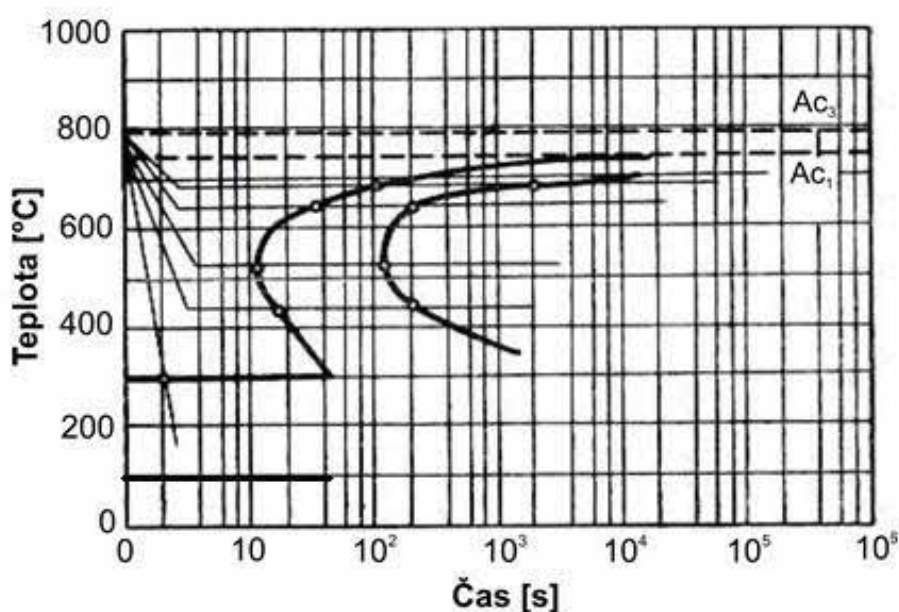
Pri vyšších obsahoch uhlíka je martenzitická premena ukončená pod teplotou okolia. Ak sa ochladzovanie medzi teplotami M_s a M_f preruší, martenzitická premena sa zastaví a zvyšný nepremený austenit sa stabilizuje. Teplota začiatku martenzitickej premeny nezávisí od rýchlosti ochladzovania austenitu, ale bude závisieť predovšetkým od chemického zloženia

austenitu. Martenzitická premena začína hneď po dosiahnutí teploty M_s bez inkubačnej doby. Teplota M_f je dohovorovaná teplota, pri ktorej je dosiahnuté určité percento martenzitu, a to 95 %.

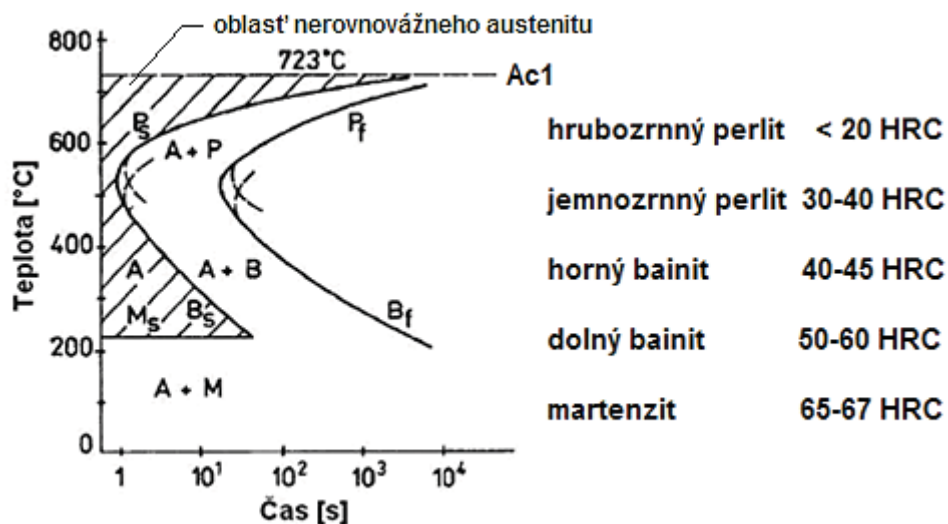
Základným znakom martenzitickej premeny v uhlíkových a legovaných oceliach je, že prebieha iba pri ochladzovaní. Pre tieto ocele bude teda platiť, že martenzitická premena nebude izotermická. Výnimka platí iba pre niektoré vysokolegované ocele a zliatiny železa s martenzitickou premenou hlboko pod 0 °C, kde martenzitická premena bude prebiehať izotermicky.

1.2.2 Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA)

Na obr. 1.8 je znázornená konštrukcia IRA diagramu eutektoidnej ocele. Vzorky ocele zohriate na teplotu nad A_{c3} sú po zaustenitizovaní čo najrýchlejšie ochladené na rôzne teploty pod A_{c1} . Po zotrvaní na týchto teplotách je stanovený začiatok a koniec rozpadu austenitu termickou analýzou a dilatometrickou alebo magnetometrickou metódou, ktorá býva zvyčajne doplnená mikroskopickou analýzou a meraním tvrdosti. Spojením bodov označujúcich začiatky (*s-start*) a konce (*f-finish*) rozpadu austenitu pri rôznych teplotách vzniknú dve hlavné krivky diagramu (obr. 1.9). P_s a B_s označujú začiatky premien, P_f a B_f konce premien. IRA diagramy sú doplnené údajmi o martenzitickej premene za anizotermických podmienok.

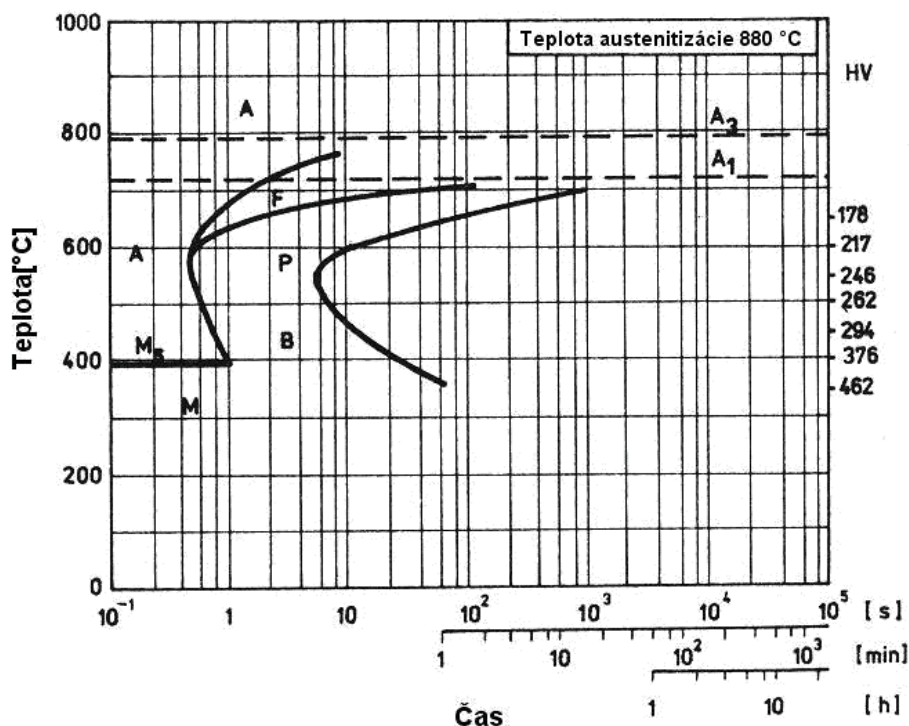


Obr. 1.8. IRA diagram eutektoidnej ocele



Obr. 1.9. IRA diagram eutektoidnej ocele s opisom jednotlivých oblastí

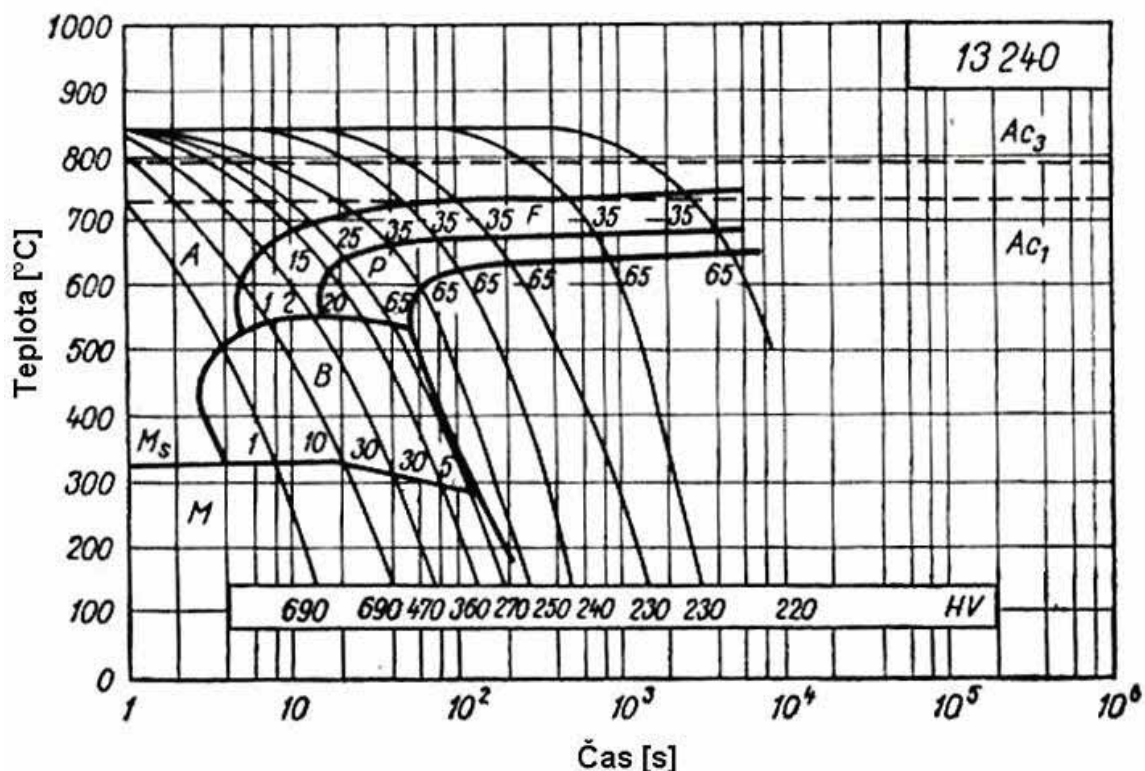
Obr. 1.10 znázorňuje IRA diagram podeutektoidnej ocele. Pri oceliach s iným než eutektoidným zložením začína transformácia austenitu vylučovaním príslušnej proeutektoidnej fázy, v podeutektoidných oceliach vylučovaním feritu (F_s), v nadeutektoidných oceliach vylučovaním cementitu (C_s). IRA diagram nadeutektoidných ocelí má analogický tvar ako pri podeutektoidných oceliach (obr. 1.10), pričom čiaru A_{c3} nahrádza čiara A_{cm} a krivku F_s nahrádza krivka C_s .



Obr. 1.10. IRA diagram podeutektoidnej ocele

1.2.3 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA)

Väčšina postupov tepelného spracovania sa robí pri plynulom ochladzovaní. Z tohto dôvodu majú v praxi väčší význam ARA-diagramy, ktoré znázorňujú rozpad austenitu pri plynulom ochladzovaní. Pri porovnaní s IRA diagramami sú čiary v ARA diagramoch posunuté k dlhším časom a nižším teplotám rozpadu a oblasti perlitickej a bainitickej transformácie sú odelené. Pomocou ochladzovacích kriviek v diagrame možno určiť štruktúru ocele pre rôzne rýchlosti ochladzovania (obr. 1.11). Výslednou štruktúrou je zmes štruktúrnych zložiek. Čísla vo vnútri diagramu určujú percentuálny podiel vzniknutej štruktúry.



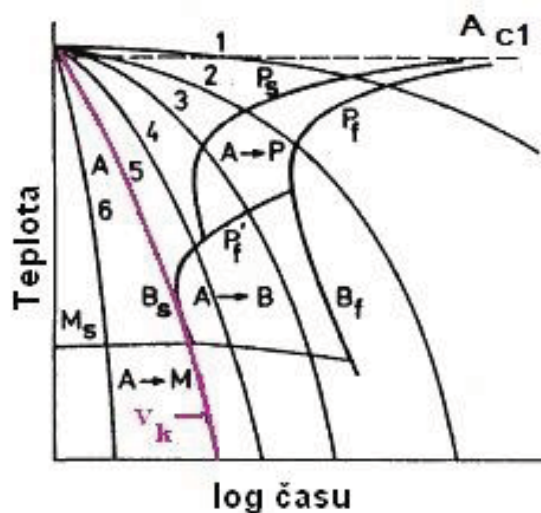
Obr. 1.11. ARA diagram podeutektoidnej ocele

C - 0,38 %; Mn - 1,14 %; Si - 1,05 %; Cr - 0,23 %; V - 0,02 %, austen.teplota 800 °C,
veľ. zrna 9, vých. stav vzorky: normaliz. žíhanie

V ARA diagrame možno pre danú oceľ odčítať najnižšiu rýchlosť, pri ktorej vzniká čisto martenzitická štruktúra. Táto rýchlosť, pri ktorej sú všetky difúzne premeny potlačené sa nazýva kritická rýchlosť ochladzovania V_k (obr. 1.12). Pri tejto a každej vyššej rýchlosti bude výsledná štruktúra tvorená martenzitom a určitým podielom zvyškového austenitu.

Poloha kriviek a tvar ARA diagramu bude rovnako ako pri IRA diagrame závisieť od austenitizačnej teploty, homogenity austenitu, veľkosti zrna a obsahu zliatinových prvkov. Vyššia homogenita austenitu predlžuje inkubačnú dobu perlitickej a bainitickej premeny. Čím

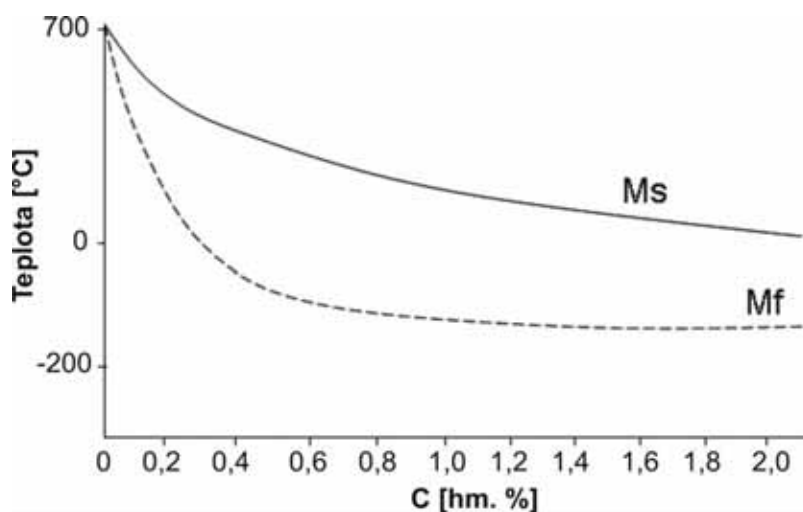
bude teplota austenitizácie vyššia a veľkosť zrna väčšia, tým budú krivky posunuté viac doprava a k nižším hodnotám. Martenzitická premena už nie je závislá od času, ale len od teploty. Pri eutektoidných oceliach leží M_f pod bodom mrazu. Pribeh všetkých premien bude závislý okrem výšky teploty aj od času výdrže a rýchlosti ohrevu.



Obr. 1.12. ARA diagram eutektoidnej ocele

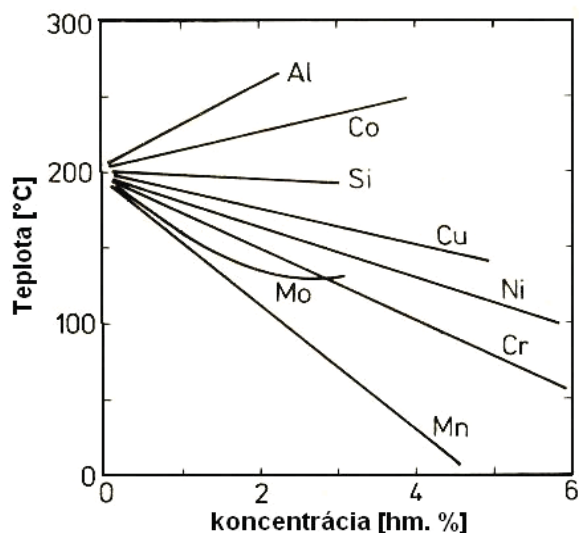
1.2.4 Vplyv množstva uhlíka a prísadových prvkov na tvar IRA/ARA diagramov

So stúpajúcim obsahom uhlíka sa bude poloha bodov M_s a M_f znižovať. Pri obsahoch uhlíka nižších ako 0,4 % bude teplota M_f klesať pod 0 °C (obr. 1.13). Vplyv prísadových prvkov na tvar IRA diagramu je podobný vplyvu na tvar ARA diagramu. Prísadové prvky menia mechanizmus a kinetiku fázových premien.

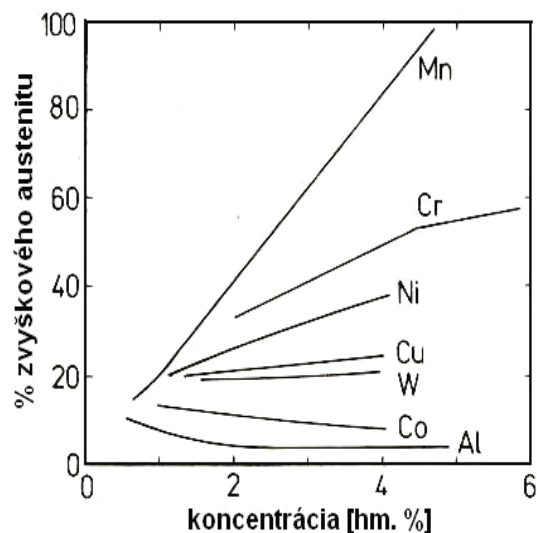


Obr. 1.13. Vplyv obsahu uhlíka na polohu bodov M_s a M_f pri uhlíkových oceliach

Takmer všetky prísadové prvky rozpustné vo ferite (okrem Co a Al) posúvajú krivky rozpadu austenitu k dlhším časom. Okrem toho, karbidotvorné prvky ako Cr, Mo, W, V, výrazne oddeľujú oblasť perlitickej a bainitickej premeny (vznikajú dva nosy rozpadovej krivky).



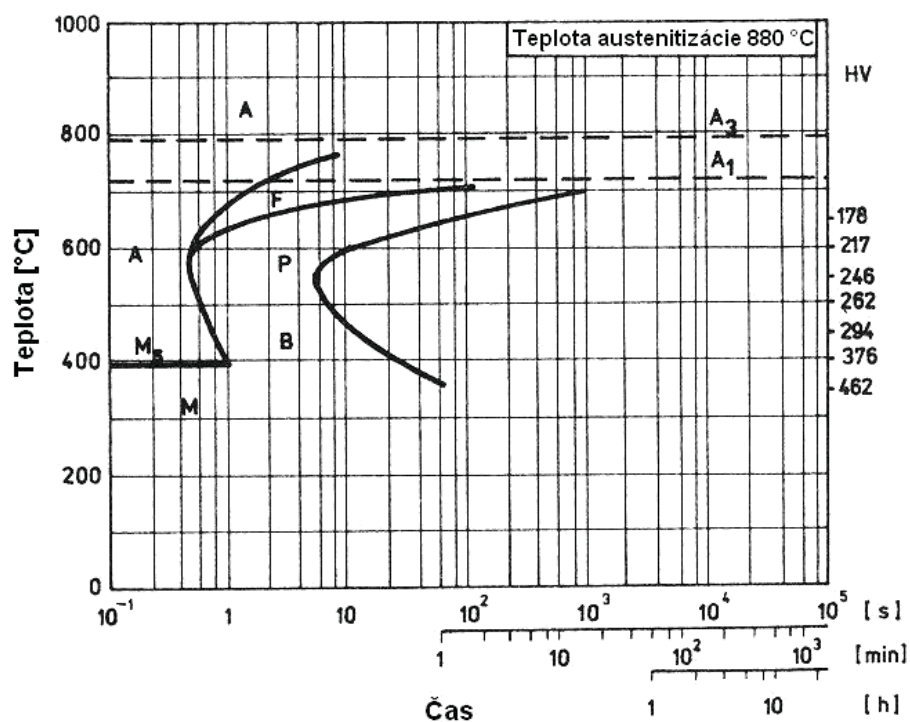
Obr. 1.14. Vplyv prísadových prvkov na teplotu M_s



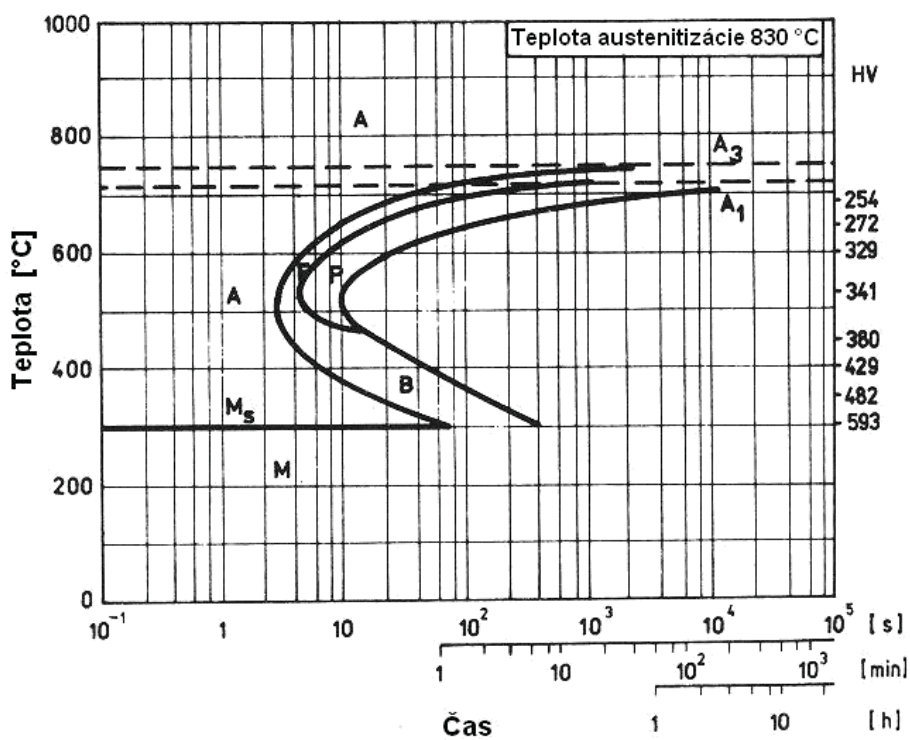
Obr. 1.15. Vplyv prísadových prvkov na množstvo zvyškového austenitu

Väčšina prvkov, napr. Mn, Si, Al, Cu, Ni, predlžuje čas rozpadu austenitu. Legujúce prvky okrem Al a Co znižujú teplotu M_s (obr. 1.14) a zvyšujú podiel zvyškového austenitu (obr. 1.15). So zvyšujúcim sa podielom uhlíka v oceli bude vplyv prísad ešte výraznejší (obr. 1.16).

Karbidotvorné prvky (Cr, W, V, Mo) okrem toho výrazne menia tvar diagramu – oddeľujú perlitický a bainitický stupeň premeny. Na rozhraní týchto premien sa rozpad spomaľuje a súčasne sa zvyšuje stabilita podchladeného austenitu. Na obr. 1.17 je prostredníctvom jednotlivých IRA diagramov ocele s 0,4 % C znázornený vplyv množstva legúr na polohu kriviek.

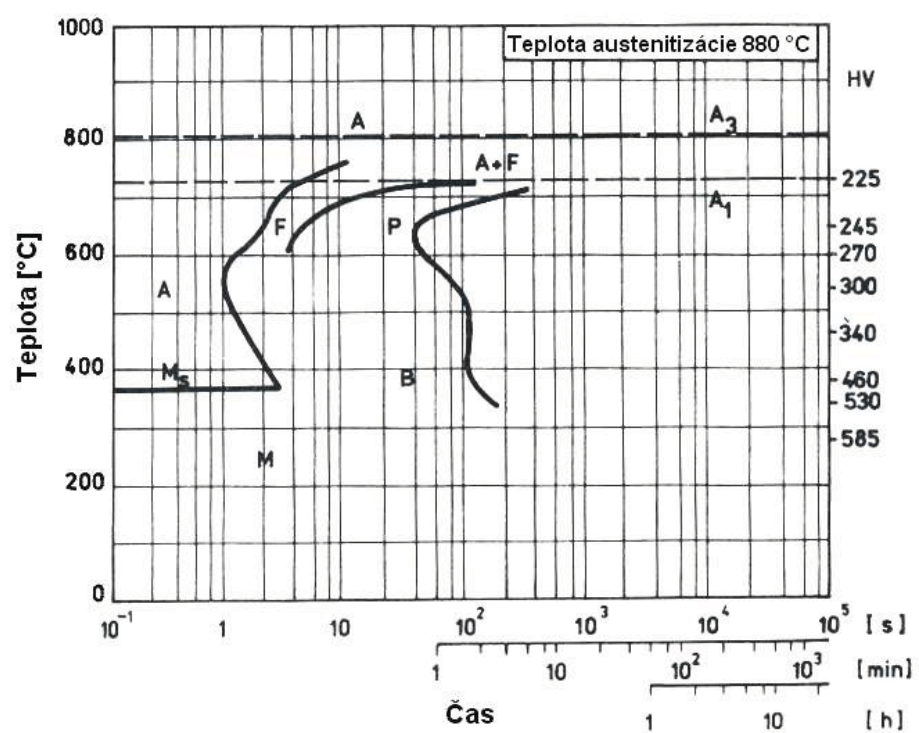
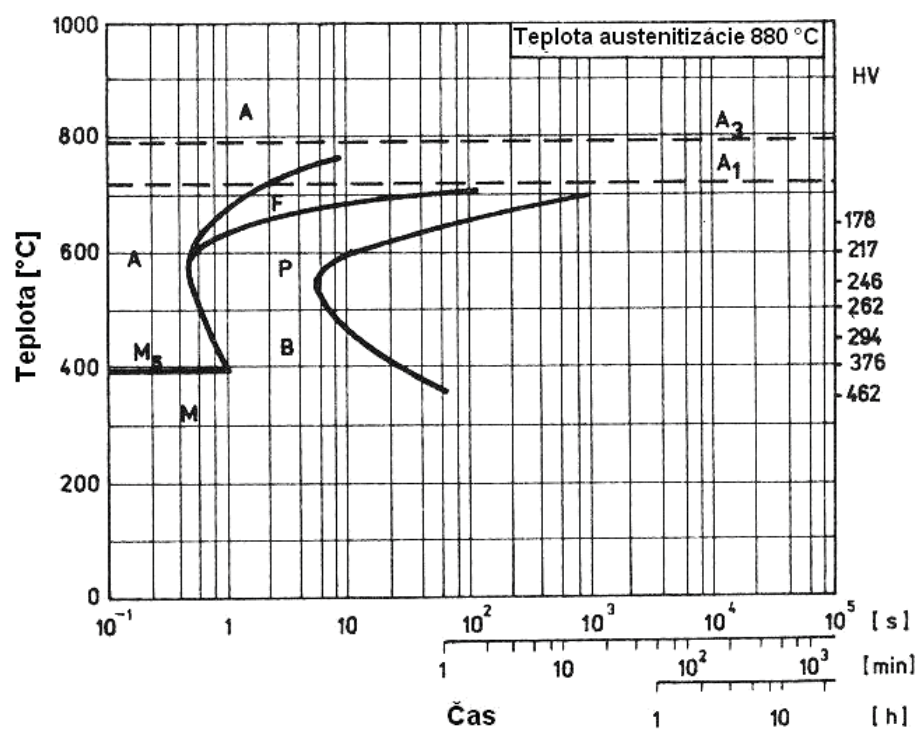


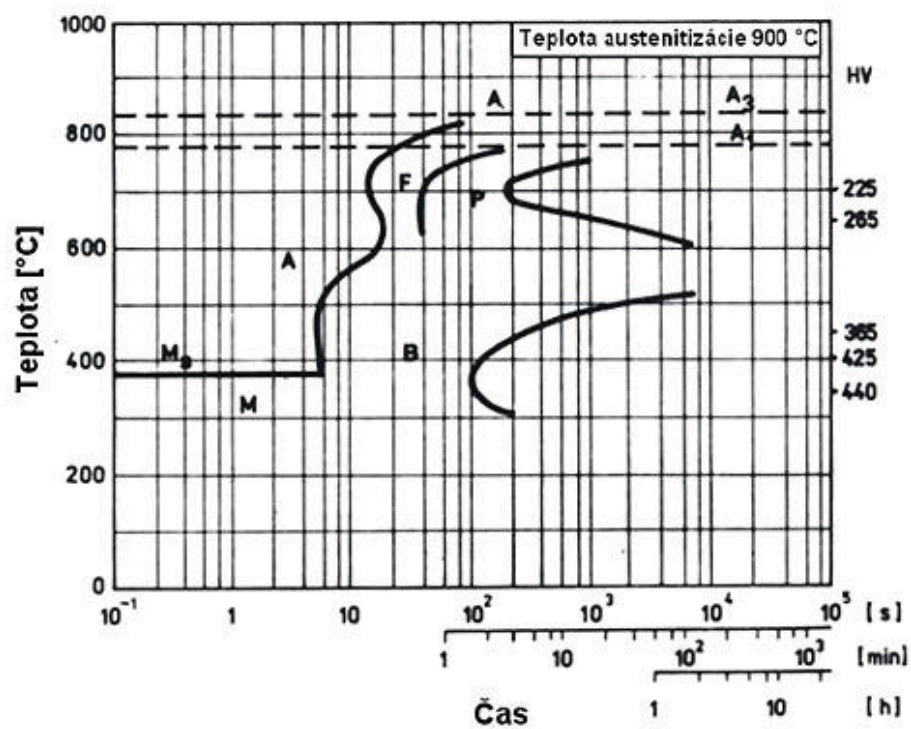
a)



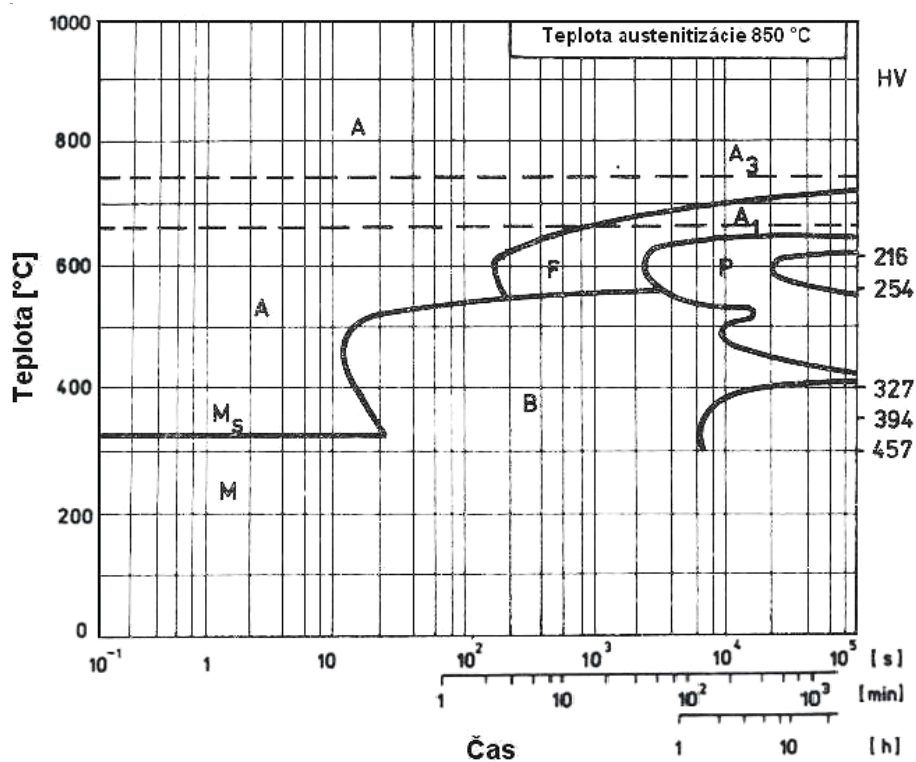
b)

Obr. 1.16. Vplyv množstva uhlíka na polohu kriviek v IRA diagrame ocele s obsahom
a) 0,4 % C, b) 0,6 % C





2 % legúr



4 % legúr

Obr. 1.17. Vplyv množstva legúr na polohu kriviek v IRA diagrame pre oceľ s 0,4 % C

Úloha 1.1

Použitím príslušného ARA diagramu a priesvitiek s ochladzovacími krivkami určte na základe požadovanej tvrdosti priemer valcovej vzorky kalenej do vody /oleja a na vzduchu.

1. Nakreslite ARA diagram zadanej ocele.
2. Zapište chemické zloženie a podmienky technologického spracovania danej ocele.
3. Na základe požadovanej pevnosti zistíte z prevodových tabuliek zodpovedajúcu tvrdosť.
4. Podľa zistenej tvrdosti zakreslite do ARA diagramu zodpovedajúcu krivku ochladzovania.
5. Pre danú krivku ochladzovania určte priemer valcovej vzorky kalenej do zvoleného ochladzovacieho prostredia (voda, olej, vzduch). Za zakalený priemer považujeme ten, ktorý vo svojej štruktúre obsahuje min. 50 % martenzitu.
6. Pre danú krivku ochladzovania zapište percentuálne množstvo jednotlivých štruktúrnych zložiek, ktoré sa nachádzajú vo výslednej štruktúre ocele.

Pomôcky:

ARA diagram, priesvitky s príslušnými ochladzovacími krivkami, prevodové tabuľky tvrdosti a pevnosti ocelí.

Úloha 1.2

Do ARA diagramu zakreslite pomocou kriviek ochladzovania postup pre daný druh tepelného spracovania – martenzitické a bainitické kalenie.

1. Nakreslite ARA diagram zadanej ocele.
2. Zapište chemické zloženie a podmienky tepelného spracovania danej ocele.
3. Do ARA diagramu zakreslite ochladzovaciú krivku pre martenzitické a bainitické kalenie.
4. Pre jednotlivé krivky ochladzovania určte výslednú tvrdosť a pomocou prevodových tabuliek zistíte zodpovedajúcu pevnosť ocele.
5. Stručne opíšte postup tepelného spracovania pre martenzitické a bainitické kalenie a ich využitie v praxi.

Pomôcky:

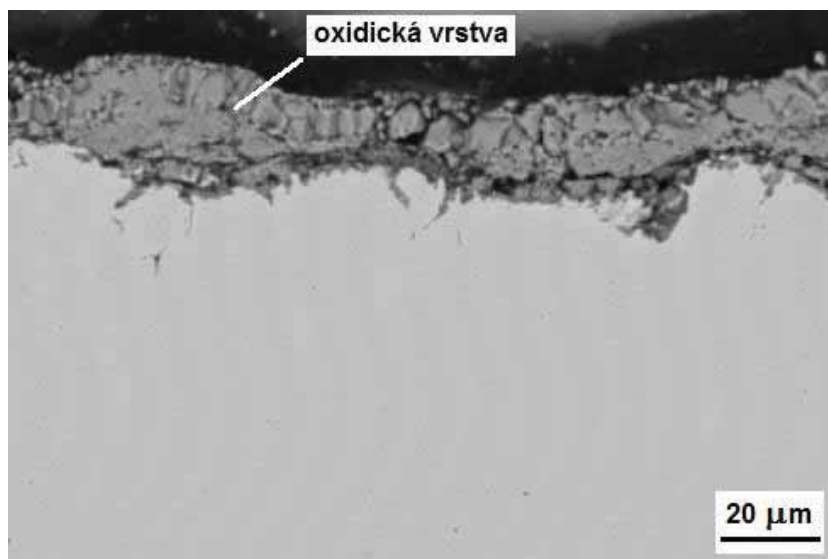
ARA diagram, prevodové tabuľky tvrdosti a pevnosti ocelí.

2 TEPELNÉ SPRACOVANIE OCELÍ

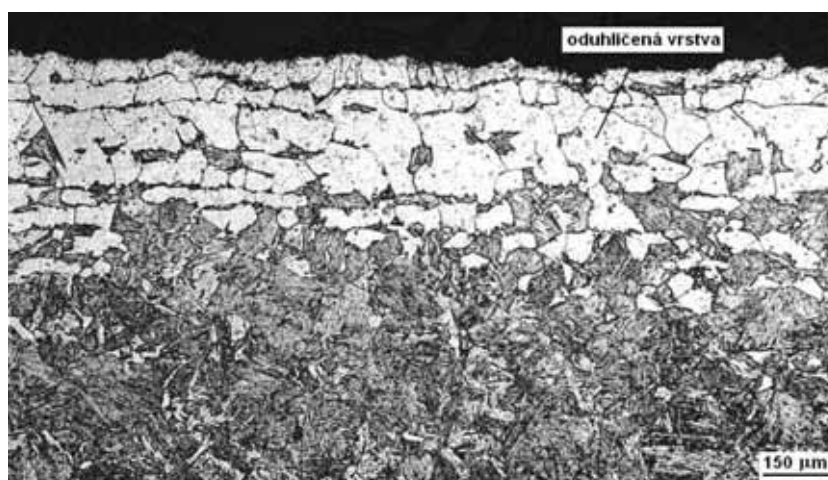
Všetky postupy pri tepelnom spracovaní spočívajú v ohreve polotovaru na požadovanú teplotu, výdrži na teplote a nasledujúcom ochladení. Dodržanie predpísanej výdrže na teplote zaručuje priebeh príslušných reakcií, ako je napr. rozpustenie karbidov, vyrovnanie chemického zloženia a pod. Rozdiely v teplotách na povrchu a v jadre vyvolávajú vznik vnútorných napätí, ktoré môžu viesť k deformácii súčiastky, v niektorých prípadoch až k vzniku trhlín. Z tohto dôvodu musí byť rýchlosť ohrevu, resp. ochladzovania prispôsobená veľkosti súčiastky, tvarovej zložitosti a druhu materiálu.

Postupy, ktoré vedú k dosiahnutiu termodynamickej rovnováhy (vznik štruktúr blízkych rovnovážnemu stavu) nazývame *žíhanie*. Naopak, postupy vedúce k vzniku nerovnovážnych štruktúr nazývame *kalenie*. Po kalení vo väčšine prípadov nasleduje *popúšťanie*, ktoré má za úlohu zmeniť nerovnovážnu štruktúru späť do rovnovážnejšieho stavu.

Oxidácia a oduhličenie povrchu (obr. 2.1 a obr. 2.2) nepriaznivo vplývajú na mechanické vlastnosti ako je zníženie tvrdosti a tým aj oteruvzdornosti, zníženie medze únavy a zhoršenie kaliteľnosti. Odliatky majú zvyčajne relatívne nízku tvárnosť a v ich štruktúre sa môžu nachádzať napätia, ktoré vznikli pri ochladzovaní odliatku. Preto najmä pri spätnom ohreve odliatkov hrozí nebezpečenstvo vzniku trhlín. Zvýšenú pozornosť je potrebné venovať aj výkovkom a vývalkom, najmä ak ide o objemné a tvarovo zložené súčiastky vyrobené z ocelí s vyšším obsahom uhlíka alebo zliatinových prvkov. Pri ohreve vysokolegovaných ocelí môže byť príčinou vnútorných napätí aj premena východiskovej štruktúry na austenitickú. Vo všetkých týchto prípadoch sa používa tzv. *riadený ohrev*, pri ktorom sa nesmie prekročiť kritická hodnota rýchlosti ohrevu. Ďalšou možnosťou je voľba ohrevu s výdržou na teplote, pri ktorej sa vyrovnajú teploty (úplne alebo čiastočne) v celom objeme výrobku. Dĺžka výdrže na teplote závisí najmä od typu ocele a rozmerov súčiastok.



Obr. 2.1. Oxidická vrstva na Cr-Ni oceli





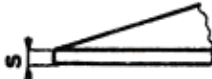



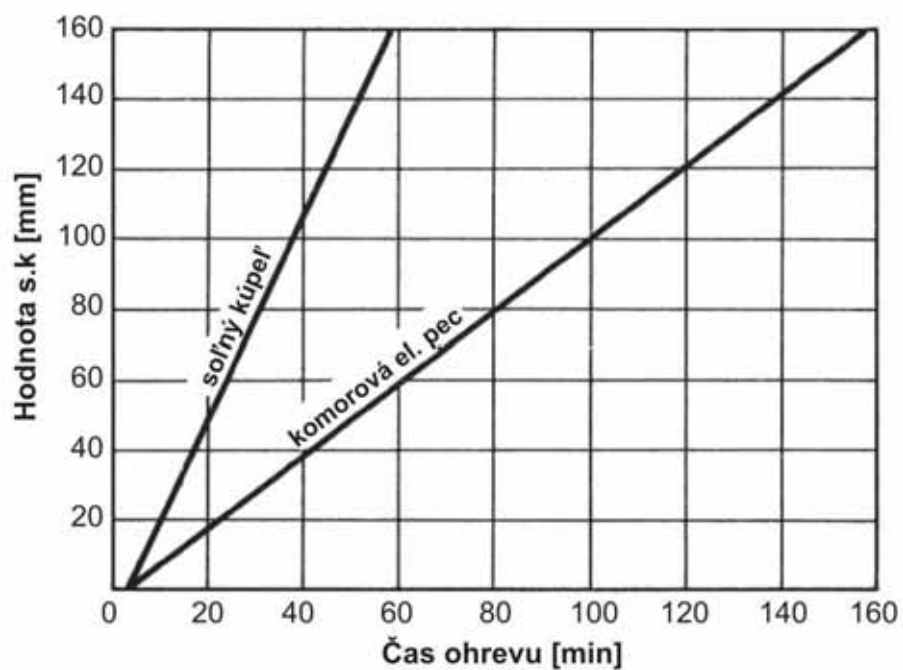
Obr. 2.2. Oduhličená vrstva

Na stanovenie času ohrevu významne vplýva tvar súčiastok a spôsob uloženia súčiastok v peci. Pri návrhu času je potrebné stanoviť charakteristický rozmer s a jemu zodpovedajúci tvarový koeficient k podľa tab. 1. Potom sa vypočíta tvarová hrúbka ako súčin $s \cdot k$. Z grafickej závislosti času ohrevu od tvarovej hrúbky, obr.2.3 sa odčíta hodnota času ohrevu v komorovej peci alebo v solných kúpeľoch. Takto stanovený čas ohrevu platí pre jedno teleso samostatne uložené v peci a zahŕňa celkový čas ohrevu vrátane predhrevu telesa. Z ekonomického hľadiska je však vhodné ohrievať viac kusov súčiastok naraz. Pri stanovení času ohrevu je potrebné zohľadniť spôsob rozmiestnenia súčiastok v peci, ktorý je charakterizovaný faktorom F (tab. 2). Ak sú súčiastky v peci uložené tesne vedľa seba, je zabránené prirodzené prúdenie pecnej atmosféry okolo každého telesa, a preto sa čas ohrevu predĺži.

S rastúcou vzdialenosťou medzi telesami (vzhľadom na rozmer s) sa čas ohrevu úmerne skracuje k základnému času ohrevu jedného telesa.





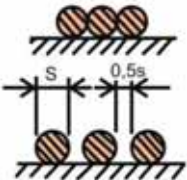
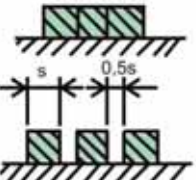
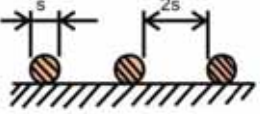
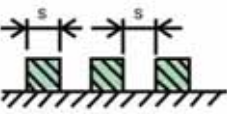

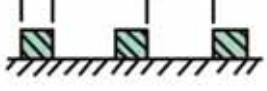


Tabuľka 1. Hodnoty tvarového koeficientu

Tvar výrobku	Tvarový koeficient k
	0,7
	1,0
	1,5
	1,5
	2,0
	2,0 - krátka otvorená 4,0 - dlhá alebo uzavretá rúrka



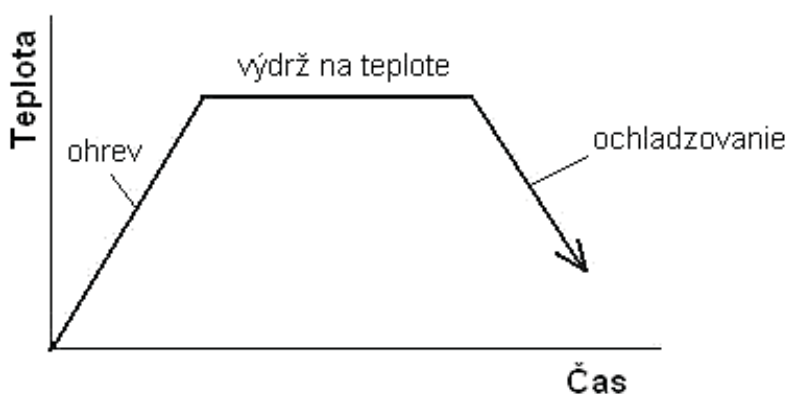
Obr. 2.3. Čas ohrevu v závislosti od prierezu, tvaru súčiastky a ohrievacieho prostredia

Tabuľka 2. Faktor F závislý od uloženia súčiastok v peci

Uloženie v peci	Faktor F	Uloženie v peci	Faktor F
	1,0		1,0
	1,0		1,4
	2,0		4,0
	1,4		2,2
	1,3		2,0
	1,7		1,8

2.1 Žihanie

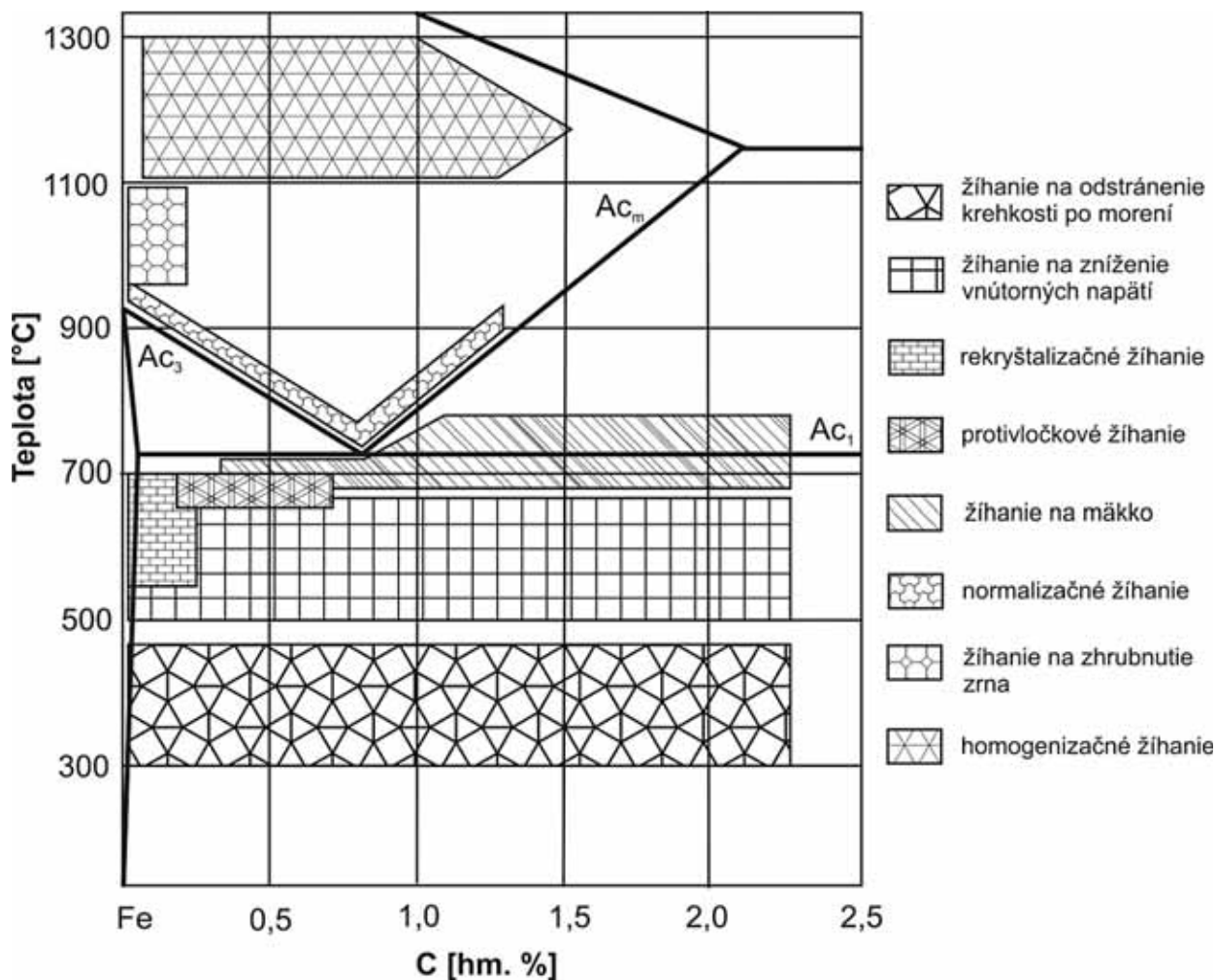
Znakom všetkých postupov žihania je získanie štruktúry blízkej rovnovážnemu stavu ocele. Z tohto dôvodu sa pri väčšine postupov používa rovnomerný a pomalý ohrev, dlhšia výdrž na žihacej teplote a pomalé ochladzovanie (obr. 2.4). Cieľom žihania je predovšetkým zníženie štruktúrnej alebo chemickej heterogenity, zlepšenie obrobitelnosti a tváriteľnosti za studena a zníženie vnútorných napätí, ktoré vznikli následkom predchádzajúceho spracovania.



Obr. 2.4. Etapy žihania

Pri niektorých spôsoboch žihania je potrebná premena východiskovej feriticko-cementitickej štruktúry na austenitickú, pri ďalších postupoch k fázovým premenám nedochádza. Podľa toho môžeme žihanie rozdeliť na 2 základné skupiny (obr. 2.5):

1. postupy žihania bez prekryštalizácie (žihacie teploty sú pod A_{c1})
2. postupy žihania s prekryštalizáciou (žihacie teploty sú nad A_{c1})



Obr. 2.5. Teploty žihania uhlíkových ocelí

2.1.1 Žihanie bez prekryštalizácie

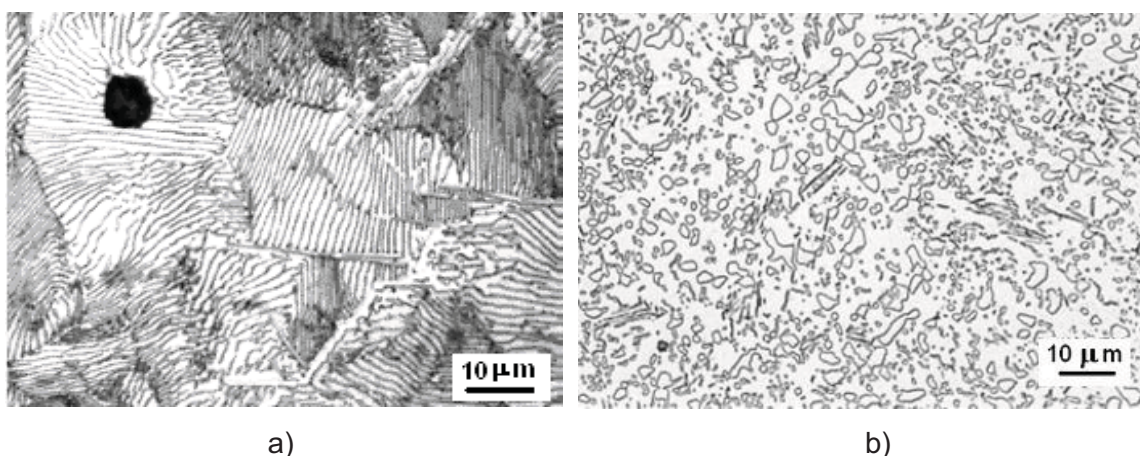
Všetky postupy žihania bez prekryštalizácie prebiehajú pod teplotou A_{c1} , t. j. k fázovým premenám nedochádza. Výnimku tvorí iba žihanie na mätko pri nadeutektoidných oceliach, ale aj v tomto prípade je rozsah fázových premien nevýznamný. Pri žíhaní bez prekryštalizácie nastávajú v oceli len štruktúrne zmeny ako je zmena tvaru a veľkosti zŕn, rozdelenie a koncentrácia mriežkových porúch a veľkosť vnútorných napätí. Do tejto skupiny môžeme

zaradiť žihanie na mätko, rekryštalizačné žihanie, žihanie na odstránenie vnútorných napätí, protivločkové žihanie a žihanie na odstránenie krehkosti po morení.

Žihanie na mätko (Sferoidizačné žihanie)

Podstatou tohto žihania je zníženie tvrdosti na zvýšenie obrobitelnosti ocele. Pokiaľ cementit nachádzajúci sa v štruktúre ocele má lamelárnu formu (obr. 2.6a), tak tieto lamely môžu pri obrábaní spôsobiť rýchle otupenie nástrojov, čím sa zhorší obrobitelnosť materiálu. Ohrevom sa dosiahne, že lamely cementitu sa zvinú do globulí (sferoidizácia), čím získavame tvárnu, dobre obrobitelnú štruktúru s globulárnym perlitom (obr. 2.6b). Pri podeutektoidných oceliach sa teplota žihania pohybuje v rozmedzí 680 až 720 °C (pod A_{c1}) s výdržou 4 až 8 hod. s nasledujúcim pomalým ochladzovaním v peci. S rastúcim obsahom uhlíka sa budú karbidy rozpúšťať pomalšie a karbidy vylúčené po hraniciach zŕn nie je možné pri týchto teplotách (pod A_{c1}) rozpustiť. Z toho dôvodu sa pri nadeutektoidných, resp. nástrojových oceliach volí teplota žihania nad teplotou A_{c1} s výdržou 6 až 12 hod. s veľmi pomalým ochladzovaním najprv v peci (do teploty 600 °C rýchlosťou 10 až 15 °C/hod.) a potom na vzduchu. Proces sferoidizácie možno urýchliť kolísaním teploty okolo A_{c1} , kedy sa najprv teplota zvýši nad A_{c1} , ale tesne pred začiatkom prekryštalizácie nasleduje ochladenie pod teplotu A_{c1} . Zvyšovanie a znižovanie teploty sa niekoľkokrát opakuje. Cieľom je získať nehomogénnu austenitickú štruktúru s veľkým počtom zárodkov, z ktorých sa pri ochladzovaní budú vylučovať jemné globulárne a rovnomerne rozložené karbidy. Uvedený postup žihania už čiastočne zasahuje do postupov žihania s prekryštalizáciou.

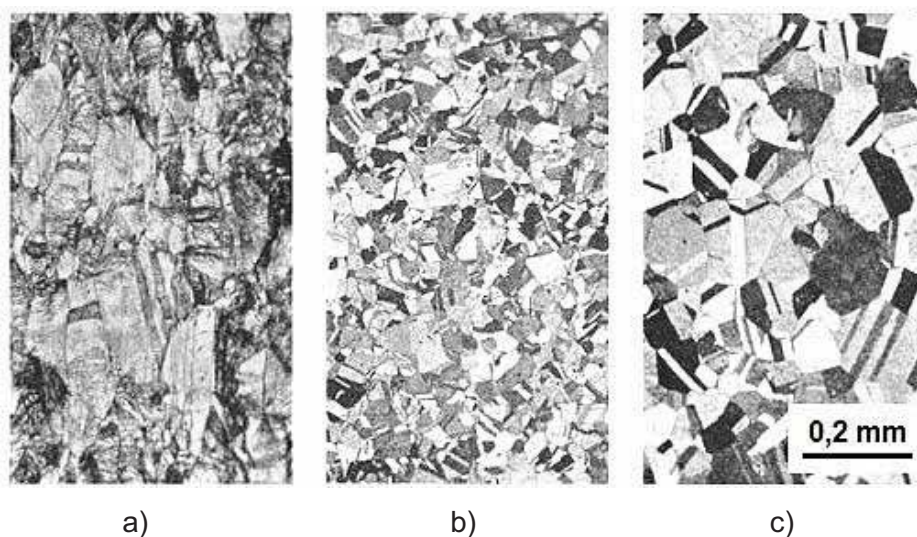
Žihanie na mätko sa používa napr. na spracovanie drôtov z nízkoalloyovanej ocele 14 109, ktoré sa používajú na výrobu kuželíkov valivých ložísk tvárnením za studena. Po tvárnení vyžíhaného drôtu do tvaru kuželíkov nasleduje ich kalenie a popúšťanie.



Obr. 2.6. Štruktúra a) pred žiháním na mätko s lamelárnym perlitom, b) po žihání na mätko so sferoidizovaným perlitom

Rekryštalizačné žihanie

Tvárnением za studena (napr. valcovaním, ťahaním) dochádza v štruktúre materiálu k deformácii zŕn (obr. 2.7a) a k deformačnému spevneniu. Zrná v smere tvárnenia sa predlžujú, narastá pevnosť a tvrdosť, klesá ťažnosť. Cieľom rekryštalizačného žihania je odstránenie spevnenia a obnovenie tváriteľnosti ocele. Podstatou žihania je zníženie hustoty dislokácií, nukleácia a rast nových rovnoosých zŕn v pôvodnej deformovanej štruktúre materiálu (obr. 2.7b). Žihacie teploty sa pohybujú v rozmedzí 550 až 700 °C s výdržou na teplote 1 až 5 hod. Teplota žihania a výdrž závisí od druhu ocele, stupňa tvárnenia a požadovaných výsledných vlastností. Teplota nesmie prekročiť teplotu nad A_{c1} , inak nastáva prekryštalizácia. Pokiaľ je cieľom získať jemnejšie zrno, volí sa nižšia teplota žihania. Ak sa požaduje hrubozrnnejšia štruktúra (napr. pre ocele na transformátorové plechy), volí sa vyššia teplota, obr. 2.7c. Ohrev aj ochladenie sa uskutočňuje v ochrannej atmosfére, aby nenastala oxidácia povrchu. Rekryštalizačné žihanie sa zvyčajne volí ako medzioperačné žihanie pri tvárnení niektorých nízkouhlíkových ocelí (napr. pri ťahaní alebo pretláčaní).



Obr. 2.7. Štruktúra ocele a) deformovaný stav po valcovaní za studena
b) rekryštalizovaný stav 550 °C /1 hod. c) rekryštalizovaný stav 650 °C /1 hod.

Žihanie na odstránenie vnútorných napätí (Relaxačné žihanie)

Cieľom je znížiť napätia, ktoré vznikli následkom predchádzajúceho spracovania, napr. pri zvaraní, tvárnení za studena, obrábaní alebo nerovnomerným ochladzovaním tvarovo zložitých a objemných súčiastok. Žihacie teploty sa pohybujú v rozmedzí 500 až 650 °C. Ohrevom na žihaciu teplotu sa zníži medza klzu a zvýši sa plasticita materiálu. Pokles vnútorných napätí prebieha formou relaxácie, keď sa vnútorné napätia znížia mikropelas-

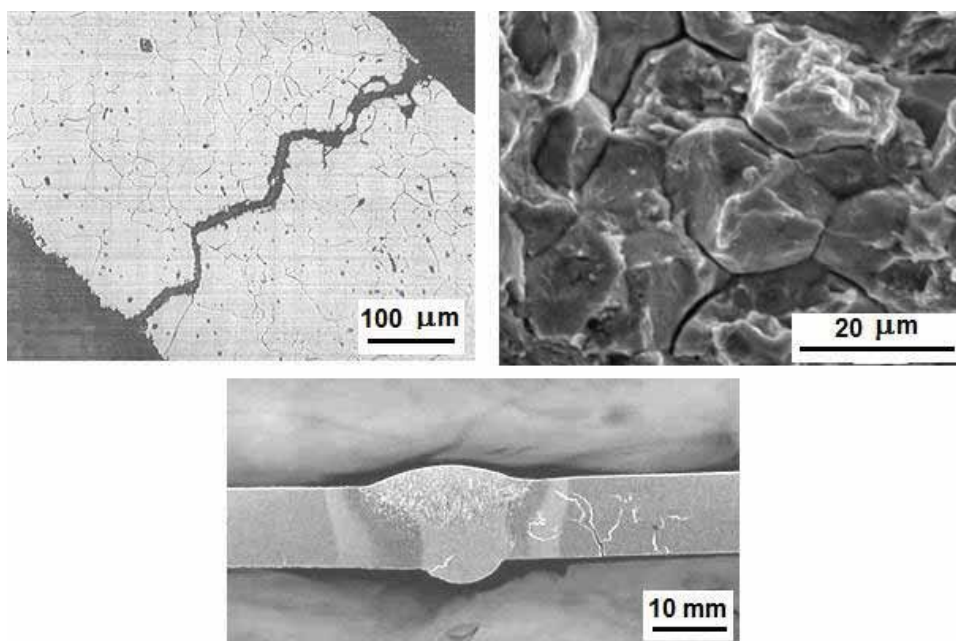
tickými deformáciami. Výdrž na teplote závisí od požadovaného stupňa zníženia vnútorných napätí. Zvyčajne platí, že čím je teplota ohrevu vyššia, tým kratšia bude výdrž na teplote. Napr. pri teplote 600 až 650 °C sa volí výdrž 1 až 2 hod. s ďalším pomalým ochladzovaním v peci (do 200 °C) a potom na vzduchu. Ochladzovacia rýchlosť je približne 50 °C za hod. Ochladzovanie musí byť veľmi pomalé, aby sa zabránilo vzniku nových napätí v štruktúre.

Protivločkové žihanie

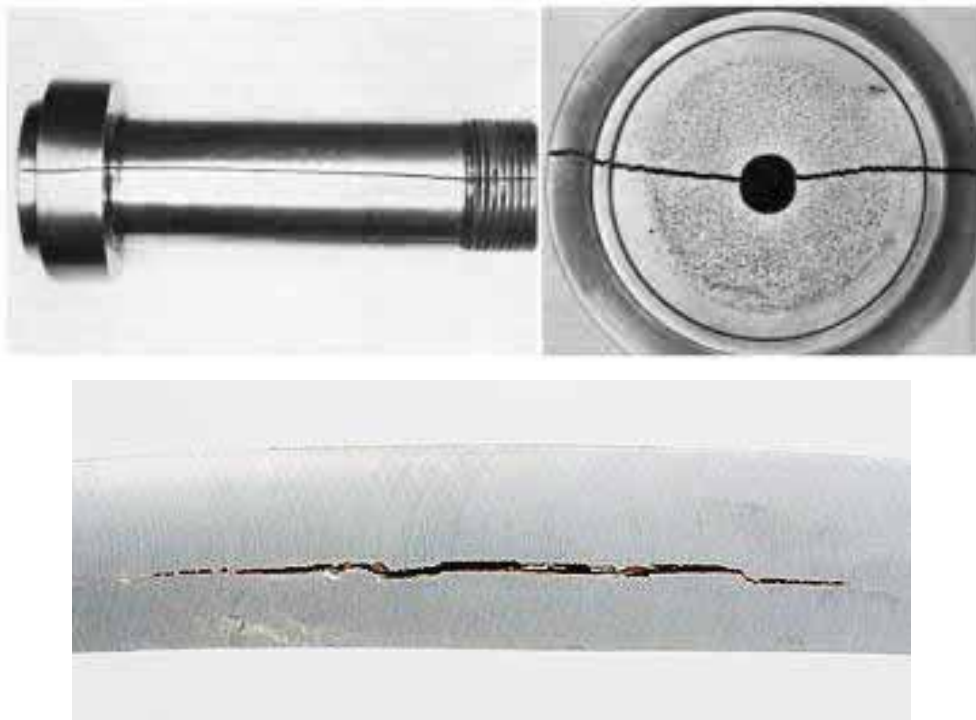
Používa sa na zníženie obsahu vodíka, ktorý spôsobuje vznik vnútorných trhlín v tvare vločiek. S klesajúcou teplotou vyvoláva difundujúci vodík v štruktúre vznik veľkých napätí, ktoré vedú k vzniku trhlín (obr. 2.8). V niektorých prípadoch môžu tieto napätia spôsobiť miestne porušenie súdržnosti ocele (obr. 2.9). Teplota žihania sa pohybuje v rozmedzí 650 až 700°C s výdržou na teplote niekoľko desiatok hodín. Pri objemných výkovkoch môže byť celkový čas žihania až niekoľko dní. Ochladzovanie prebieha v peci (do 150 °C) a musí byť veľmi pomalé (~ 5 °C /hod.), aby vodík stačil difundovať na povrch.

Žihanie na odstránenie krehkosti po morení

Používa sa na odstránenie vodíka, ktorý difundoval do povrchových vrstiev pri morení v kyselinách (odstraňovanie oxidických vrstiev z povrchu ocele). Nakoľko pri morení v kyselinách sa uvoľňuje vodík v atomárnom stave, sú postačujúce nižšie teploty žihania 200 až 300°C. Počas výdrže 4 až 10 hod. sa vodík uvoľní a tým sa odstráni krehkosť ocele.



Obr. 2.8. Vznik trhlín spôsobených prítomnosťou vodíka v štruktúre



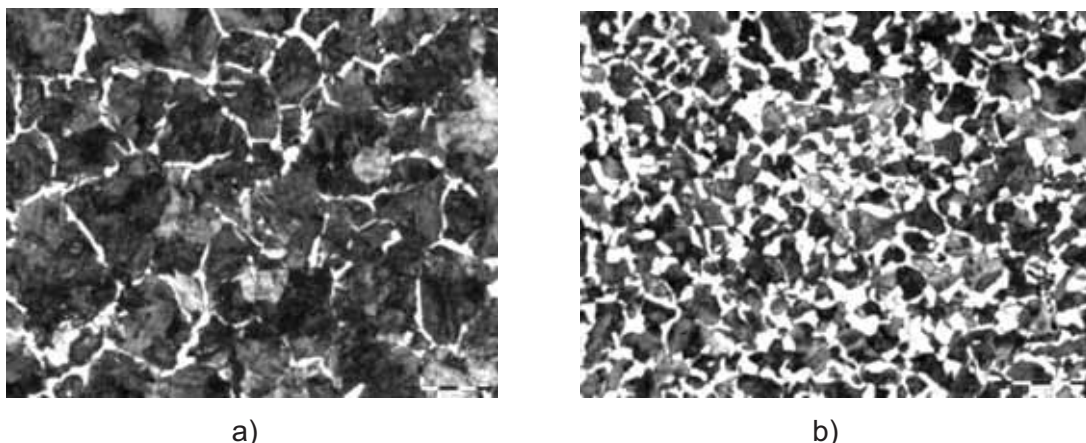
Obr. 2.9. Porušenie súdržnosti spôsobenej prítomnosťou vodíka v štruktúre

2.1.2 Žíhanie s prekryštalizáciou

Všetky postupy žíhanie s prekryštalizáciou prebiehajú pri teplotách nad A_{c3} , resp. A_{cm} , keď dochádza k čiastočnej alebo úplnej austenitizácii východiskovej feriticko-cementitickej štruktúry. Nasledovným ochladzovaním sa austenit postupne rozpadá na štruktúry blízke rovnovážnym. Do tejto skupiny patrí normalizačné žíhanie, homogenizačné žíhanie a izo-termické žíhanie. V špeciálnych prípadoch sa aplikuje aj žíhanie na zhrubnutie zrna a lesklé žíhanie.

Normalizačné žíhanie

Cieľom normalizačného žíhanie je zjemnenie hrubého zrna (obr. 2.10), ktoré sa môže v štruktúre ocele vytvoriť už pri samotnom odlievaní alebo pri dlhodobom žíhaní, príp. tvárnení pri vysokých teplotách. Štruktúra po normalizačnom žíhaní je jemnejšia s rovnomerne rozloženými zrnami a vyššou medzou pevnosti a súčasne dobrými plastickými vlastnosťami. Tento spôsob žíhanie je vhodný najmä pre uhlíkové a nízkolegované ocele. Pri podeutektoidných oceliach býva teplota žíhanie 30 až 50°C nad A_{c3} s výdržou na teplote 1 až 4 hod. (~ 1 hod. na 25 mm hrúbky) s voľným ochladzovaním na vzduchu. Pri oceliach s obsahom uhlíka vyšším ako 0,3 % prebieha ochladzovanie v peci, aby sa zabránilo vzniku štruktúry s vysokou tvrdosťou (vznik bainiticko-martenzitickej štruktúry).

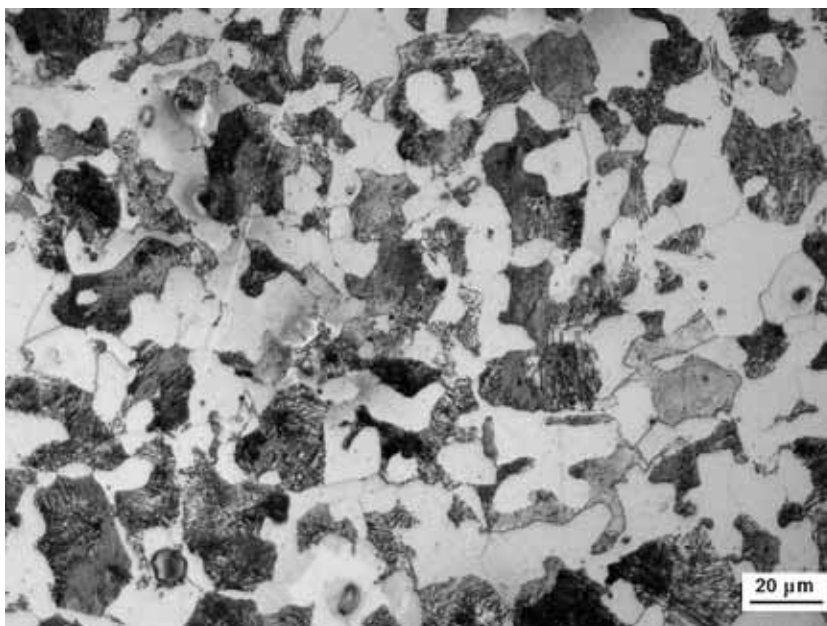


Obr. 2.10. Mikroštruktúra podeutektoidnej ocele a) pred normalizačným žiňaním, b) po normalizačnom žiňaní s jemným rovnomerným zrnom, zv. 500 x

Pri nadeutektoidných oceliach sa normalizačné žiňanie používa veľmi zriedka. Ide o prípady, keď sa nevhodným spôsobom ochladzovania (napr. pomalým ochladzovaním z tvárniacej teploty) vylúčil cementit po hraniciach zŕn a vytvoril tzv. karbidické sieťovanie, čo vedie k zhoršeniu vlastností ocele pri dynamickom namáhaní. Normalizačná teplota je pri týchto oceliach $\sim 30^\circ\text{C}$ nad A_{cm} s ďalším rýchlym ochladením na 700°C . Ďalšie ochladzovanie už musí byť pomalé, aby sa austenit stihol premeniť na perlit a nenastalo zakalenie štruktúry, čo by viedlo k vzniku napätí a trlín. Normalizačné žiňanie môže byť konečnou operáciou tepelného spracovania alebo sa použije ako prípravná operácia na nasledujúce kalenie.

Homogenizačné (difúzne) žiňanie

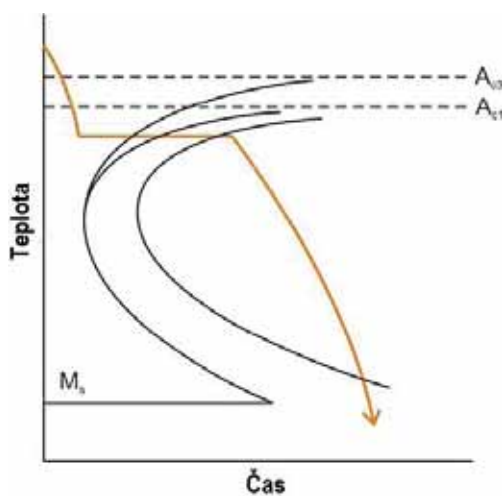
Týmto spôsobom sa spracovávajú najmä odliatky z legovaných ocelí. Cieľom je zníženie chemickej heterogenity odliatku, ktorá vzniká počas ochladzovania. Žiňanie prebieha pri teplotách 1000 až 1250°C keď vznikajú v oceli priaznivé podmienky na difúziu legujúcich prvkov uložených v substitučných polohách kryštálovej mriežky železa. Čas žiňania sa volí podľa veľkosti odliatku a druhu ocele, zvyčajne býva v rozmedzí 8 až 18 hodín, v niektorých prípadoch môže dosiahnuť až niekoľko desiatok hodín. Pri vysokých teplotách sa zvyčajne na povrchu tvoria okuje a dochádza k oduhličeniu podpovrchových vrstiev. Zároveň hrozí nebezpečenstvo zhrubnutia zrna, preto zvyčajne po homogenizačnom žiňaní nasleduje normalizačné žiňanie, ktorým docielime zjemnenie štruktúry. Štruktúra ocele po homogenizačnom žiňaní je na obr. 2.11.



Obr. 2.11. Štruktúra ocele po homogenizačnom žíhaní

Izotermické žíhanie

Má v podstate podobné využitie ako žíhanie na mätko. Používa sa najmä pri oceliach s vyšším obsahom zliatinových prvkov, pri ktorých aj po dlhodobom žíhaní pevnosť zostáva vysoká, čo má za následok obtiažnu obrobiteľnosť. V takýchto prípadoch možno využiť na návrh tepelného spracovania IRA diagramy. Postup spočíva v rýchлом ochladení zaustenitizovanej ocele (napr. prúdom vzduchu) na teplotu 600 až 750 °C s ďalšou výdržou na teplote až do úplného rozpadu austenitu na perlit (obr. 2.12). Nakoniec sa oceľ ochladí na vzduchu. Tým dosiahneme, že štruktúra ocele bude obsahovať jemnozrnný globulárny perlit s dobrými mechanickými vlastnosťami.



Obr. 2.12. Schéma izotermického žíhania podeutektoidnej ocele

Žíhanie na zhrubnutie zrna

Ocele s nízkym obsahom uhlíka sú mäkké a po žíhaní na mätko zle obrobitelné (ocel sa maže). Pri obrábaní vzniká dlhá trieska a povrch je nekvalitný. Obrobitelnosť je lepšia pri štruktúre s hrubým zrnom. Z tohto dôvodu sa vyvoláva úmyselné zhrubnutie zrna ohrevom na teploty ~ 950 až 1100°C s nasledovným pomalým ochladzovaním v peci. Toto žíhanie sa používa v špeciálnych prípadoch pri oceľových plechoch pre elektrotechniku. Zväčšenie zrna v transformátorových alebo dynamových plechoch má priaznivé účinky na straty spôsobené magnetickou hysteréziou.

Lesklé žíhanie

Pri teplotách nad 200 °C vzniká na povrchu ocele vrstva oxidov železa, ktorej hrúbka závisí od teploty a času žíhania. V dôsledku vzniku oxidačnej vrstvy povrch ocele stráca kovový lesk. Na získanie lesklého kovového vzhľadu je ocel žíhaná vo vákuu alebo v ochrannej atmosfére, ktorá zabraňuje vzniku tejto oxidačnej vrstvy.

2.2 Kalenie

Cieľom kalenia je vytvorením nerovnovážnej štruktúry zvýšiť tvrdosť a pevnosť. Vysoká tvrdosť sa dosiahne vznikom martenzitickej štruktúry. Zvýšením tvrdosti a pevnosti sa zvýši odolnosť proti opotrebeniu a odolnosť voči únavovému namáhaniu. Kalením meníme feriticko-cementitickú štruktúru na štruktúru tvorenú martenzitom, príp. bajnitom. Proces kalenia sa skladá z 3 etáp:

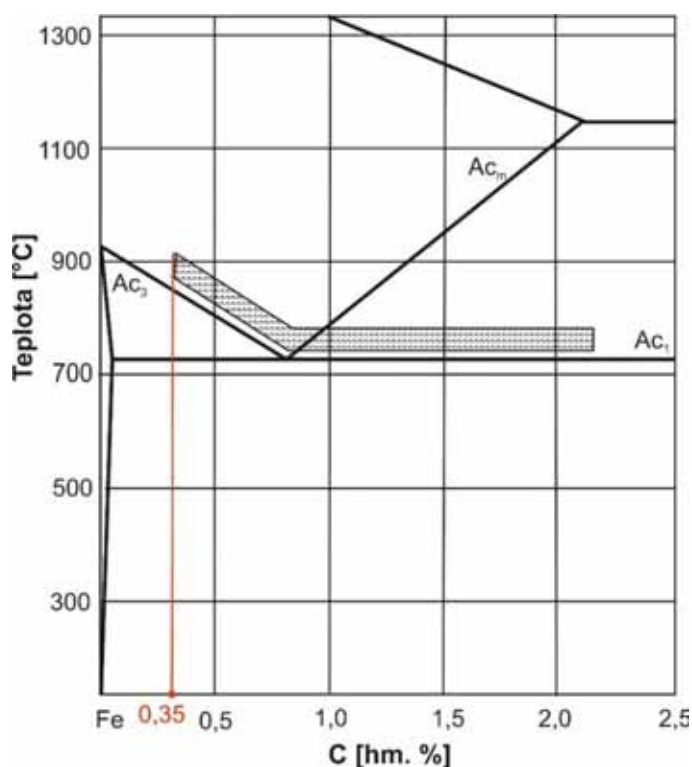
1. ohrev na kaliacu teplotu (austenitizácia),
2. zotrvanie na teplote,
3. rýchle ochladenie nadkritickou rýchlosťou.

Kaliaca teplota závisí od obsahu uhlíka. Podeutektoidné ocele sa kalia z teploty 30 až 50 °C nad A_{c3} , nadeutektoidné ocele z teploty 30 až 50 °C nad A_{c1} (obr. 2.13). Pri nadeutektoidných oceliach sa kaliaca teplota nevolí nad teplotami A_{cm} z dôvodu rozpúšťania cementitu, ktorý tvorí tvrdú zložku v štruktúre a prispieva k zvýšeniu tvrdosti ocele po kalení. Kalenie z teplôt nad A_{cm} by spôsobilo nárast zvyškového austenitu v štruktúre a tým pokles tvrdosti po kalení. Prekročenie kaliacej teploty a príliš dlhá výdrž na kaliacej teplote spôsobuje rast austenitického zrna, čo po kalení vedie k vzniku hrubozrnného martenzitu s vyššou krehkosťou. Súčasne sa zvyšuje množstvo zvyškového austenitu, čím sa znižuje výsledná tvrdosť ocele. Správne zakalená štruktúra nadeutektoidnej ocele je tvorená martenzitom, určitým podielom zvyškového austenitu a nerozpusteného sekundárneho cementitu, príp. karbidmi zliatinových prvkov. S cieľom dosiahnuť čo najvyššiu tvrdosť a oteruvzdornosť

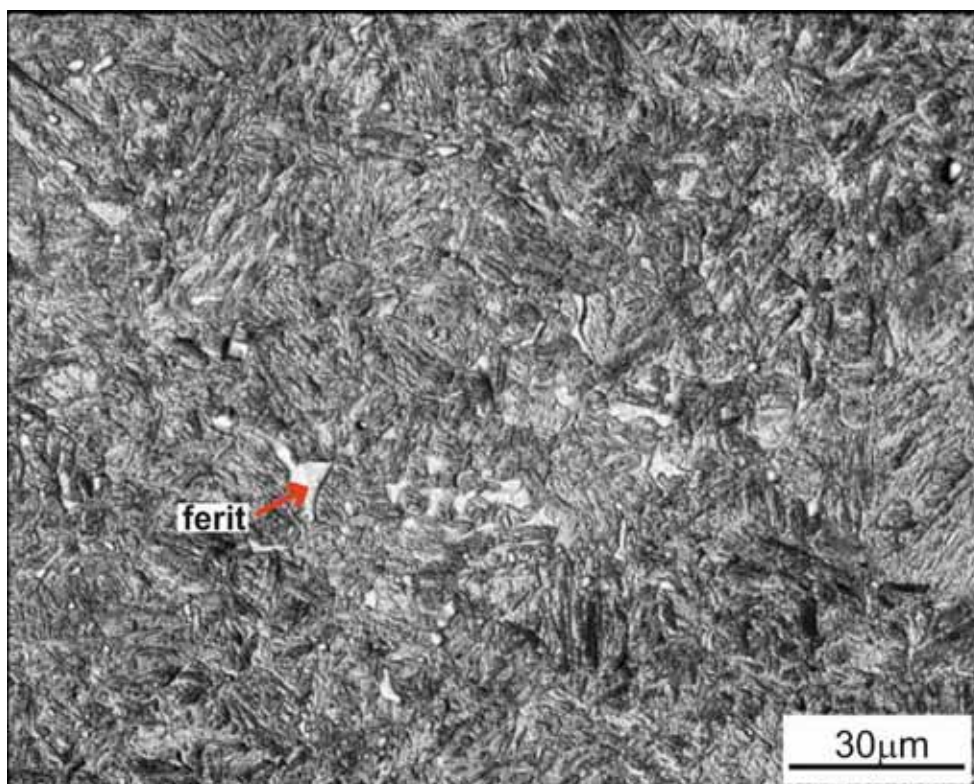
oceľ, je potrebné, aby vylúčené karbidy mali malú veľkosť, guľôčkový tvar a boli rovnomerne rozložené. Správne vylúčenie nadeutektodných karbidov je zvyčajne zabezpečené žiňaním na mäkko ešte pred samotným kalením. Ak sa použije kalenie z nízkej teploty, nerozpustí sa dostatočné množstvo karbidov, austenit bude obsahovať nižšie množstvo uhlíka a výsledná tvrdosť oceľ bude nižšia. Naopak, pri kalení z vysokých teplôt sa karbidy začnú nadmerne rozpúšťať, austenit sa bude obohacovať o uhlík, vzrastie množstvo zvyškového austenitu a súčasne sa martenzit bude vylúčovať vo forme hrubých lamiel. To bude mať za následok celkové zníženie tvrdosti martenzitu a vznik vnútorných napätí. Prítomnosť zvyškového austenitu je ovplyvnená aj nedosiahnutím teploty pod M_f . So vzrastajúcim podielom martenzitu bude tvrdosť zakalenej oceľ narastať.

Ak nedosiahneme správnu kalicu teplotu alebo výdrž na teplote je príliš krátka, nedôjde k dostatočnej homogenizácii austenitu. V takomto prípade môže v štruktúre podeutektoidnej oceľ vzniknúť okrem martenzitu väčšie množstvo feritu a to má za následok nižšiu tvrdosť (obr. 2.14).

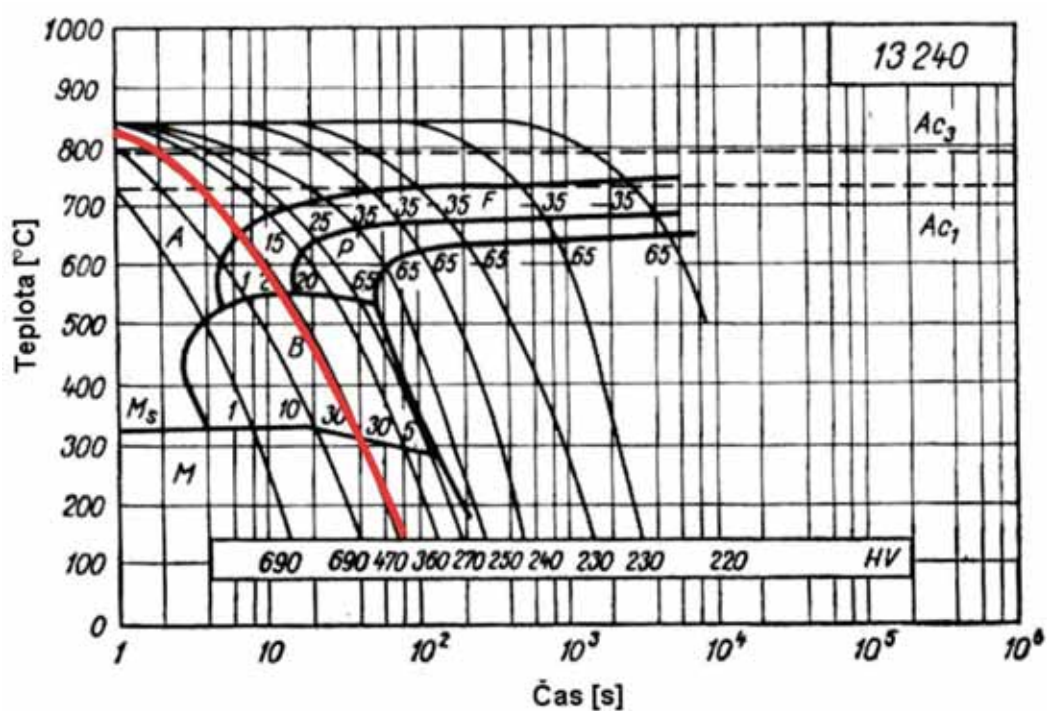
Za kaliteľné považujeme oceľ s min. obsahom uhlíka 0,35 %. Pri nízkom obsahu uhlíka nie je možné dosiahnuť vysokú tvrdosť. Z tohto dôvodu považujeme oceľ s obsahom uhlíka nižším ako 0,2 % za nekaliteľné. Výnimku tvoria len vysokolegované zliatinové oceľ s vyšším obsahom karbidotvorných prvkov, kde je hranica obsahu uhlíka posunutá k nižším hodnotám.



Obr. 2.13. Kalicie teploty oceľí v diagrame Fe-Fe₃C



a)



b)

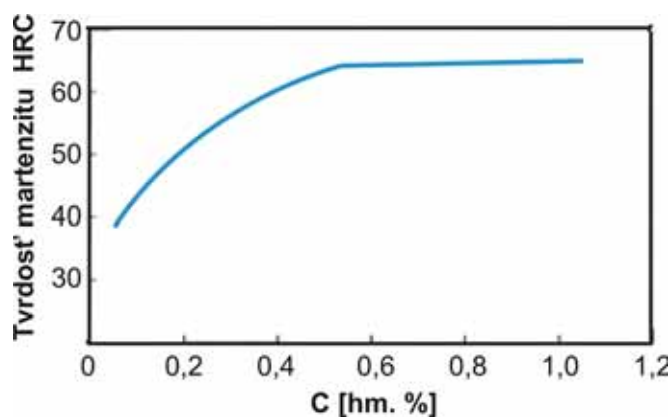
Obr. 2.14. Mikroštruktúra podkalenej ocele 13 240 a) s výslednou štruktúrou ferit+bajnit+martenzit, b) ARA diagram s vyznačenou rýchlosťou ochladzovania pre danú výslednú štruktúru

Kaliteľnosť je možno definovať ako schopnosť ocele dosiahnuť nerovnovážny stav ochladzovaním z určitej kaliacej teploty. Cieľom kalenia je získať bezdifúznou premenou austenitu nerovnovážnu štruktúru, ktorej hlavnou zložkou je martenzit. Na túto premenu je potrebná rýchlosť ochladzovania minimálne taká ako je kritická rýchlosť ochladzovania, určená z diagramu rozpadu austenitu.

Na posúdenie vhodnosti ocele ku kaleniu vzhľadom na jej schopnosť zakaliť sa a zakaliť sa do určitej hĺbky sa používajú kritériá zakaliteľnosť a prekaliteľnosť.

Zakaliteľnosť označuje schopnosť ocele dosiahnuť pri nadkritickej rýchlosti ochladzovania maximálnu tvrdosť martenzitickej štruktúry, ktorá bude závisieť najmä od obsahu uhlíka v austenite (obr. 2.15). Najvyššia hodnota tvrdosti martenzitu dosahuje ~950 HV (66 HRC). Pri nadeutektoidných oceliach bude tvrdosť po kalení závislá aj od kaliacej teploty. Čím bude vyššia kaliaca teplota medzi A_{c1} a A_{cm} , tým sa rozpustí viac sekundárneho cementitu v austenite.

Prekaliteľnosť môžeme definovať ako schopnosť ocele získať po zakalení určitú tvrdosť pod povrchom. Najmä pri konštrukčných oceliach bude okrem tvrdosti po kalení dôležitá aj hĺbka zakalenia súčiastky v celom priereze. Správne zakalený prierez by mal v strede obsahovať min. 50 % martenzitu. Prekaliteľnosť bude závisieť najmä od obsahu zliatinových prvkov (najviac ju bude zvyšovať chróm) a je daná tvarom ARA diagramu. Prekaliteľnosť ocelí bude bližšie opísaná v kap. 3.



Obr. 2.15. Závislosť tvrdosti martenzitu od obsahu uhlíka

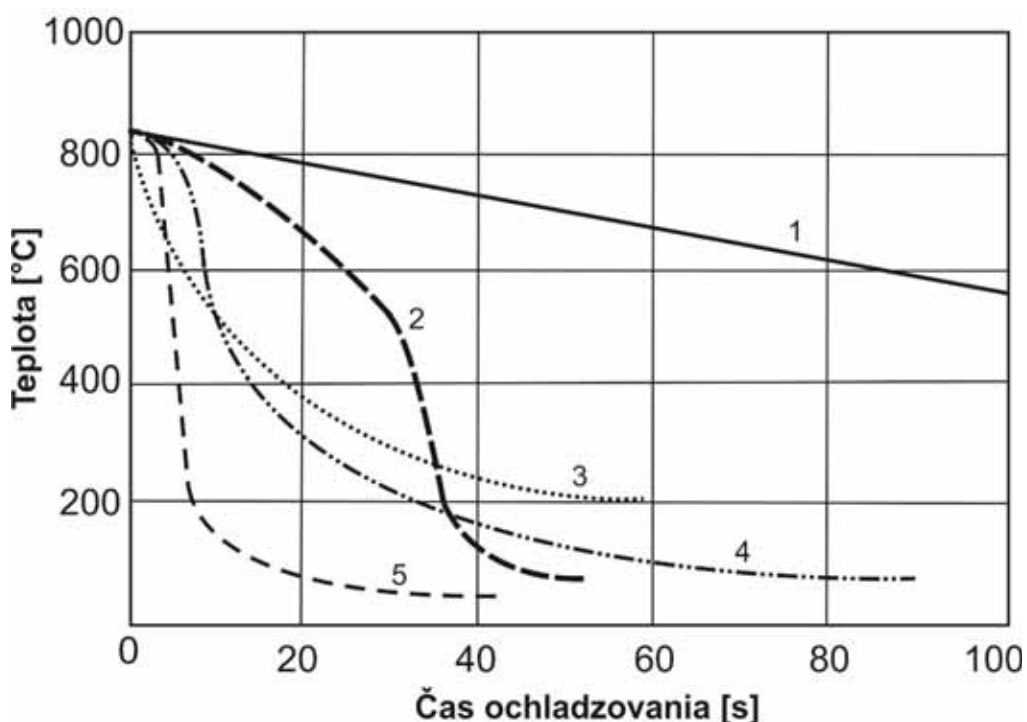
2.2.1 Kaliace prostredia

Pri kalení je kritická rýchlosť ochladzovania závislá najmä od zloženia austenitu a jeho homogenity a od veľkosti austenitického zrna. Čím väčší obsah zliatinových prvkov bude oceľ obsahovať, tým viac sa bude kritická rýchlosť ochladzovania znižovať a prekaliteľnosť

ocele bude narastať. Rýchlosť ochladzovania regulujeme vhodnými kaliacimi prostrediami. Pre ocele, ktoré majú nízku prekaliteľnosť (napr. uhlíkové ocele) je vhodné voliť prostredie s intenzívnym ochladzovacím účinkom ako je napr. voda alebo vodné roztoky. Naopak, pre ocele s väčšou prekaliteľnosťou volíme ochladzovanie v oleji alebo na vzduchu.

Kaliace prostredie musí zaistiť získanie nerovnovážnej martenzitickej, príp. martenziticko-bainitickej štruktúry na povrchu aj v strede prierezu súčiastky. Pri veľkej rýchlosti ochladzovania vzniká veľký teplotný rozdiel medzi povrchom a jadrom, čo má za následok vysoké tepelné napätia. Tieto napätia môžu v niektorých prípadoch spôsobiť trvalú deformáciu kalenej súčiastky alebo dokonca jej prasknutie. Z tohto dôvodu je dôležité dodržiavať, aby rýchlosť ochladzovania pri kalení bola iba o málo vyššia ako je kritická rýchlosť. Skutočná rýchlosť ochladzovania kalenej súčiastky bude závisieť od tepelnej vodivosti ocele, od veľkosti a tvaru kalenej súčiastky a od ochladzovacej schopnosti kaliaceho prostredia. Na určenie vhodného kaliaceho prostredia pre danú oceľ sa využívajú príslušné ARA diagramy.

Aby sa zabránilo deformácii pri kalení, používajú sa rôzne špeciálne prípravky (napr. kovové dosky). Kalená súčiastka sa po austenitizácii rýchlo preniesie do prípravku, kde sa pevne upne a potom ochladí. Na obr. 2.16 je pomocou kriviek zobrazený ochladzovací účinok v rôznych kaliacich prostrediach.



Obr. 2.16. Priebeh ochladzovania ocelového valca ($\varnothing 10$ mm) v rôznych kaliacich prostrediach (1 – vzduch, 2 – voda 95 °C, 3 – soľný kúpeľ 200 °C, 4 – olej 20 °C, 5 – voda 20 °C)

Voda

Ochladzovanie vo vode je najbežnejším prostriedkom chladenia pri kalení (obr. 2.17). Najintenzívnejší ochladzovací účinok má voda pri teplote okolo 20 až 30 °C. Ochladzovanie ale neprebíha plynule. Po ponorení súčiastky do vody sa okolo súčiastky zohriatej na kaliacu teplotu vytvorí parný vankúš, ktorý spomaľuje proces ochladzovania. Po ochladení súčiastky na teplotu približne 400 °C sa parný vankúš začne postupne porušovať a nastáva intenzívne ochladzovanie. Postupne však intenzita ochladzovania začne klesať. Ochladzovací účinok vody možno zvýšiť cirkuláciou kúpeľa alebo pridaním soli (chlorid sodný NaCl, dusičnan draselný KNO₃, dusičnan sodný NaNO₃) v množstve 5 až 15 %. Kryštáliky soli, ktoré vznikajú pri odparovaní vody z povrchu kalenej súčiastky, spôsobujú rozrušovanie parného vankúša. Tento spôsob ochladzovania je vhodný pre uhlíkové ocele a tvarovo jednoduché súčiastky.



Obr. 2.17. Ohrev súčiastky na kaliacu teplotu a jej ďalšie ochladenie vo vodnom kúpeli

Olej

V porovnaní s vodou má miernejší ochladzovací účinok. Používajú sa najmä minerálne oleje. Nakoľko sa so zvyšujúcou teplotou znižuje viskozita oleja, odporúča sa používať olejové kúpele s teplotou 40 až 80 °C. Ochladzovací účinok oleja je až 10 x nižší ako má voda, čo má za následok nižšie vnútorné napätia a tým aj výskyt deformácií a trhlin po kalení. Olejové kúpele sú vhodné na kalenie legovaných ocelí a drobných súčiastok.

Vzduch

Vzduch predstavuje kaliace prostredie s najmiernejším ochladzovacím účinkom. Je vhodné pre hlboko prekaliteľné ocele, ktoré je možné kalieť prúdom vzduchu, v niektorých prípadoch na pokojnom vzduchu. Ocele, ktorým postačuje k zakaleniu ochladenie voľne na vzduchu, sa nazývajú *samokaliteľné*. Tento spôsob kalenia má priaznivý vplyv na vznik

a rozloženie vnútorných napätí nakoľko rozdiely v teplotách na povrchu a v jadre súčiastky sú veľmi malé. Hrozí tu však nebezpečenstvo oduhličenia, preto sa väčšinou používa len pri kalení objemných súčiastok (napr. zápustky).

Polymérne roztoky

Ide o vodné roztoky polymérov (polyvinylalkohol, polyakrylamid, polyvinylpyrolidon v koncentrácii 5 až 25 %). Ich ochladzovací účinok leží niekde medzi vodou a olejom. Polyméry zvyšujú viskozitu vody a na povrchu kalenej súčiastky tvoria stabilnú vrstvičku, ktorá bráni vzniku parného vankúša. Ochladzovací účinok možno regulovať zmenou koncentrácie roztoku.

Okrem týchto kaliciach prostredí sa používajú aj soľné kúpele alebo kúpele z roztavených kovov (olovené kúpele). Na ochladzovanie sa používajú aj plyny ako je dusík a argón.

2.2.2 Spôsoby kalenia

Spôsob kalenia závisí od vlastností kalenej ocele a od veľkosti a tvaru kalenej súčiastky. Spôsoby kalenia môžeme rozdeliť do 2 základných skupín:

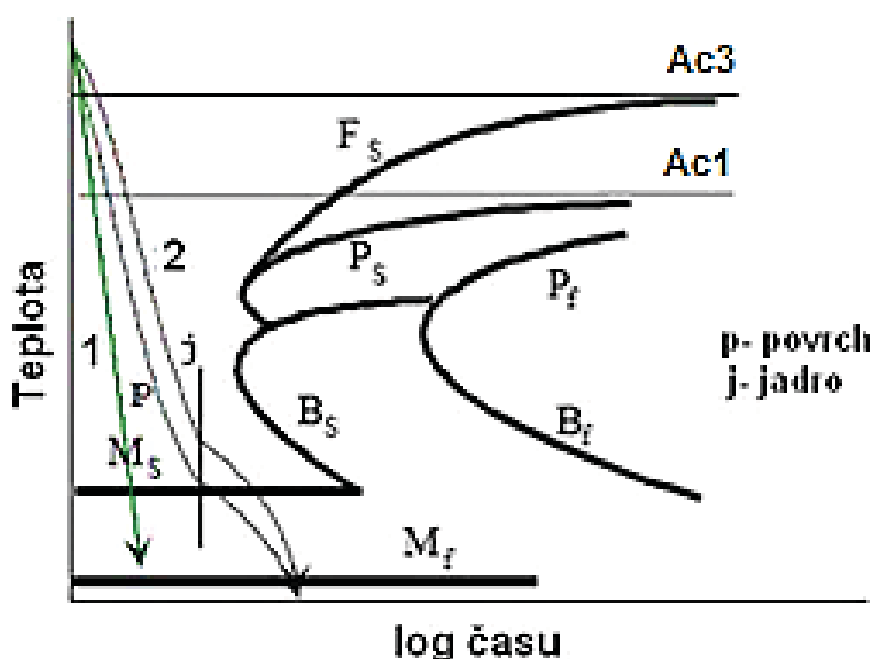
1. martenzitické – nepretržité
 - pretržité – lomené
 - termálne
 - so zmrazovaním
2. bainitické – nepretržité
 - izotermické

Po martenzitickom kalení nasleduje vždy, kvôli zrovnováženiu štruktúry, popúšťanie. Po bainitickom kalení sa už súčiastky nezvyknú popúšťať.

Martenzitické kalenie

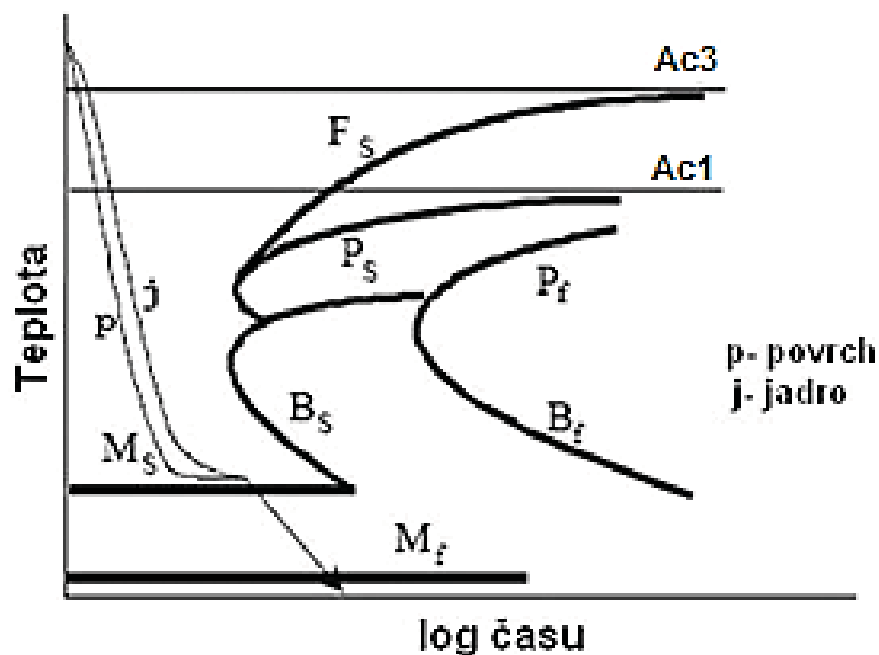
Nepretržité (spojité) kalenie je najjednoduchší a najpoužívanejší spôsob. Po ohreve na kaliacu teplotu nasleduje ihneď plynulé ochladzovanie v kaliacom prostredí (obr. 2.18 krivka 1). Pri väčších rozmeroch súčiastky a vysokej rýchlosti ochladzovania sa zvyšuje rozdiel medzi teplotami v jadre a na povrchu súčiastky, čo môže spôsobiť vznik napätí, ktoré vedú k deformáciám a vzniku trhlin, príp. až k praskaniu (najväčšie riziko vzniká pri kalení do vody). Napriek tomu zostáva hlavnou výhodou tohto kalenia jeho technologická nenáročnosť a relatívne nízka cena. Tento spôsob kalenia sa používa najmä pre uhlíkové ocele a tvarovo jednoduché súčiastky.

Pretržité lomené kalenie je označované ako „kalenie do dvoch prostredí“. Podstata spočíva v rýchlom ochladení kalenej súčiastky v prostredí s intenzívnym ochladzovacím účinkom (napr. voda) tesne nad M_s a rýchlom prenesení súčiastky do prostredia s miernejším ochladzovacím účinkom (olej, vzduch), kde sa súčiastka ochladí pod teplotu M_s skôr ako začne vznikať bainit (obr. 2.18 krivka 2). Výhodou tohto kalenia je získanie martenzitickej štruktúry s menšími vnútornými napätiami ako pri nepretržitom kalení. Tento spôsob kalenia je vhodný pre uhlíkové a nízkolegované ocele. Často sa používa pri súčiastkách zložitých tvarov, kde sa vyžaduje rýchle ochladenie (napr. veľké zalomené hriadele alebo veľké zápustky).



Obr. 2.18. Martenzitické kalenie nepretržité – krivka 1, pretržité lomené – krivka 2

Pretržité termálne kalenie spočíva v rýchlom ochladení súčiastky na teplotu približne $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ nad M_s danej ocele v oleji alebo kúpeli z roztavených solí (obr. 2.19). Ochladzovanie musí prebiehať nadkritickou rýchlosťou, pričom súčiastka zostáva v kúpeli tak dlho, pokým sa teploty na povrchu a v jadre súčiastky nevyrovnajú. Výdrž však nesmie zasiahnuť oblasť bainitu, aby nenastala bainitická premena. Po vyrovnaní teplôt sa súčiastka dochladí voľne na vzduchu. Martenzitická premena potom prebieha veľmi pomaly a vnútorné napätia, ktoré pri ochladzovaní vznikajú sú v porovnaní s nepretržitým kalením prakticky zanedbateľné. Tento spôsob kalenia je vhodný pre uhlíkové a legované ocele, najmä nástrojové, kde hrozí nebezpečenstvo praskania. Tiež sa často používa pri kalení tenkostenných a tvarovo zložitých súčiastok.

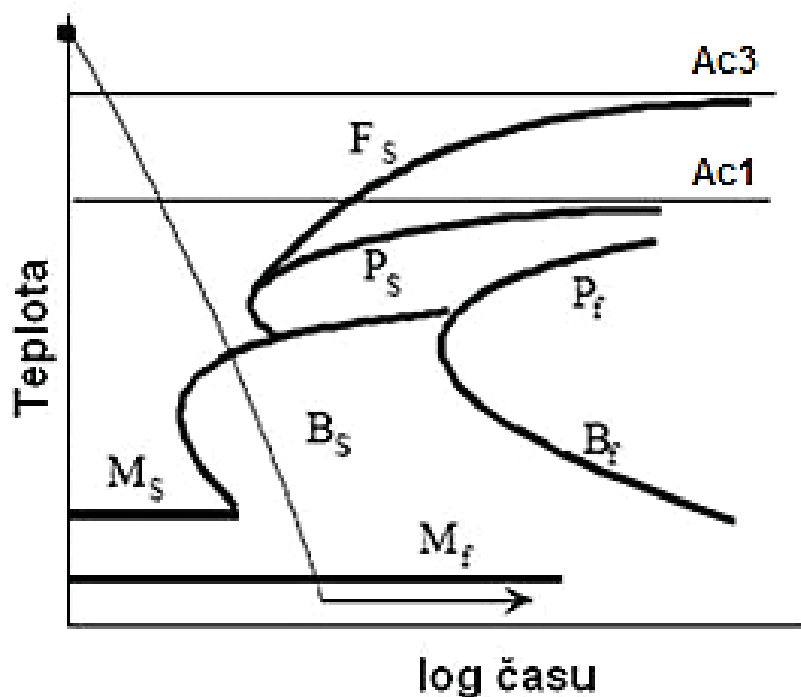


Obr. 2.19. Martenzitické pretržité termálne kalenie

Kalenie so zmrazovaním sa využíva pri oceliach s vyšším obsahom uhlíka a zliatinových prvkov, ktoré majú teplotu M_f pod bodom mrazu. Pri takejto nízkej teplote zostáva časť austenitu nepretransformovaná a tento zvyškový austenit spôsobuje okrem zníženia tvrdosti aj vznik trhlín a deformácie súčiastky. Preto pri súčiastkách, kde sa vyžaduje vysoká tvrdosť a rozmerová stálosť (napr. valivé ložiská, tvarové nástroje, meradlá, rezné nástroje) sa na odstránenie, resp. zníženie zvyškového austenitu používa zmrazovanie. Zmrazenie musí prebehnúť ihneď po zakalení, aby nedošlo k stabilizácii austenitu. Po ohreve na kaliacu teplotu a ochladení vo vode alebo v oleji sa kalená súčiastka čo najrýchlejšie preniesie do kúpeľa s teplotou pod bodom mrazu. Zmrazovanie zvyčajne prebieha v zmesi liehu a oxidu uhličitého pri teplote $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Vysokolegované ocele sa zmrazujú v prostredí tekutého dusíka s teplotou $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$. Čas ochladzovania je tak dlhý až kým nedôjde k ochladeniu celého prierezu súčiastky pod M_f .

Bainitické kalenie

Nepretržité bainitické kalenie možno využiť len pri oceliach, ktoré majú výrazne predsunutú bainitickú oblasť v diagrame ARA (obr. 2.20). Výslednou štruktúrou je bainit, príp. zmes bainitu a martenzitu.

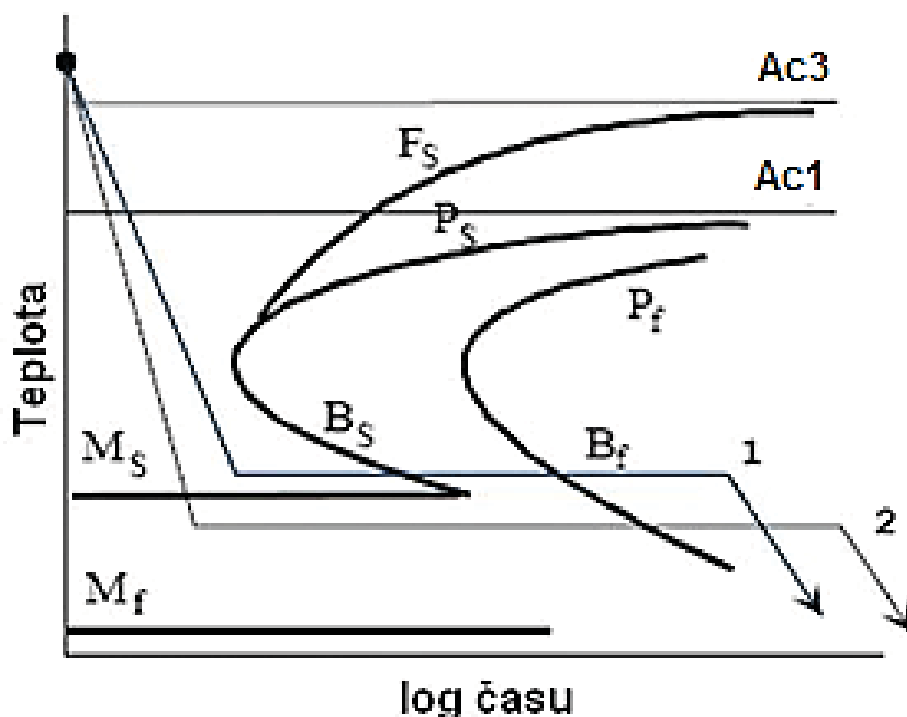


Obr. 2.20. Nepretržité bainitické kalenie

Izotermické zušľachtovanie využíva IRA diagramy. Rozpad austenitu prebieha izotermicky v bainitickej oblasti a výsledná štruktúra je tvorená bainitom a zvyškovým austenitom (obr. 2.21 krivka 1). Pri tomto spôsobe kalenia nevzniká martenzit a v kalenej súčiastke vznikajú veľmi nízke napätia a deformácie sú prakticky zanedbateľné. Z tohto dôvodu nie je potrebné po kalení súčiastku popúšťať. Pri ochladzovaní sa používajú kúpele z roztavených solí a kovov. Potom nasleduje ochladzovanie voľne na vzduchu. Tento spôsob je vhodný na kalenie nízkolegovaných ocelí, súčiastok menších prierezov, tenkostenných výrobkov (napr. pružiny, pílové listy, lopaty). Takto kalené ocele dosahujú vysoké hodnoty pevnosti (1000 až 2000 MPa) pri veľmi dobrej húževnatosti.

Izotermické kalenie sa používa pri oceliach s nižším obsahom uhlíka. Teplotu izotermickej premeny možno znížiť tesne pod M_s (obr. 2.21 krivka 2). Výslednú štruktúru už teda nebude tvoriť čistý bainit, ale zmes bainitu, martenzitu a zvyškového austenitu.

Patentovanie sa používa ako medzioperačné spracovanie drôtov s vyšším obsahom uhlíka pri ťahaní za studena. Zaustenitizovaný drôt prechádza oloveným kúpeľom s teplotou 500 až 550 °C. Výsledná štruktúra je pevná, húževnatá, tvorená zmesou jemného perlitu a bainitu. Takáto štruktúra umožňuje výrazné redukcie prierezu pri ďalšom tvárnení.



Obr. 2.21. Bainitické kalenie, izotermické zušľachtovanie – krivka 1, izotermické kalenie – krivka 2

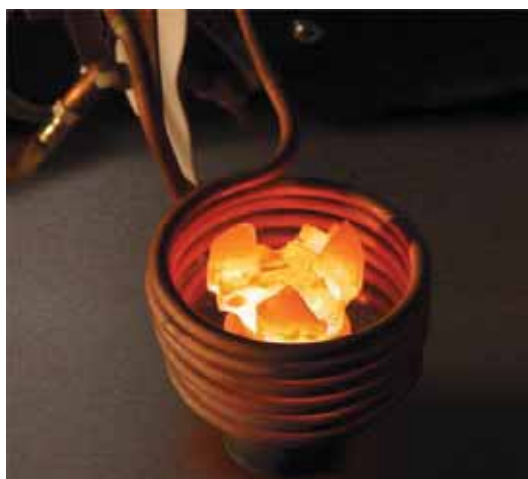
2.2.3 Povrchové kalenie

Cieľom povrchového kalenia je získať tvrdý povrch pri súčasnom zachovaní húževnatého jadra. V porovnaní s konvenčným celobjemovým kalením je martenzitická štruktúra podstatne jemnejšia s vyššou tvrdosťou a húževnatým jadrom. Pri povrchovom kalení možno použiť 2 postupy. Pri prvom sa ohrieva celá súčiastka a kalí sa povrchová vrstva. Pri druhom postupe, ktorý je ekonomicky výhodnejší, sa ohrieva len vrstva určená na zakalenie. Najčastejšie používané je povrchové kalenie plameňom (obr. 2.22) a indukčné kalenie (obr. 2.23). Pri kalení plameňom sa na ohrev najčastejšie používa kyslíkovo-acetylénový plameň, svietiplyn a zemný plyn. Tento spôsob kalenia sa používa najmä pri veľkých výrobkoch, ktoré sa nedajú kalieť iným spôsobom.



Obr. 2.22. Príklady povrchového kalenia plameňom

Pri indukčnom kalení je povrchová vrstva kalenej súčiastky ohrievaná indukčnými prúdmi. Zdrojom ohrevu je induktor je umiestnený okolo kaleného predmetu alebo nad kaleným predmetom. Induktor pôsobením striedavého prúdu vytvára v povrchovej vrstve súčiastky indukované vírivé prúdy, prostredníctvom ktorých sa povrch súčiastky ohrieva. Hustota indukovaných prúdov je najväčšia na povrchu súčiastky. Pri kalení sa používa prúd buď strednej (1000 až 15 000 Hz) alebo vysokej (150 až 500 kHz) frekvencie. Pri použití strednej frekvencie sa dosahuje kalená vrstva s hrúbkou približne 2,5 až 6 mm, pri vysoko-frekvenčnom kalení 1 až 2 mm.

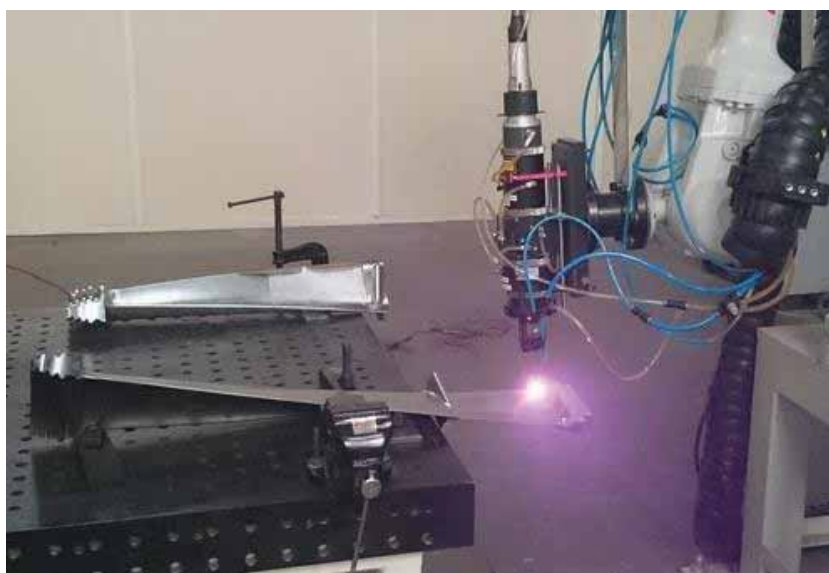


Obr. 2.23. Príklady indukčného vysokofrekvenčného povrchového kalenia

Pri súčiastkách menších rozmerov sa celý kalený povrch ohreje na kaliacu teplotu naraz a potom sa zakalí sprchou alebo v kaliacom kúpeli. Hovoríme o *jednorazovom kalení*. Väčšie súčiastky sa kalia tak, že kalené povrchy sa ohrievajú postupne, pričom za zdrojom ohrevu nasleduje sprcha, ktorá ohriaty povrch zakalí. Hovoríme o *postupnom kalení*. Pre tento druh spracovania sú vhodné uhlíkové a niektoré zliatinové ocele s obsahom uhlíka v rozmedzí 0,45 až 0,60 % C. Používa sa pre súčiastky pri ktorých sa vyžaduje vysoká povrchová tvrdosť a súčasne mäkké húževnaté jadro (napr. ozubené kolesá, čapy, hriadele, vačky), ale aj pre súčiastky s malými alebo tvarovo zložitými plochami (napr. konce skrutiek, pák, západiek).

Pre rýchle a kvalitné tepelné spracovanie povrchu sa často používa *laserové kalenie*, ktoré v porovnaní s konvenčnými metódami je efektívnejšie, nakoľko laserový lúč ohrieva iba povrchovú vrstvu materiálu a okolitá oblasť si udržuje teplotu okolia (obr. 2.24). Kalenie laserom sa výhodne používa pri kalení liatin a často nahrádza cementovanie a nitridovanie. Ďalšou výhodou je, že ochladzovanie prebieha bez použitia chladiaceho média. K ohrevu je využitá vysoká energetická hustota laserového lúča, ktorý umožňuje veľmi rýchly ohrev kalenej oblasti na austenitizačnú teplotu. Rýchlosť ohrevu je približne 1000 K.s^{-1} . Po odstránení tepelného zdroja nastáva samoochladzovanie a veľmi rýchly pokles teploty v kalenej oblasti. Vysoký ochladzovací gradient má za následok vznik jemnozrnnej martenzitickej štruktúry s vysokou tvrdosťou. Oblasť vzniku zakalenej štruktúry v povrchovej vrstve je až do hĺbky 2,5 mm. Na kalenie laserom sa používajú CO_2 lasery, lasery Nd:YAG, vláknové lasery a najmä vysokovýkonné diodové lasery. Výsledná štruktúra spracovávaného materiálu bude ovplyvnená niekoľkými parametrami ako výkon a pracovný režim laseru, schopnosť materiálu pohlcovať laserové žiarenie a vlastnosťami materiálu. Kalenie laserom sa využíva ako pri jednoduchých tak aj zložitých tvaroch, ťažko dostupných plochách, otvoroch a drážkach, kde je vyžadovaná vysoká presnosť a minimálna deformácia. Spracovanie laserom je vhodné pre bežné konštrukčné aj nástrojové ocele a grafitické liatiny. Používa sa najmä pri spracovaní tvarovo zložitých lisovacích foriem, strižných a ohýbacích nástrojov, lopatiek turbín, ozubených kolies, ložiskových puzdier, ložiskových čapov vačkových hriadeľov, piestnych krúžkov. Medzi hlavné výhody laserového kalenia patrí vysoká rýchlosť a efektivita, zachovanie húževnatosti neovplyvneného materiálu pri ohreve, žiadna alebo minimálna potreba následného opracovania, nízka oxidácia povrchu a zabránenie vzniku povrchových trhlín.

Z kaliteľných ocelí určených k povrchovému kaleniu sa najviac osvedčili uhlíkové ocele s obsahom 0,4 až 0,5 % C, pri ktorých nehrozí nebezpečenstvo vzniku trhlín pri ohreve a ochladzovaní. Zároveň možno pri týchto oceliach dosiahnuť vysokú povrchovú tvrdosť. Pri vysokých požiadavkách na pevnosť a húževnatosť sa používajú konštrukčné ocele legované Cr, Mo, V a Ni. Legované ocele s vyšším obsahom zliatinových prvkov nie sú veľmi vhodné na tento typ kalenia.



Obr. 2.24. Príklady povrchového kalenia laserom

2.3 Popúšťanie

Podľa normy STN EN 10052 môžeme popúšťanie charakterizovať ako ohrev zakalenej súčiastky na teplotu pod A_{c1} s cieľom znížiť tvrdosť a zvýšiť húževnatosť. Zakalená ocel s martenzitickou štruktúrou (obr. 2.25) je krehká a náchylná k praskaniu. Najmä nástrojové ocele sú náchylné k vzniku trhlín, ktoré môžu vzniknúť už počas ochladzovania alebo až na druhý deň po zakalení. Aby sa znížil vplyv vnútorných napätí, ktoré vznikajú najmä pri martenzitickom kalení, príp. sa zvýšila aj húževnatosť, musí vždy po kalení nasledovať popúšť-

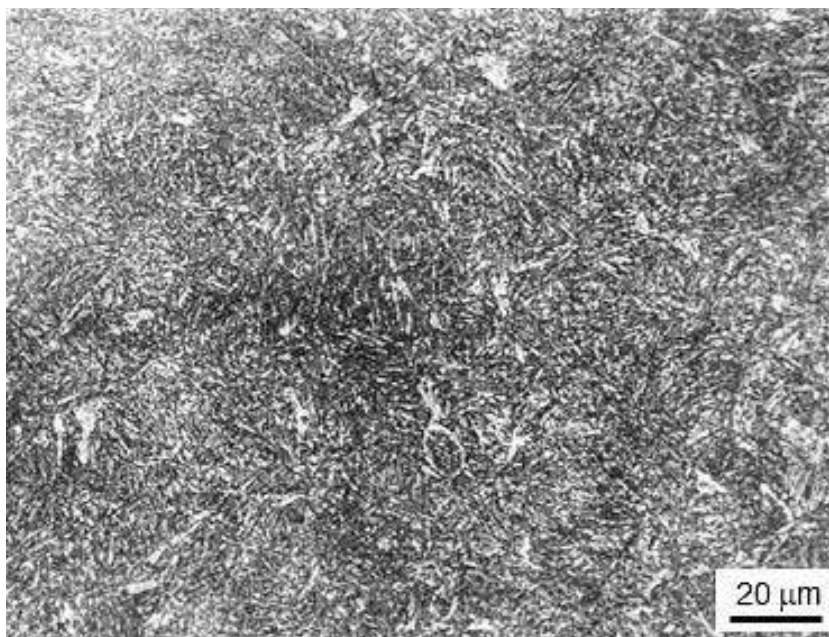
ťanie. Popúšťacia teplota sa pohybuje v rozmedzí 150 až 700 °C. Podstatou popúšťania je ohrev na popúšťaciu teplotu, výdrž na tejto teplote približne 30 minút až 10 hodín a nasledujúce ochladenie na teplotu okolia. Ohrev na popúšťaciu teplotu musí byť rovnomerný, aby nevznikli nové vnútorné napätia. Mikroštruktúra ocele po popúšťaní je dokumentovaná na obr. 2.26.

Podľa výšky popúšťacej teploty rozdeľujeme popúšťanie:

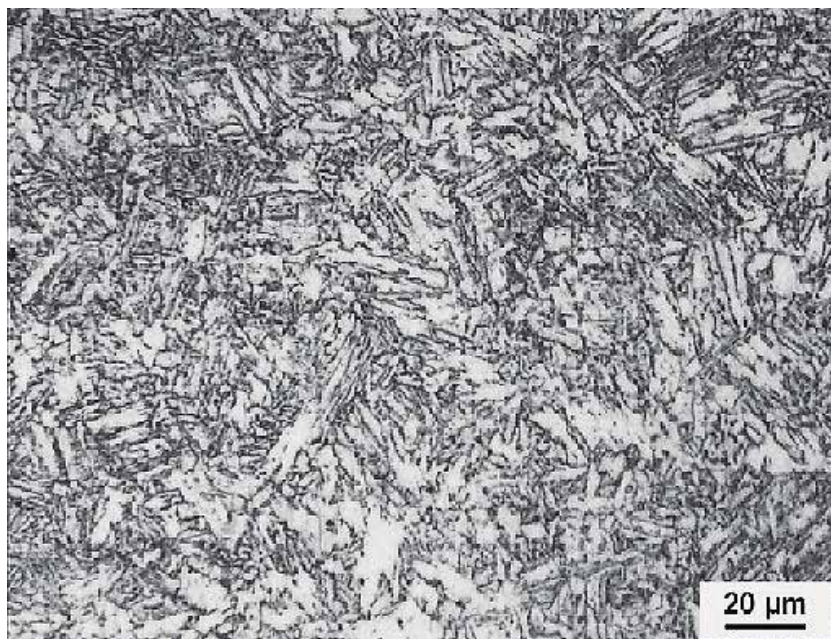
1. nízkoteplotné (150 až 350 °C)
2. vysokoteplotné (350 až 700 °C)

Nízkoteplotné popúšťanie sa používa pre nástrojové ocele, ktoré si musia zachovať vysokú tvrdosť a súčasne zvýšiť húževnatosť. Ide o nástroje, ktoré okrem vysokej pevnosti musia byť odolné aj voči dynamickým rázom (napr. valce valcovacích stolíc, kovacie zápustky, valivé ložiská). Takto popúšťané ocele vykazujú mierne zníženie tvrdosti, ale výraznejšie zvýšenie húževnatosti, zníženie podielu zvyškového austenitu a stabilizáciu rozmerov súčiastky. Nástroje, od ktorých sa vyžaduje zachovanie čo najvyššej tvrdosti, musia byť popúšťané max. do teploty 150 °C.

Vysokoteplotné popúšťanie sa používa pre ušľachtilé konštrukčné ocele triedy 12 až 16, pri ktorých je cieľom dosiahnuť priaznivú kombináciu mechanických vlastností, vysokú húževnatosť, vysokú medza sklzu a pevnosti a vysokú medza únavy. Tento postup je vhodný najmä pre súčiastky, ktoré sú v prevádzke vysokonamáhané (napr. kľukové hriadele spaľovacích motorov, pružiny).



Obr. 2.25. Štruktúra ocele po martenzitickom kalení



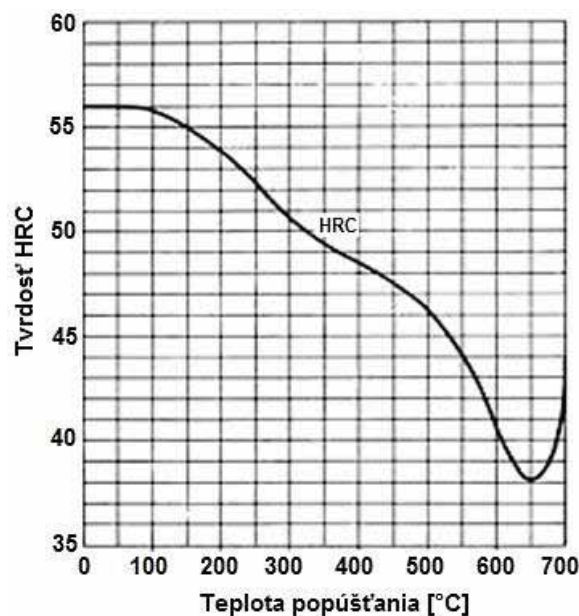
Obr. 2.26. Štruktúra ocele po popúšťaní

Kalenie na martenzitickú štruktúru a nasledujúce vysokoteplotné popúšťanie sa nazýva *zušľachtovanie*. Pri tomto popúšťaní vzniká sorbitická štruktúra, ktorá je tvorená zmesou feritu a veľmi jemných globulárnych útvarov cementitu, príp. iných karbidických fáz. Platí, že čím vyššia je teplota popúšťania, tým vyššie budú plastické vlastnosti ocele. Závislosť mechanických vlastností ocele od popúšťacej teploty je uvedená v tzv. popúšťacích diagramoch (obr. 2.27 a 2.28). Pri popúšťaní zakalenej ocele sa môžeme často stretnúť s javom, keď pokles pevnostných vlastností nezodpovedá vzrastu húževnatosti. Príčinou tohto javu je tzv. *popúšťacia krehkosť*, ktorá súvisí so zmenami prebiehajúcimi na hraniciach zŕn austenitu. Popúšťacia krehkosť sa prejaví poklesom húževnatosti ocele tak, že prechodová teplota sa posunie k vyšším hodnotám, zvýši sa náchylnosť ku koróznemu praskaniu a vodíkovej krehkosti.

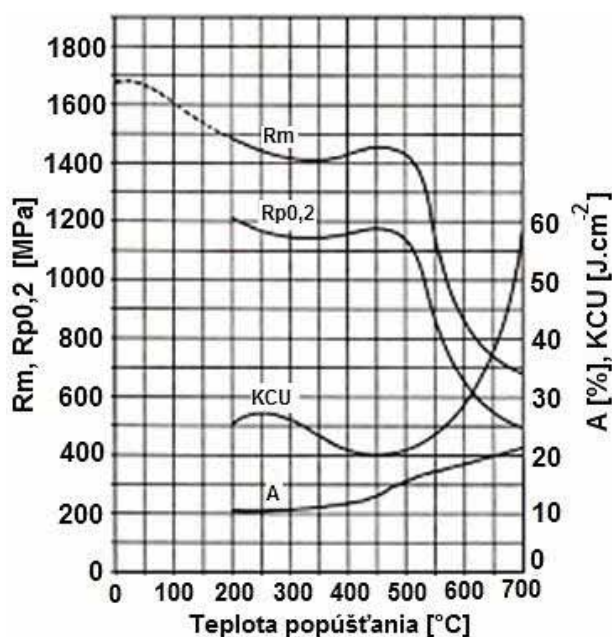
Pri popúšťaní uhlíkových a nízkolegovaných ocelí (najmä s prísadou Cr, Mn a Ni) v rozmedzí teplôt 200 až 400 °C dochádza ku skrehnutiu, ktorému hovoríme *nízkoteplotná popúšťacia krehkosť*. Ide o trvalú (nevratnú) popúšťaciu krehkosť, ktorú nie je možné odstrániť ani ďalším popúšťaním. Príčinou tohto javu je vylučovanie karbidov na hraniciach austenitu, ktoré spôsobujú skrehnutie a tým aj zníženie odolnosti voči dynamickému namáhaniu. Takto skrehnuté súčiastky vykazujú po porušení typický interkryštalický lom. Tomuto skrehnutiu je možné zabrániť termomechanickým spracovaním v kombinácii s kalením a popúšťaním na teploty 200 až 400 °C.

O *vysokoteplotnej popúšťacej krehkosti* hovoríme najmä pri vysokolegovaných oceliach obsahujúce Cr, Mn, Ni, Si a V. Ku skrehnutiu dochádza pri popúšťaní v okolí teploty 550 °C.

Súvisí so segregáciou atómov niektorých stopových prvkov a nečistôt na hraniciach zŕn austenitu, ako je napr. P, S, Sn, Bi, Sb, As. Vysokoteplotná popúšťacia krehkosť je odstrániteľná (vratná). Sklon k tomuto druhu skrehnutiu možno ovplyvniť prísadou Mo, W alebo Al, ktorý znižuje aj veľkosť austenitického zrna.



Obr. 2.27. Popúšťacia krivka Ni-Cr-Mo ocele (1.2767) vyznačujúca sa vysokým stupňom prekaliteľnosti a húževnatosti (kaliaca teplota: 880 °C/vzduch)



Obr. 2.28. Popúšťacia krivka Cr-ocle (1.4006)
(kaliaca teplota: 970 °C/olej, výdrž na popúšťacej teplote 2 hod.)

Úloha 2.1

Porovnajete východiskovú štruktúru danej ocele po žíhaní homogenizačnom, normalizačnom, po žíhaní na mätko, kalení a po kalení s nasledujúcim popúšťaním.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek.
2. Dokumentujte a opíšte štruktúru, označte jednotlivé štruktúrne zložky.
3. Opíšte vplyv tepelného spracovania na štruktúru ocele.

Pomôcky:

Vzorky ocele vo východiskovom stave a v stave po tepelnom spracovaní, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop.

Úloha 2.2

Pozorovaním štruktúry vzoriek po žíhaní na mätko posúďte dodržanie podmienok pri tepelnom spracovaní a porovnajete štruktúru po tepelnom spracovaní s východiskovou štruktúrou.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek.
2. Dokumentujte a opíšte štruktúru, označte jednotlivé štruktúrne zložky so zameraním na koaguláciu lamiel perlitu.
3. Na základe pozorovania štruktúry vyhodnoťte dodržanie podmienok žíhania na mätko.
4. Opíšte zmeny štruktúry po žíhaní v porovnaní s pôvodnou štruktúrou.

Pomôcky:

Vzorky ocele vo východiskovom stave a v stave po žíhaní na mätko pri rôznych parametroch žíhania, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop.

Úloha 2.3

Na základe pozorovania štruktúry vzoriek po kalení z rôznych austenitizačných teplôt posúďte dodržanie podmienok kalenia a porovnajete štruktúru po tepelnom spracovaní s východiskovou štruktúrou.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek.
2. Dokumentujte a opíšte štruktúru, označte jednotlivé štruktúrne zložky so zameraním prítomnosť zvyškového austenitu, resp. feritu v štruktúre.
3. Na základe pozorovania štruktúry vyhodnoťte dodržanie podmienok austenitizácie pri jednotlivých vzorkách.
4. Opíšte zmeny štruktúry po kalení v porovnaní s pôvodnou štruktúrou.

Pomôcky:

Vzorky ocele vo východiskovom stave a v stave po kalení pri rôznych austenitizačných teplotách, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop.

Úloha 2.4

Zhodnoťte vplyv teploty popúšťania na výslednú štruktúru a tvrdosť vzoriek danej ocele.

1. Na základe materiálových listov danej ocele stanovte jej chemické zloženie a podmienky kalenia (teplota austenitizácie, výdrž, ochladzovacie prostredie).
2. Vykonajte kalenie sady vzoriek z danej ocele.
3. Vykonajte popustenie vzoriek pri teplotách 200, 300, 400, 500 a 600 °C.
4. Pripravte metalografický výbrus vzorky vo východiskovom stave, v stave po kalení a vzoriek po popustení pri rôznych teplotách.
5. Dokumentujte a opíšte štruktúru, označte jednotlivé štruktúrne zložky.
6. Zmerajte tvrdosť jednotlivých vzoriek a zostrojte grafickú závislosť tvrdosti od teploty popúšťania.
7. Stanovte vplyv popúšťacej teploty na mikroštruktúru a tvrdosť ocele.

Pomôcky:

Materiálové listy ocelí, vzorky ocele vo východiskovom stave, komorová kaliaca pec, popúšťacia pec, ochladzovacie prostredie, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop, tvrdomer.

Úloha 2.5

Stanovte vplyv rekryštalizačného žihania na štruktúru danej ocele po rôznych stupňoch plastickej deformácie za studena.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek v nezdeformovanom stave a v stave po jednotlivých stupňoch deformácie, dokumentujte a popíšte štruktúru.
2. Zmerajte tvrdosť vzoriek pred tepelným spracovaním.
3. Stanovte parametre rekryštalizačného žihania (teplotu, čas, ochladzovacie prostredie) a realizujte ho.
4. Pripravte metalografický výbrus tepelne spracovaných vzoriek, dokumentujte a opíšte ich štruktúru.
5. Zmerajte tvrdosť vzoriek a stanovte veľkosť zrna po tepelnom spracovaní.
6. Opíšte vplyv tepelného spracovania na štruktúru a tvrdosť vzoriek po rôznych stupňoch plastickej deformácie za studena.
7. Zhodnoťte meranie.

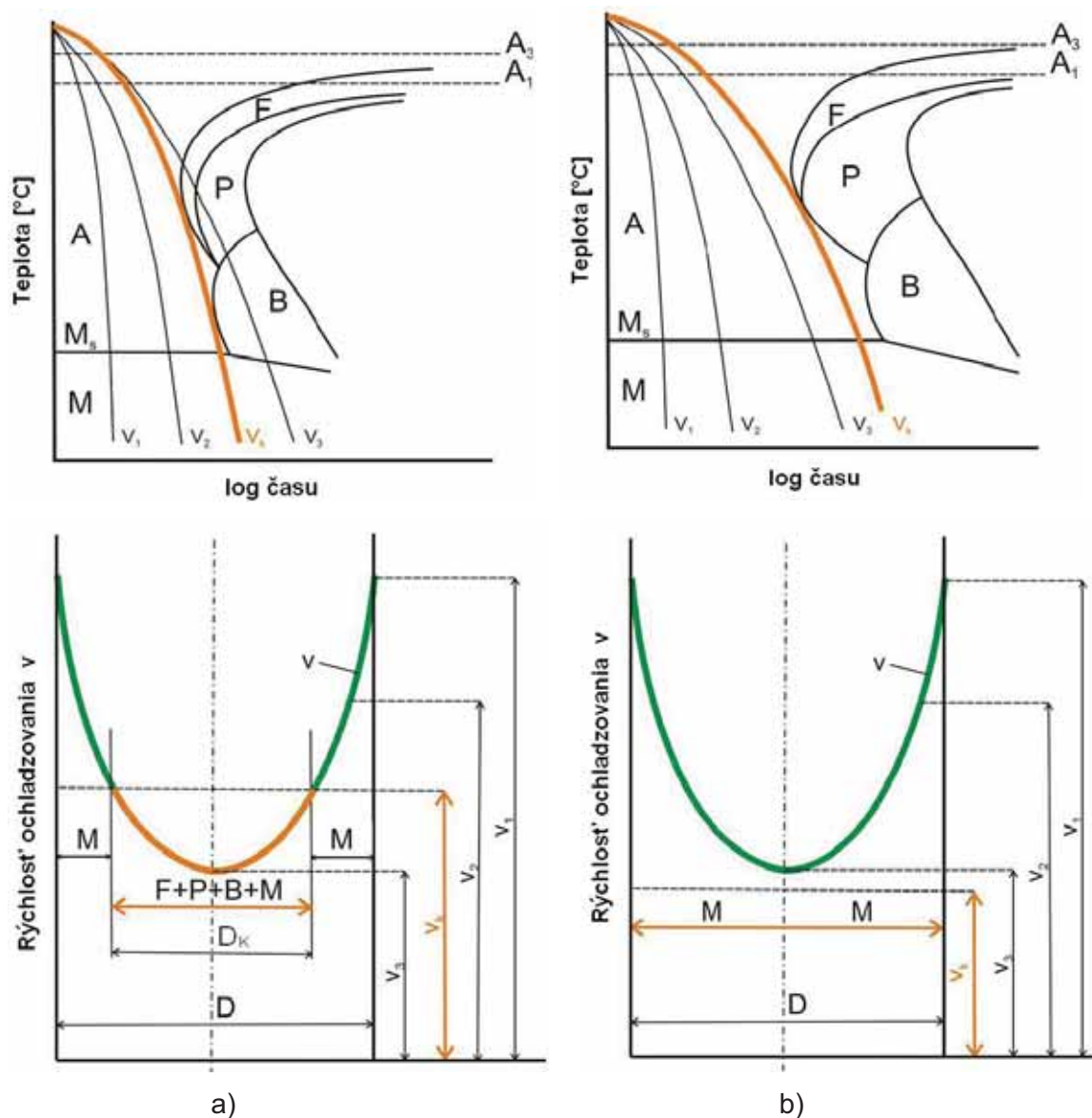
Pomôcky:

Vzorky z ocele v stave pred a po deformácii rôznych stupňov, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, tvrdomer, svetelný mikroskop, pec na tepelné spracovanie a ochladzovacie prostredie.

3 PREKALITEĽNOSŤ OCELÍ

Prekaliteľnosť je schopnosť ocele nadobudnúť po kalení tvrdosť zodpovedajúcu jej zakaliteľnosti (alebo určitej zmluvnej hodnote z nej odvodennej) v uvažovanej hĺbke pod ochladzovaným povrchom kaleného výrobku. Závisí od vzťahu medzi kritickou a skutočnou rýchlosťou ochladzovania v danej hĺbke pod povrchom. Pri kalení valcového telesa do predpísaného kaliaceho prostredia je jeho povrch ochladzovaný intenzívne. Podpovrchové vrstvy sú ochladzované odvodom tepla cez povrchovú vrstvu. Smerom do stredu telesa rýchlosť ochladzovania klesá. V určitej hĺbke pod povrchom je skutočná rýchlosť ochladzovania rovná kritickej rýchlosti ochladzovania danej ocele, pri ktorej v štruktúre vzniká martenzit. Kritériom prekaliteľnosti danej povrchovej vrstvy zakalenej ocele je podľa Guljajeva prítomnosť 50 % martenzitu v štruktúre.

Pri kalení valcovej vzorky z uhlíkovej podeutektoidnej ocele do vody (obr. 3.1a) budú povrchové vrstvy ochladzované rýchlosťou (v_1 a v_2) väčšou ako je kritická rýchlosť ochladzovania (v_K). Stred valca chladne pri rýchlosti $v_3 < v_K$. Z diagramu ARA vyplýva, že vrstvy valca ochladzované rýchlosťou v_1 až v_K (priemer D až D_K) budú mať štruktúru martenzitickú (M), jadro valca ochladzované podkritickou rýchlosťou nebude zakalené, v jeho štruktúre bude zmes feritu (F), perlitu (P), bainitu (B) a martenzitu (M). Valec rovnakých rozmerov vyrobený z legovanej ocele, ktorej ARA diagram je zobrazený na obr. 3.1b a je ochladzovaný v rovnakom kaliacom prostredí, bude mať štruktúru v celom priereze martenzitickú. Je to spôsobené tým, že legovaná oceľ má v porovnaní s uhlíkovou oceľou menšiu kritickú rýchlosť ochladzovania (v_1 až $v_3 > v_K$), t.j. ARA diagram je posunutý k dlhším časom, pozri kap. 1.2.4.



Obr. 3.1. Schéma priebehu ochladzovania valcového telesa pri kalení
a) uhlíková oceľ, b) legovaná oceľ

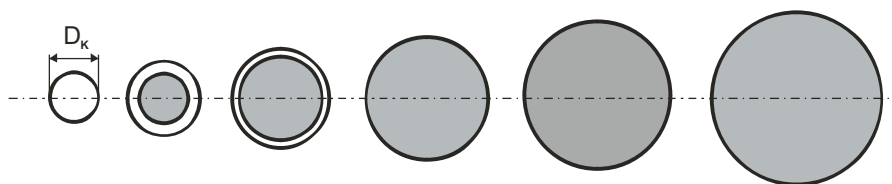
3.1 Skúšky prekaliteľnosti

Prekaliteľnosť ocelí sa najčastejšie vyjadruje buď pomocou tzv. kritického priemeru prekaliteľnosti D_K , stanoveného na základe *priečnej skúšky prekaliteľnosti* (Grossmanova skúška) alebo pomocou indexu prekaliteľnosti stanoveného na základe *čelnej skúšky prekaliteľnosti* (Jominiho skúška prekaliteľnosti). Menej používaná skúška prekaliteľnosti je *klinová skúška*.

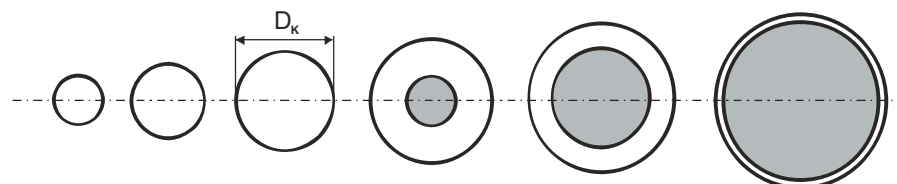
3.1.1 Priečna skúška prekaliteľnosti (Grossmanova)

Princípom skúšky je stanovenie kritického priemeru prekaliteľnosti D_K pre danú oceľ. Kritický priemer prekaliteľnosti D_K je najväčší priemer oceľového valcového telesa, ktorý sa pri kalení do určitého kaliaceho prostredia prekalí v celom priereze, obr. 3.2. Znamená to, že v jeho osi dosahuje rýchlosť ochladzovania kritickú hodnotu a smerom k povrchu sa postupne zvyšuje. Za prekalenú sa považuje štruktúra obsahujúca minimálne 50 % martenzitu.

kalené v oleji



kalené vo vode



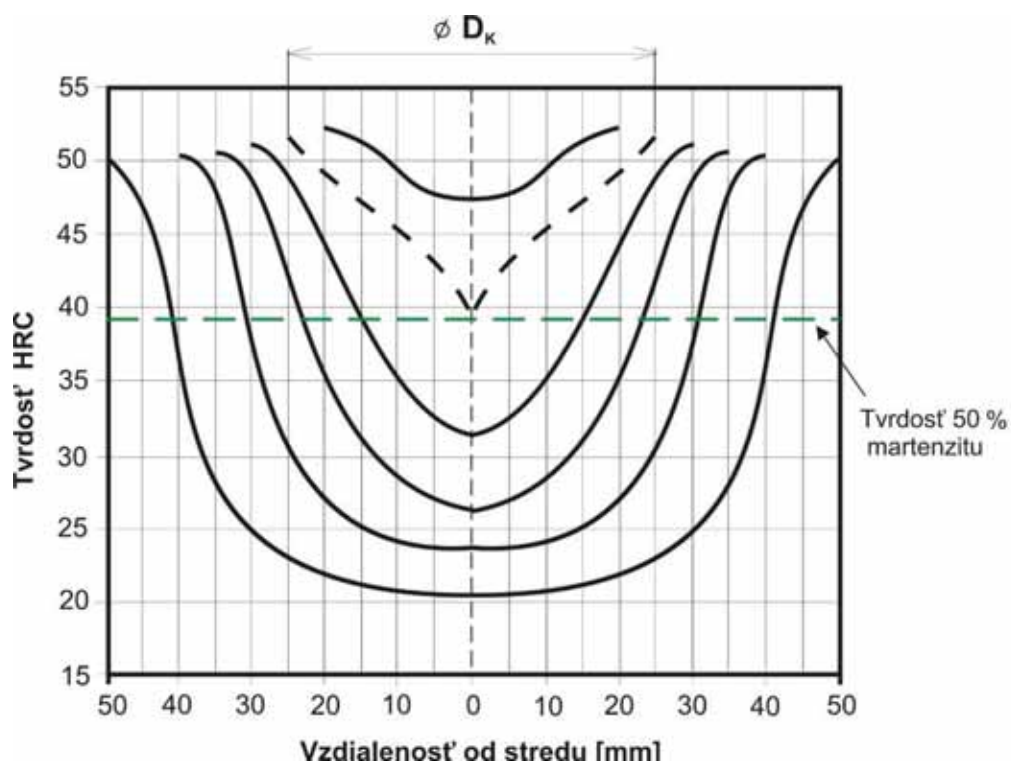
Obr. 3.2. Určenie kritického priemeru prekaliteľnosti D_K
(sivá plocha je neprekalená)

Na stanovenie kritického priemeru prekaliteľnosti D_K danej ocele je potrebné pri rovnakých podmienkach ohrevu a ochladzovania zakaliť niekoľko vzoriek valcovitého tvaru s odstupňovaným priemerom, obr. 3.2. Zo stredovej časti valčekov sú vyrezané kotúče, na ktorých sa meraním zistí priebeh tvrdosti HRC, resp. HV v priečnom reze.

Z výsledkov meraní sa zostroja krivky (tzv. U-krivky) vyjadrujúce závislosť tvrdosti od vzdialenosti od povrchu pre jednotlivé kalené priemery, obr. 3.3. V diagrame sa vyznačí tvrdosť štruktúry, ktorá sa ešte považuje za zakalenú (obsahuje 50 % martenzitu). Na základe uvedeného postupu možno stanoviť buď kritický priemer prekaliteľnosti D_K , alebo hrúbku prekalenej vrstvy pri určitom priemere.

Čím má valec väčší priemer, tým je strmšia U-krivka, t. j. tým je väčší pokles tvrdosti od povrchu do stredu. S rastúcim priemerom valca klesá aj najvyššia dosahovaná tvrdosť na povrchu.

Kritickým priemerom prekaliteľnosti pre príklad priamej skúšky uvedený na obr. 3.3 je priemer $\varnothing 50$ mm, pretože tvrdosť daného valčeka je v celom jeho priereze nad kritickou hodnotou vyznačenou prerušovanou čiarou.

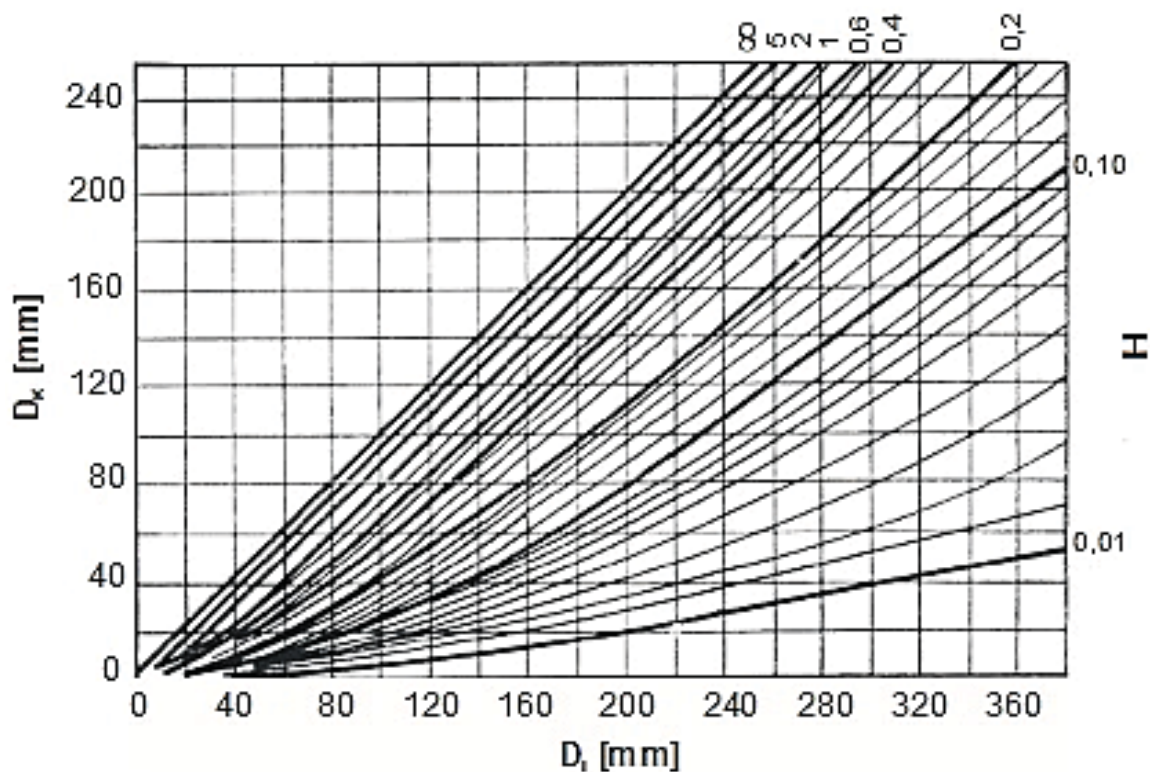


Obr. 3.3. Priebeh tvrdosti v priečnom výbruse valcov rôznych priemerov

Hodnota kritického priemeru prekaliteľnosti nezávisí len od chemického zloženia ocele, ale aj od podmienok kalenia. Z nich je najdôležitejšia ochladzovacia schopnosť kaliaceho prostredia.

Pre možnosť porovnania prekaliteľnosti rôznych druhov ocelí kaliteľných do rôznych kaliacich prostredí sa zaviedol pojem *ideálneho kritického priemeru prekaliteľnosti* D_i , ktorý sa definuje ako maximálny priemer valcového telesa prekaleného v celom priereze pri kalení do ideálneho kaliaceho prostredia s nekonečne veľkou ochladzovacou schopnosťou. V tomto ochladzovacom prostredí sa povrch kaleného telesa v okamihu ponorenia do kaliaceho prostredia ochladí na jeho teplotu.

Ak je pre danú ocel' známa hodnota ideálneho kritického priemeru D_K a intenzity ochladzovacieho prostredia H , možno určiť kritické priemery pre rôzne podmienky kalenia z nomogramu, obr. 3.4.

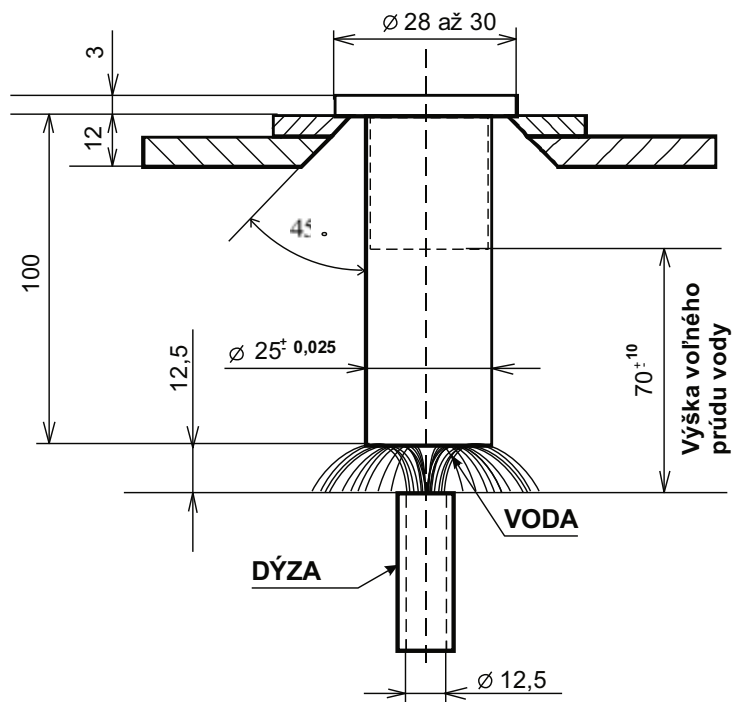


Obr. 3.4. Nomogram pre určenie kritického priemeru prekaliteľnosti D_K z ideálneho priemeru prekaliteľnosti D_I

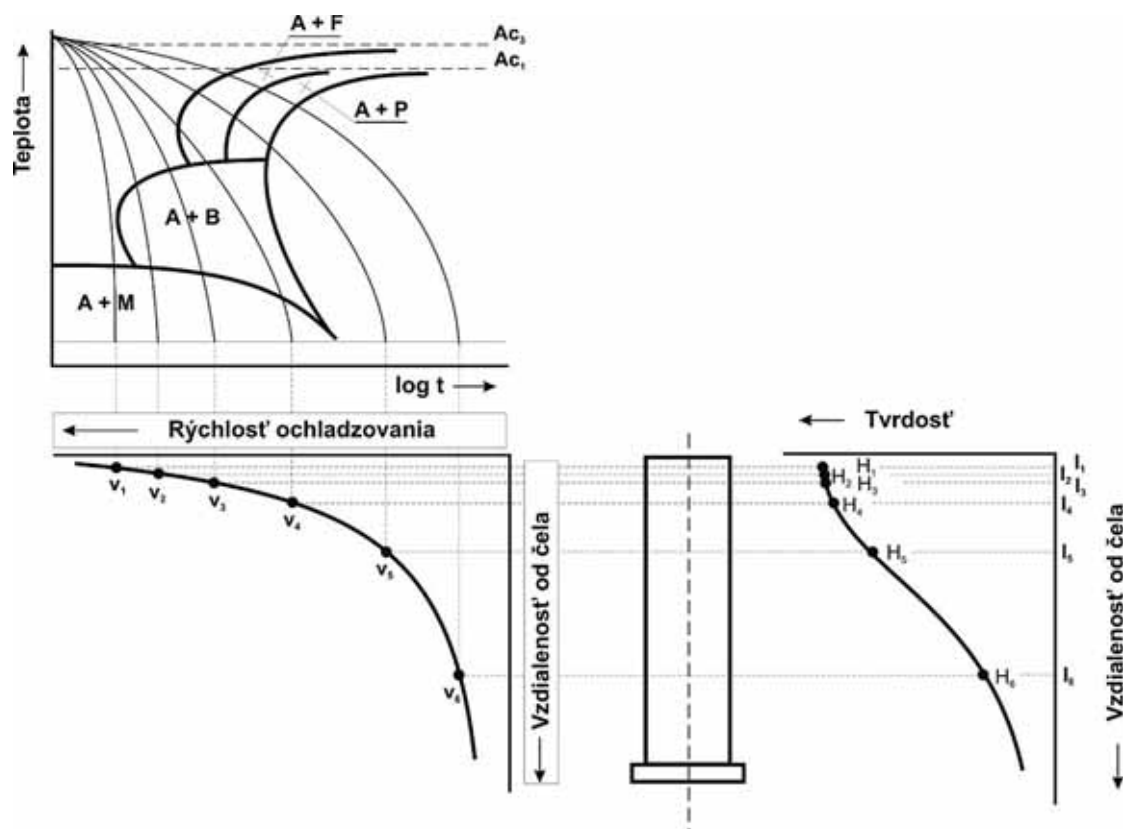
Nevýhodou priečnej skúšky prekaliteľnosti je potreba väčšieho počtu skúšobných teliesok a pomerne pracná príprava priečných rezov na meranie tvrdosti.

3.1.2 Jominyho čelná skúška prekaliteľnosti

Najpoužívanější metóda stanovenia prekaliteľnosti ocelí je čelná skúška prekaliteľnosti, vďaka svojej jednoduchosti a nenáročnosti na technologické vybavenie. Princíp a postup pri realizácii skúšky predpisuje norma STN EN ISO 642. Štandardne sa používajú vzorky s priemerom \varnothing 25 mm a dĺžkou meranej časti 100 mm. V hornej časti vzoriek je vytvorená hlava alebo vybranie, ktoré slúžia na uchytenie skúšobných vzoriek v kaliacom prípravku. Uloženie vzorky počas Jominyho skúšky dokumentuje obr. 3.5. Na stanovenie prekaliteľnosti Jominyho skúškou stačí len jedna vzorka kruhového prierezu, ktorá sa po austenitizácii ochladzuje z čelnej strany prúdom vody. Rôzna rýchlosť ochladzovania v rôznej vzdialenosti od čela sa prejaví na odlišnej tvrdosti vzorky v pozdĺžnom smere, obr. 3.6.



Obr. 3.5. Princíp Jominyho skúšky



Obr. 3.6. Vplyv rýchlosti ochladzovania podutektoidnej ocele na jej tvrdosť v rôznej vzdialenosti od čela kalenej vzorky

Postup pri skúške je takýto:

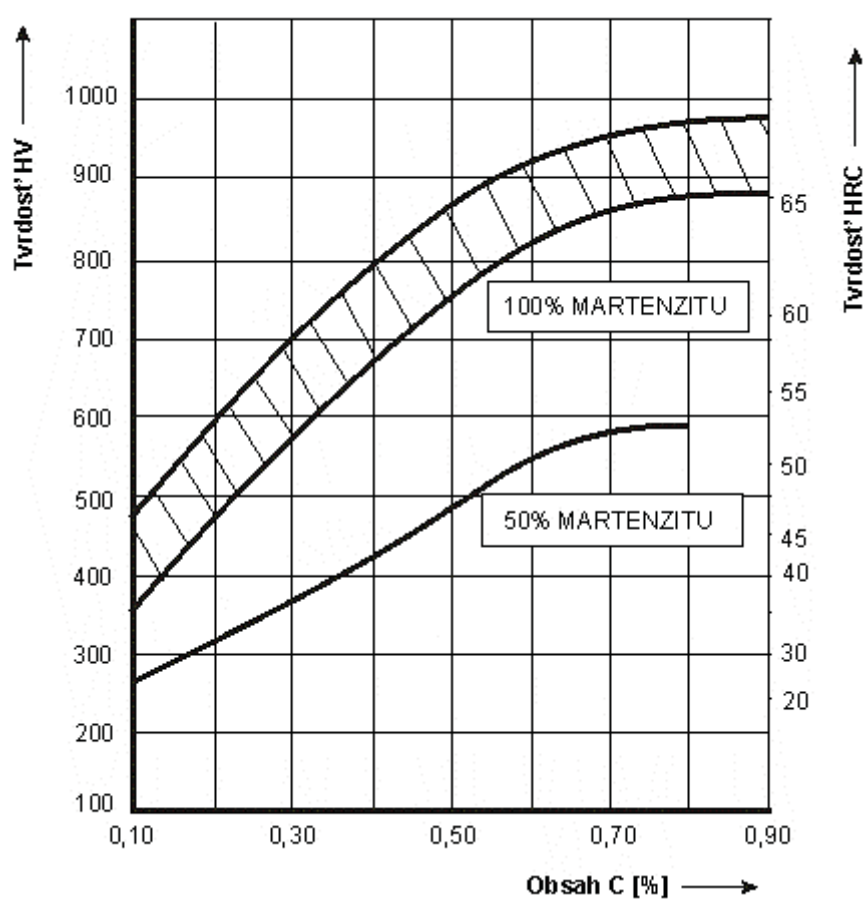
1. Vzorka sa ohreje na kaliacu teplotu s presnosťou $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Výdrž na kaliacej teplote je približne 30 min. Po ohreve nesmie byť povrch vzorky oduhličený.
2. Ohriata vzorka sa vloží do kaliaceho prípravku tak, aby prúd vody s teplotou $15 \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ striekal priamo na stred jej čela, obr. 3.7. Tlak vody má byť nastavený tak, aby pred uložením vzorky voda striekala do výšky $65 \pm 10\text{ mm}$ nad ústím dýzy. Kalenie prúdom vody musí prebiehať až do vychladnutia skúšobného telesa na teplotu okolia, najmenej však 10 min.
3. Pred meraním tvrdosti musia byť na vzorke pozdĺžne vybrúsené navzájom rovnobežné plochy do hĺbky 0,4 až 0,5 mm. Brúsenie by malo prebiehať pri súčasnom chladení, aby nenastalo tepelné ovplyvnenie kalenej štruktúry skúšobného telesa. Meranie tvrdosti sa robí metódou HRC alebo HV 30 s využitím prípravku, obr. 3.8. Vzdialenosť jednotlivých vtlačkov tvrdomera je 1,5 mm až do 24 mm od čela, potom je rozstup vtlačkov 3 mm. Z nameraných hodnôt sa zostrojí závislosť tvrdosti na vzdialenosti od čela, t. j. získa sa krivka prekaliteľnosti.
4. Pri vyhodnotení skúšky sa prekalená hĺbka môže stanoviť podľa:
 - a) polohy inflexného bodu na krivke prekaliteľnosti,
 - b) pomocou krivky prekaliteľnosti a diagramu závislosti tvrdosti kalenej štruktúry od % C, obr. 3.9,
 - c) mikroskopicky – po naleptaní štruktúry sa zistí miesto, kde je v štruktúre 50 % martenzitu; táto metóda je najpresnejšia ale zároveň najprácnejšia.



Obr. 3.7. Jominyho skúška prekaliteľnosti



Obr. 3.8. Meranie tvrdosti pomocou prípravku



Obr. 3.9. Vplyv obsahu uhlíka a podielu martenzitu v štruktúre na tvrdosť zakalenej štruktúry

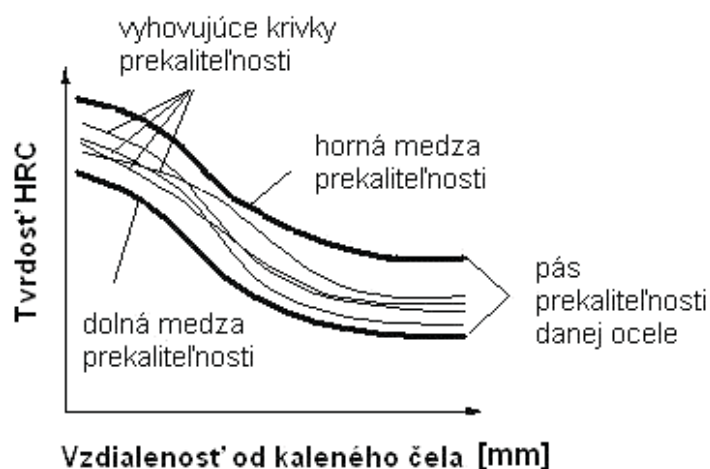
Norma STN EN ISO 642 predpisuje stanovenie prekaliteľnosti podľa tvrdosti, ktorá musí byť uvedená vo výsledku skúšky (napr.: $J_{480HV} = 12 \text{ mm}$, čo znamená, že pri čelnej skúške prekaliteľnosti mala vzorka vo vzdialenosti 12 mm od kaleného čela tvrdosť 480HV).

Podľa priebehu krivky prekaliteľnosti sa rozlišujú ocele s vysokou alebo nízkou prekaliteľnosťou. Ocele s vysokou prekaliteľnosťou si zachovávajú vysokú tvrdosť do pomerne veľkej vzdialenosti od kaleného čela a jej pokles je mierny (obr. 3.10a). Takýto priebeh je typický pre legované ocele. Pri oceliach s nízkou prekaliteľnosťou tvrdosť klesá už v malej vzdialenosti od kaleného čela (obr. 3.10b).



Obr. 3.10. Krivky prekaliteľnosti ocele a) s vysokou b) s nízkou prekaliteľnosťou

Stanovením kriviek prekaliteľnosti pre celé prípustné rozmedzie chemického zloženia podľa STN danej ocele, napr. 12 050 (C45) sa získa určitý rozptyl kriviek, tzv. pás prekaliteľnosti, ohraničený okrajovými krivkami – tzv. hornou a dolnou medzou prekaliteľnosti, obr. 3.11. Pásky prekaliteľnosti sú podkladom pre dohodnutý spôsob vyjadrovania prekaliteľnosti.



Obr. 3.11. Pás prekaliteľnosti

Na určenie a vzájomné porovnanie prekaliteľnosti ocelí možno použiť aj číselný ukazovateľ, ktorým je *index prekaliteľnosti J*. Index prekaliteľnosti udáva vzdialenosť od kaleného čela, v ktorej má byť dosiahnutá určitá tvrdosť po kalení. Index prekaliteľnosti je zložený z písmena *J* a dvoch skupín číslíc: *J HRC – d* alebo *J HV – d*. Príklad označovania:

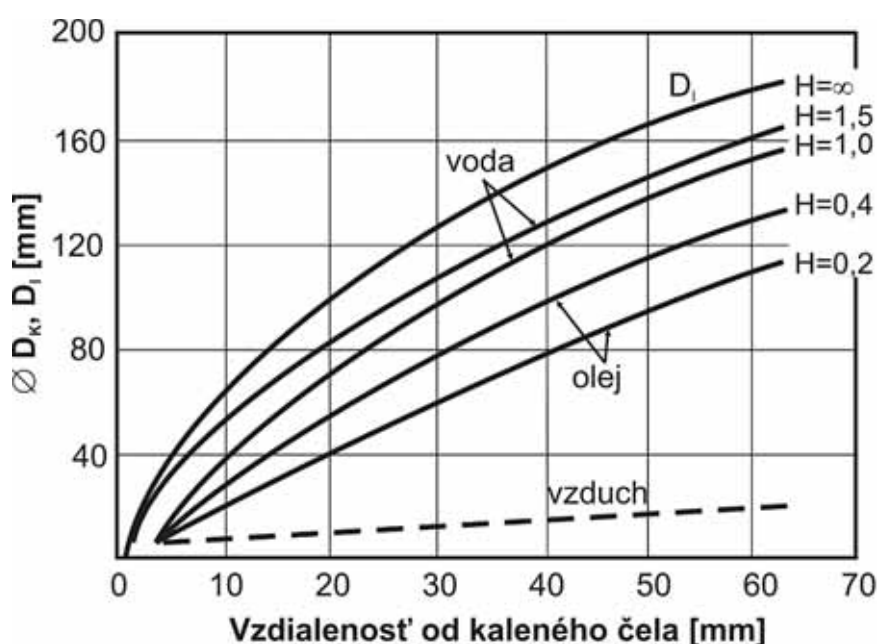
J 50 – 5/18 oceľ dosahuje tvrdosť 50 HRC vo vzdialenosti 5 až 18 mm od kaleného čela,

J 35/45 – 17 oceľ dosahuje tvrdosť 35 až 45 HRC vo vzdialenosti 17 mm od kaleného čela,

J 45 – 15 oceľ dosahuje tvrdosť 45 HRC vo vzdialenosti 15 mm od kaleného čela.

Na praktické použitie je potrebné previesť hodnoty zistené čelnou skúškou prekaliteľnosti na hodnotu kritického priemeru prekaliteľnosti D_K , príp. na hodnotu ideálneho priemeru prekaliteľnosti D_I .

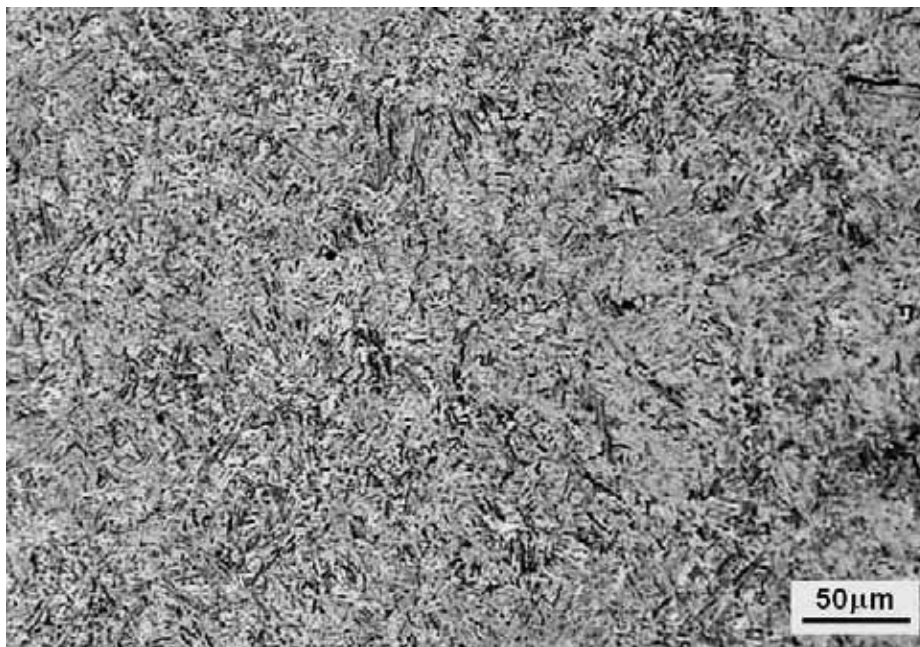
Pokiaľ má súčiastka tvar valca, možno odhadnúť prekalený priemer D_K pomocou diagramu uvedeného na obr. 3.12, ktorý bol zostrojený pre 50 % martenzitu v štruktúre a na rôzne ochladzovacie prostredia s rôznou intenzitou ochladzovania. Intenzita ochladzovania prostredia *H* je pri kalení do pokojnej vody vyjadrená súčiniteľom 1, pri silnom vírení vody 1,5 až 2, pre kalenie do pokojného oleja 0,25 až 0,35 a pri silnom vírení oleja 0,4 až 0,8.



Obr. 3.12. Závislosť prekaliteľnosti z Jominyho skúšky a kritického $\varnothing D_K$, resp. ideálneho priemeru $\varnothing D_I$

Zmena tvrdosti ocele v pozdĺžnom smere od kaleného čela vplyvom rozdielnej rýchlosti ochladzovania je dôsledkom zmeny jej mikroštruktúry. Na obr. 3.13 až 3.16 je dokumentovaná mikroštruktúra ocele 12 050 (C45) v rôznej vzdialenosti od kaleného čela vzorky. Vzorka bola zohriata na teplotu 850 °C, s výdržou na teplote 30 min.

Vo vzdialenosti do 2,5 mm od kaleného čela (obr. 3.13) je štruktúra martenzitická a dosahuje najvyššiu tvrdosť 66 – 56 HRC. Neobsahuje proeutektoidný ferit, čo svedčí o správnej kaliacej teplote.

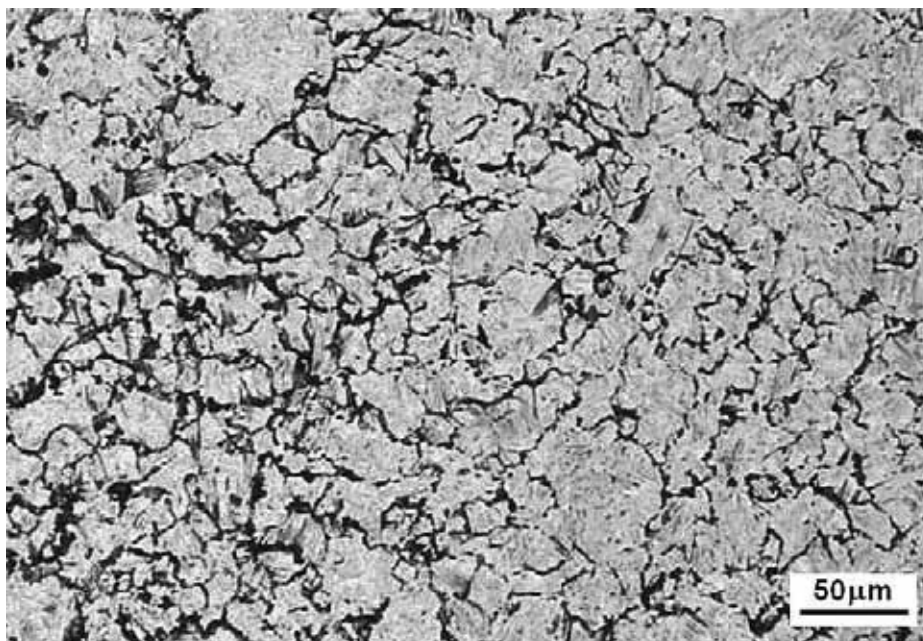


Obr. 3.13. Mikroštruktúra ocele 12 050 vo vzdialenosti do 2,5 mm od kaleného čela

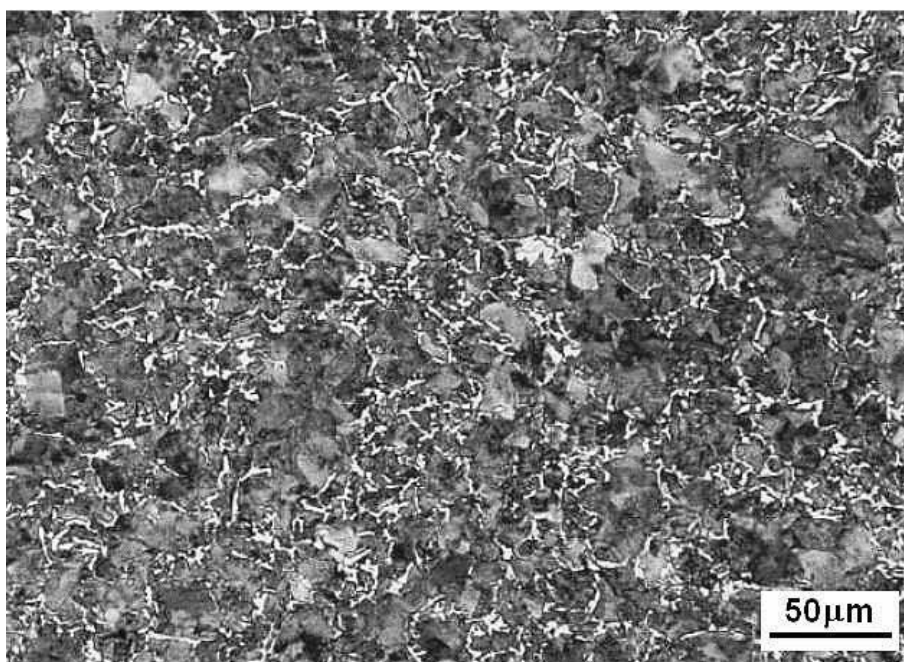
V oblasti 2,5 až 3,5 mm od kaleného čela (obr. 3.14) je štruktúra tvorená martenzitom a troostitom (veľmi jemným lamelárnym perlitom). Pásmo je pomerne úzke, ale pokles tvrdosti je výrazný. Troostit vytvára sieťovú okolo martenzitu. Tvrdosť štruktúry je približne 56 až 45 HRC, pričom s pribúdajúcim množstvom troostitu klesá tvrdosť štruktúry.

Oblasť 3,5 až 38 mm od kaleného čela je na obr. 3.15. Štruktúra je perliticko-feritická. Na začiatku (pri vyšších rýchlostiach ochladzovania) dochádza k ohraničeniu pôvodného austenitického zrna feritickým sieťovým. S pribúdajúcou vzdialenosťou od čela vzrastá množstvo feritu. Toto pásmo je pomerne rozsiahle. Zväčšenie podielu feritu a zhrubnutie perlitu (t. j. nárast medzilamelárnej vzdialenosti) spôsobuje pokles tvrdosti. Hodnota tvrdosti sa pohybuje v rozmedzí 45 až 26 HRC.

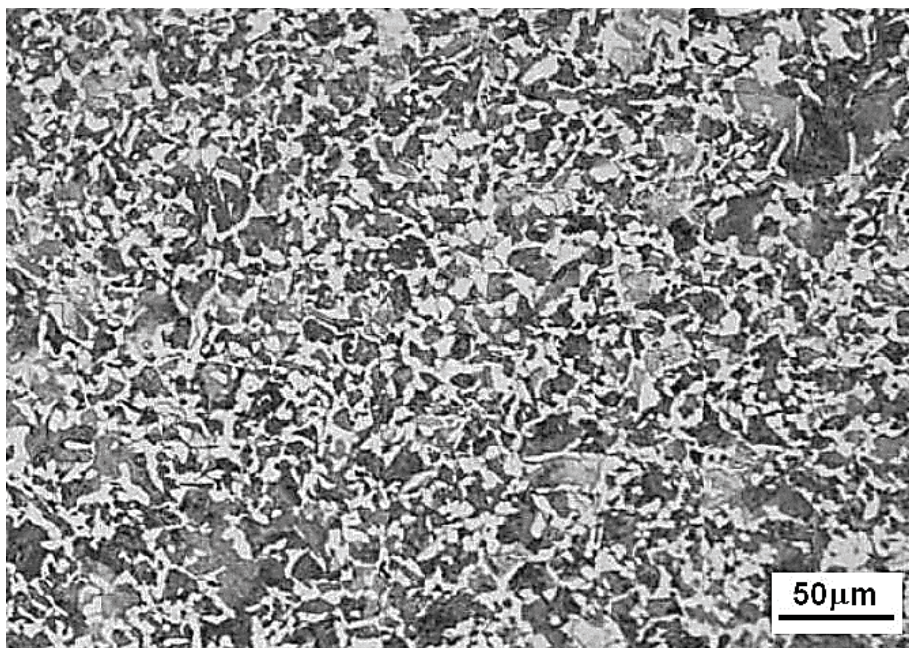
Vzdialenosť od 38 mm od kaleného čela až po koniec vzorky je na obr. 3.16. Štruktúra je feriticko-perlitická. Tvrdosť je v tejto oblasti približne rovnaká – 20 HRC. Ide o štruktúru, ktorá pri tomto type ocele vzniká normalizačným žiňaním.



Obr. 3.14. Mikroštruktúra ocele 12 050 vo vzdialenosti od 2,5 do 3,5 mm od kaleného čela



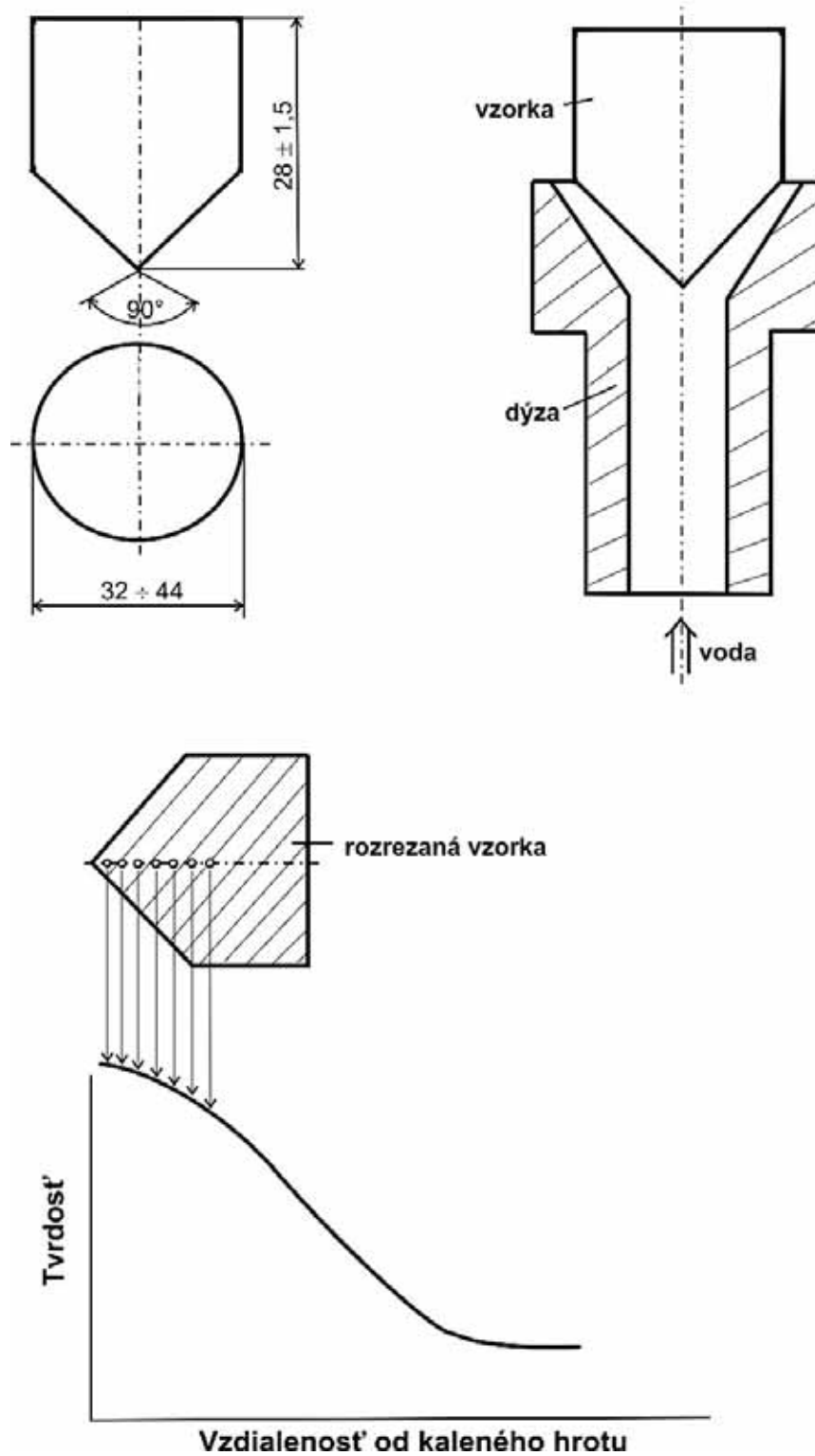
Obr. 3.15. Mikroštruktúra ocele 12 050 vo vzdialenosti od 3,5 do 38 mm od kaleného čela



Obr. 3.16. Mikroštruktúra ocele 12 050 vo vzdialenosti od 38 mm od kaleného čela

3.1.3 Klinová skúška prekaliteľnosti

Pri klinovej skúške prekaliteľnosti sa používajú skúšobné telesá v tvare klina. Tvar a hlavné rozmery skúšobného telesa sú uvedené na obr.3.17. Skúšobné teleso sa po ohreve na kaliacu teplotu a austenitizácii celého objemu ochladí definovaným prúdom vody. Po ochladení na teplotu okolia sa skúšobné teleso pozdĺžne rozreže a získaná plocha sa obrúsi. Na výbruse sa meria tvrdosť HRC v určitých vzdialenostiach od kaleného klina. Hodnoty tvrdosti sa vynesú do závislosti od vzdialenosti od kaleného klina, tým vznikne krivka prekaliteľnosti (obr. 3.17) podobná ako pri Jominyho skúške prekaliteľnosti.



Obr. 3.17. Klinová skúška prekaliteľnosti

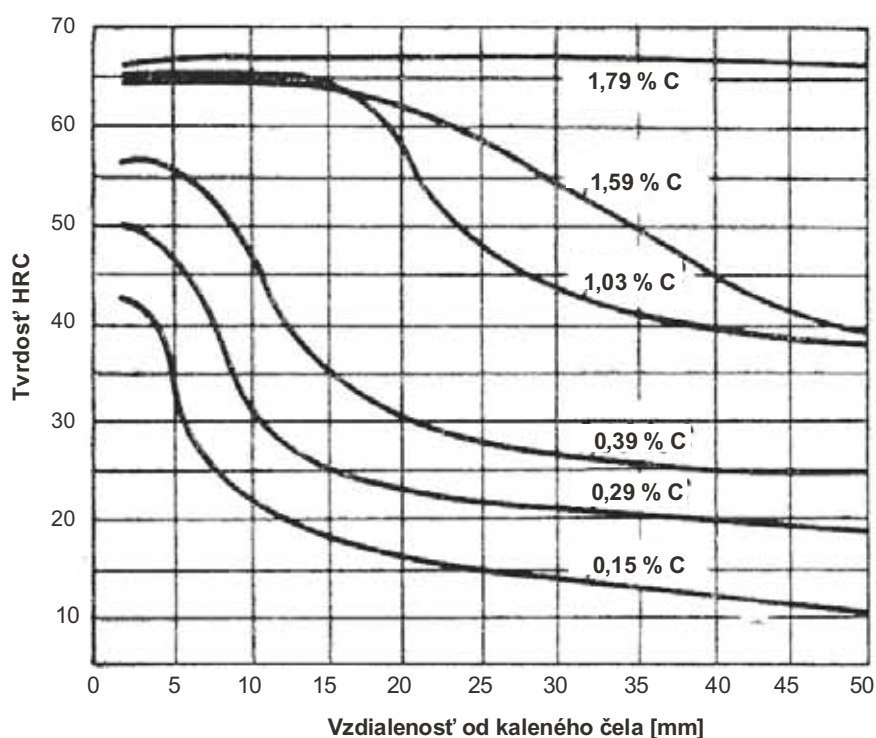
3.2 Faktory vplývajúce na prekaliteľnosť

Na prekaliteľnosť ocelí vplýva rýchlosť ochladzovania, chemické zloženie, veľkosť austenitického zrna a kalia a teplota.

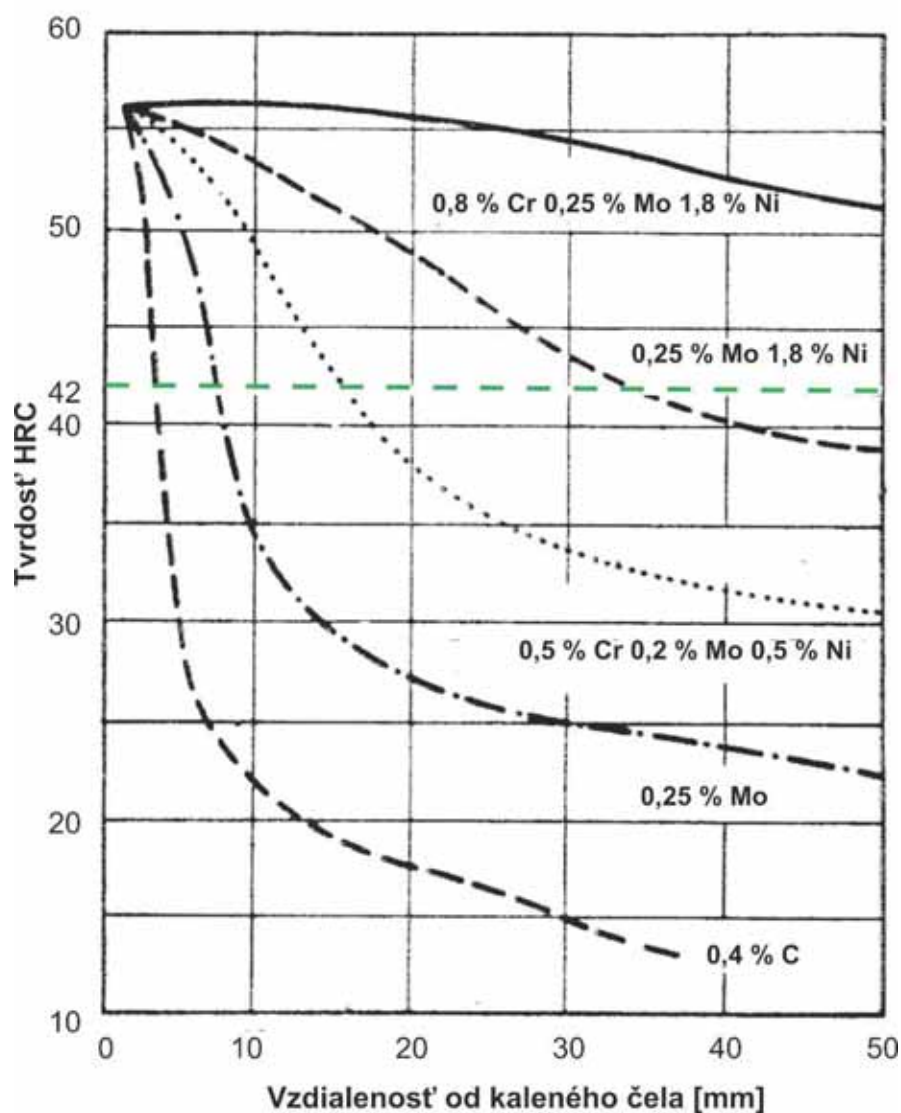
Rýchlosť ochladzovania zodpovedá intenzite kaliaceho prostredia. S rastúcou ochladzovacou intenzitou kaliaceho prostredia sa zvyšuje hĺbka prekalenia.

Chemické zloženie ocele je dané množstvom uhlíka a legúr. S rastúcim obsahom C v oceli sa zvyšuje jej prekaliteľnosť a tvrdosť po kalení, obr. 3.18. Legujúce prvky, ktoré posúvajú krivky IRA a ARA diagramu doprava prekaliteľnosť zvyšujú; prvky posúvajúce tieto krivky doľava, napr. Co prekaliteľnosť znižujú. Pri konštrukčných oceliach prekaliteľnosť zvyšuje Mn, Cr, Mo, Ni, Si a C. Ak prísadové prvky vytvárajú karbidy, priaznivý vplyv na prekaliteľnosť budú mať len karbidy rozpustné v austenite, nerozpustné karbidy pôsobia ako kryštalizačné zárodky, uľahčujú rozpad austenitu a znižujú prekaliteľnosť.

Vplyv obsahu zliatinových prvkov na prekaliteľnosť je dokumentovaný na obr. 3.19. Tvrdosť 42 HRC zodpovedá tvrdosti štruktúry s 50 % martenzitu pre ocel' s 0,4 % C, obr. 3.9.



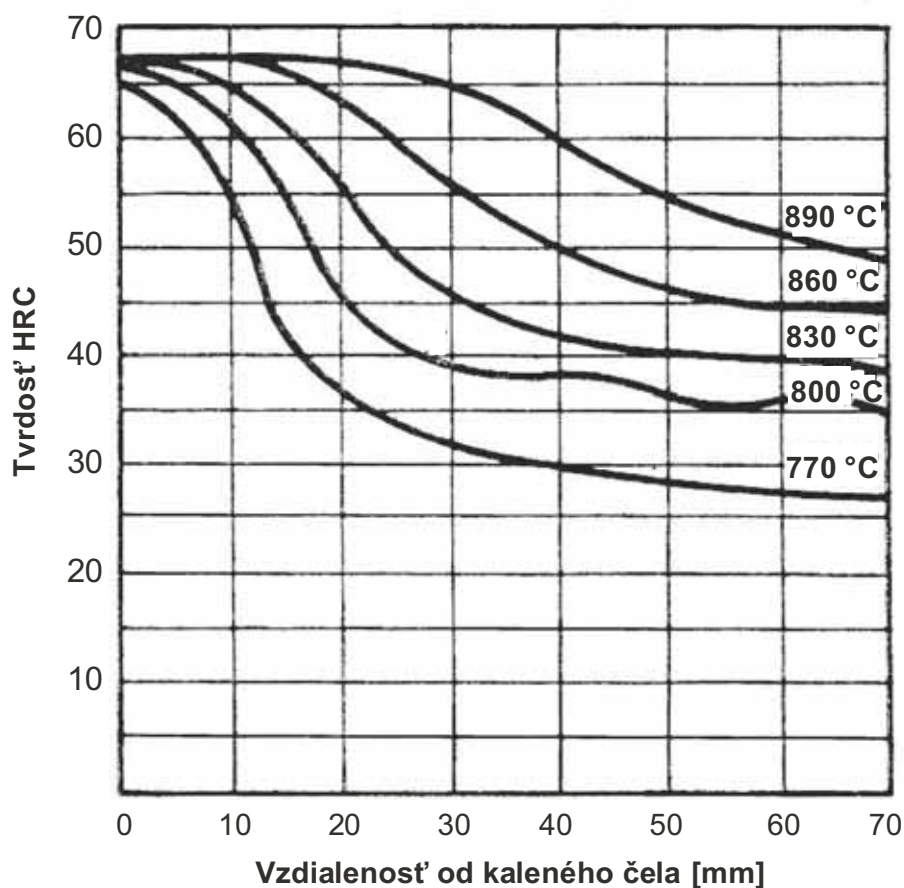
Obr. 3.18. Krivky prekaliteľnosti ocelí 0,2 % Si, 0,5 % Mn, 0,25 % Mo a 1,75 % Ni s rôznym obsahom uhlíka, austenitizované pri 840 °C, počas 40 min



Obr. 3.19. Krivky prekaliteľnosti ocelí s 0,4 % C a s rôznym obsahom zliatinových prvkov, austenitizované pri 840 °C, počas 40 min

Veľkosť austenitického zrna ovplyvňuje prekalenú štruktúru nejednoznačne. So zvyšujúcou sa veľkosťou zŕn austenitu sa prekaliteľnosť zvyšuje. Jemnozrnná štruktúra s vysokým podielom hraníc podporuje vznik feritu a perlitu, pretože zárodoky týchto štruktúr vznikajú na hraniciach zŕn. Pri hrubozrnnnej štruktúre je vznik feriticko-perlitickej štruktúry obtiažnejší (obsahuje menej hraníc zŕn). Zárodoky martenzitu vznikajú vo vnútri zŕn austenitu, t. j. sú v hrubozrnnnej štruktúre uprednostňované. Z nadmerne veľkých zŕn austenitu vzniká však hrubozrnný martenzit, ktorý má nepriaznivé mechanické vlastnosti, predovšetkým zníženú húževnatosť.

Kaliaca teplota má na prekalenú štruktúru negatívny vplyv. Zvýšenie kaliacej teploty má za následok zhrubnutie zrna austenitu, väčšiu homogenizáciu austenitu, prípadne väčšie množstvo rozpustených karbidov v austenite, čím sa posunú krivky začiatku vzniku perlitu a bainitu k dlhším časom v rozpadovom diagrame. S rastúcou teplotou austenitizácie sa prekaliteľnosť zvyšuje, obr. 3.20.



Obr. 3.20. Z Krivky prekaliteľnosti ocelí s 0,9 % C a 1,4 % Cr austenitizovaných pri rôznych teplotách

Úloha 3.1

Pomocou Jominyho skúšky prekaliteľnosti stanovte prekaliteľnosť danej ocele.

1. Nakreslite princíp skúšky a zakótujte rozmery vzorky.
2. Pre skúšanú oceľ stanovte podmienky austenitizácie.
3. Vykonajte ohrev telesa a jeho ochladenie definovaným spôsobom.
4. S použitím prípravku zmerajte hodnoty tvrdosti HRC v rôznej vzdialenosti od kaleného čela vzorky. Z nameraných údajov zostrojte krivku prekaliteľnosti, t. j. závislosť tvrdosti HRC a vzdialenosti od kaleného čela vzorky. Krivku prekaliteľnosti zakreslite do pásu prekaliteľnosti danej ocele, obr. 3.21.
5. Určite prekaliteľnosť I_0 danej ocele pomocou grafu závislosti tvrdosti štruktúry s 50 % podielom martenzitu pre daný obsah uhlíka v oceli, (obr. 3.9).
6. Z hodnoty prekaliteľnosti I_0 určte pomocou porovnávacích diagramov (obr. 3.12) ideálny priemer D_I (pre $H=\infty$) a skutočný kritický priemer pri kalení do vody D_K (pre $H=1,5$)

Pomôcky:

Skúšobné teliesko z danej ocele, kaliaca pec, prípravok na ochladzovanie vzoriek, Rockwellov tvrdomer, prípravok na meranie tvrdosti, materiálové tabuľky, pásy prekaliteľnosti vybraných ocelí.

Úloha 3.2

Stanovte a porovnajte index prekaliteľnosti J daných dvoch ocelí.

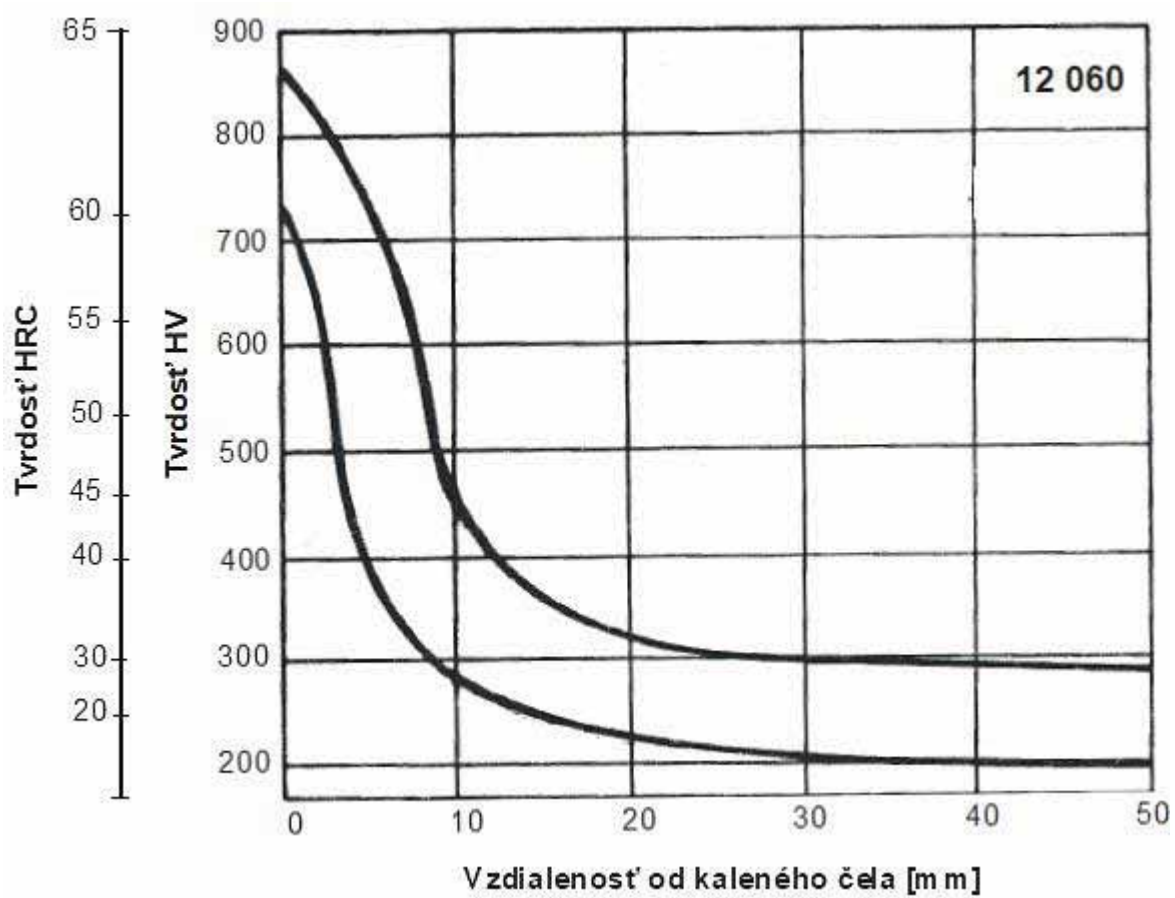
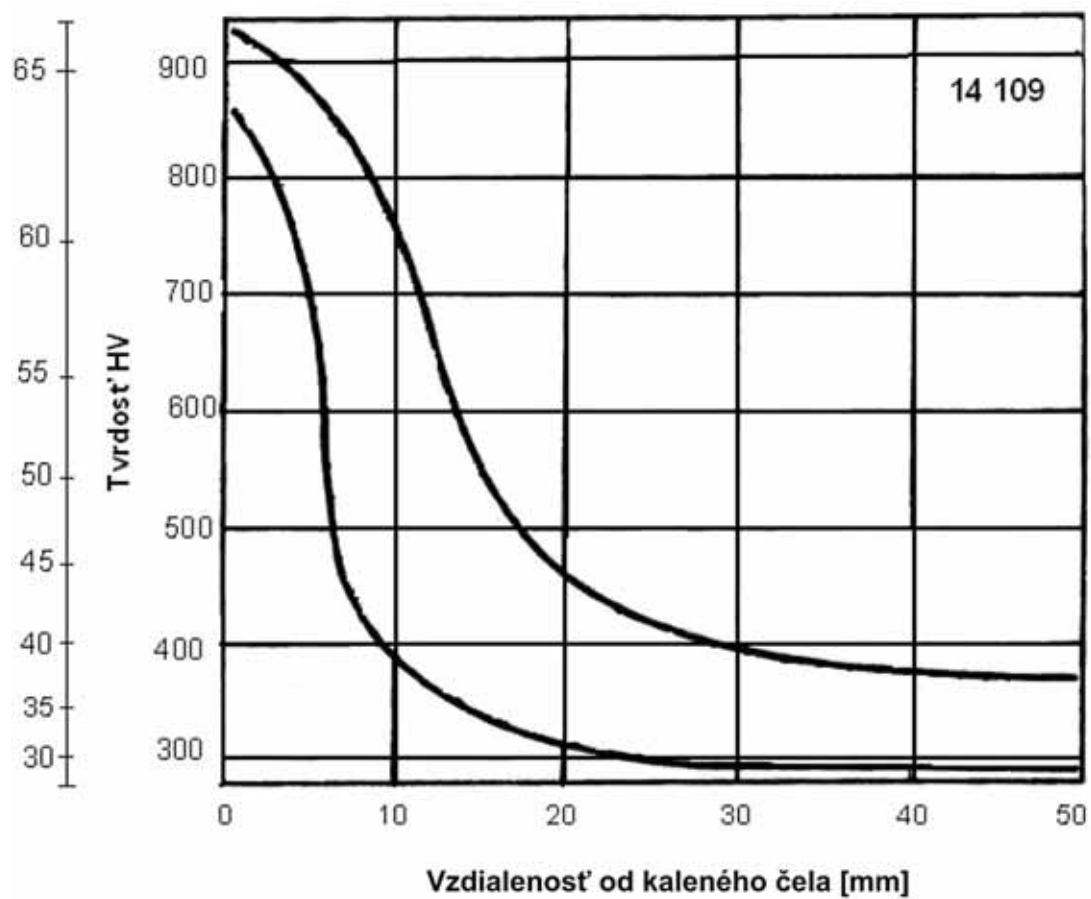
1. Uveďte chemické zloženie a podmienky austenitizácie oboch ocelí.
2. Z daných hodnôt tvrdosti HV, resp. HRC ocelí (tab. 3.1) meraných v rôznej vzdialenosti od kaleného čela vzorky zostrojte krivky prekaliteľnosti. Krivky prekaliteľnosti zakreslite do pásov prekaliteľnosti daných ocelí, obr. 3.21.
3. Určite prekaliteľnosť I_0 daných ocelí pomocou grafu závislosti tvrdosti štruktúry s 50 % podielom martenzitu pre daný obsah uhlíka v oceli, (obr. 3.9).
4. Z hodnôt prekaliteľnosti I_0 určte pomocou porovnávacích diagramov (obr. 3.12) ideálny priemer D_I (pre $H=\infty$) a skutočný kritický priemer pri kalení do vody D_K (pre $H=1,5$) pre obe ocele.
5. Porovnajte a vyhodnoďte výsledky (J , D_I a D_K).

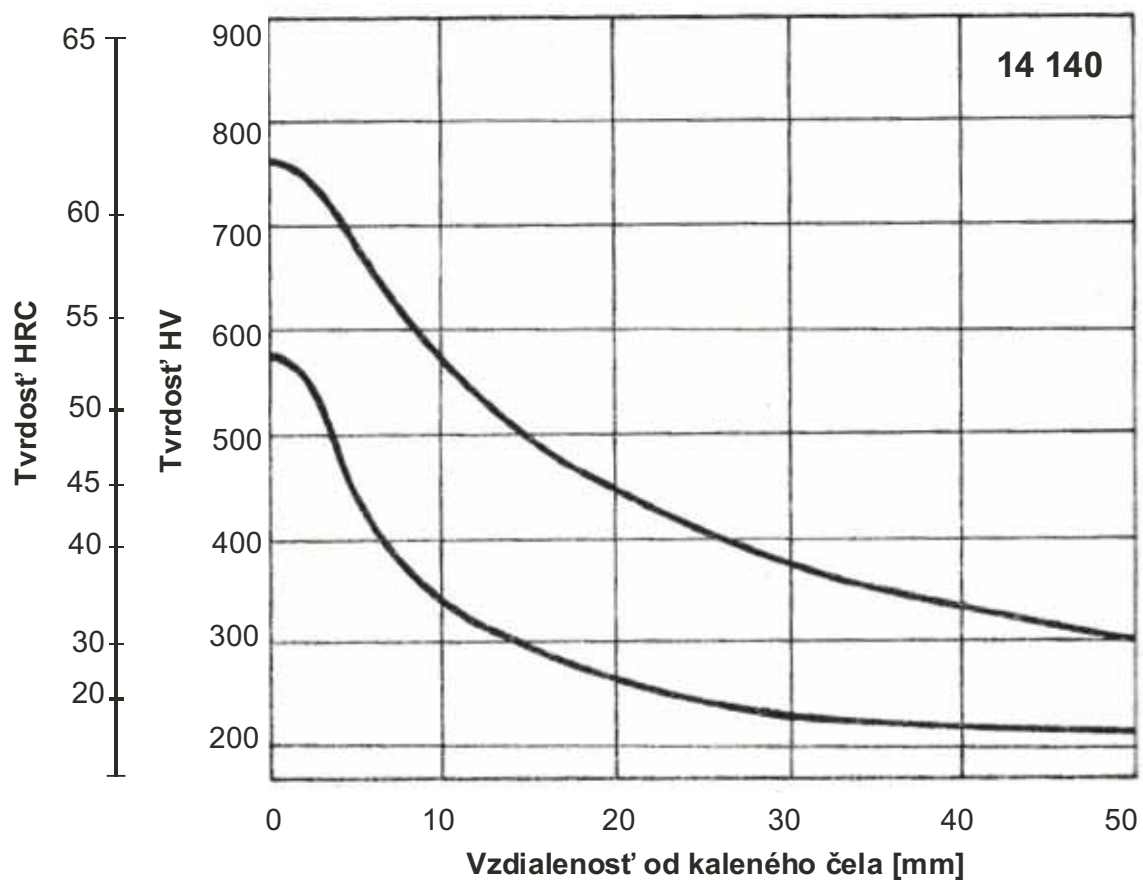
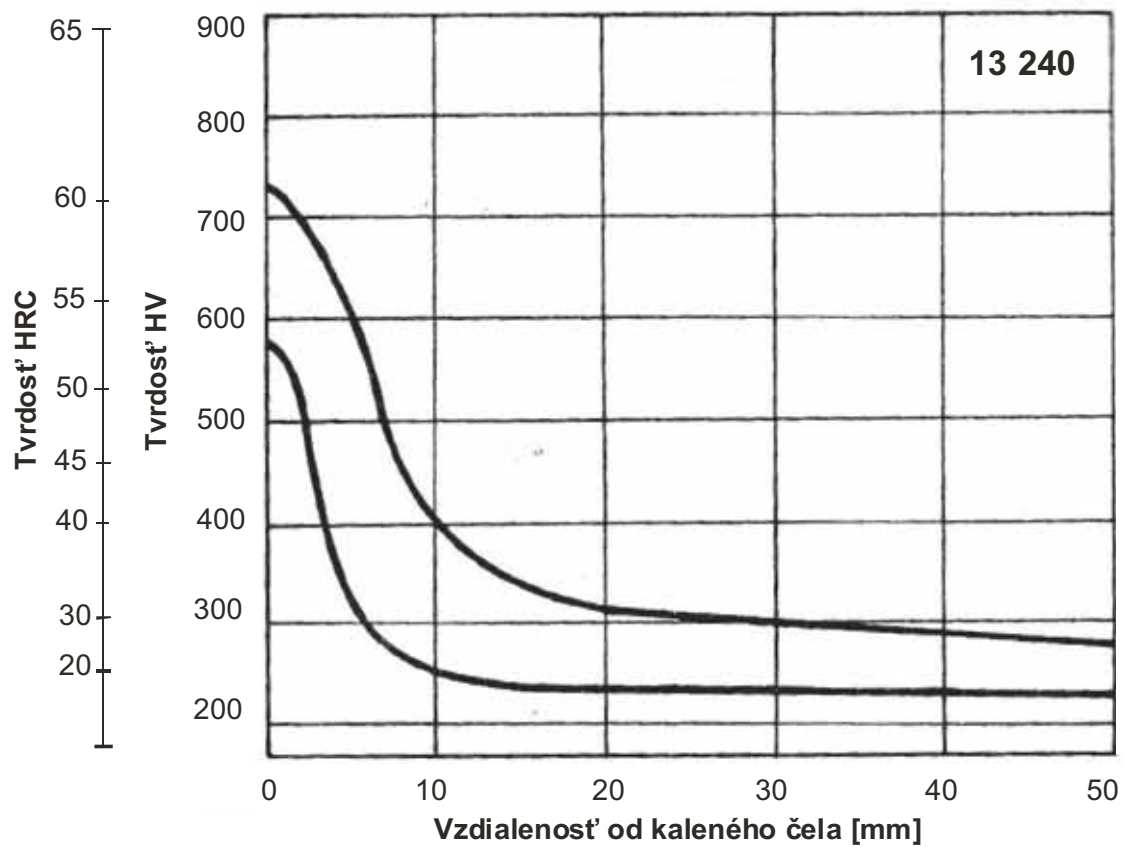
Pomôcky:

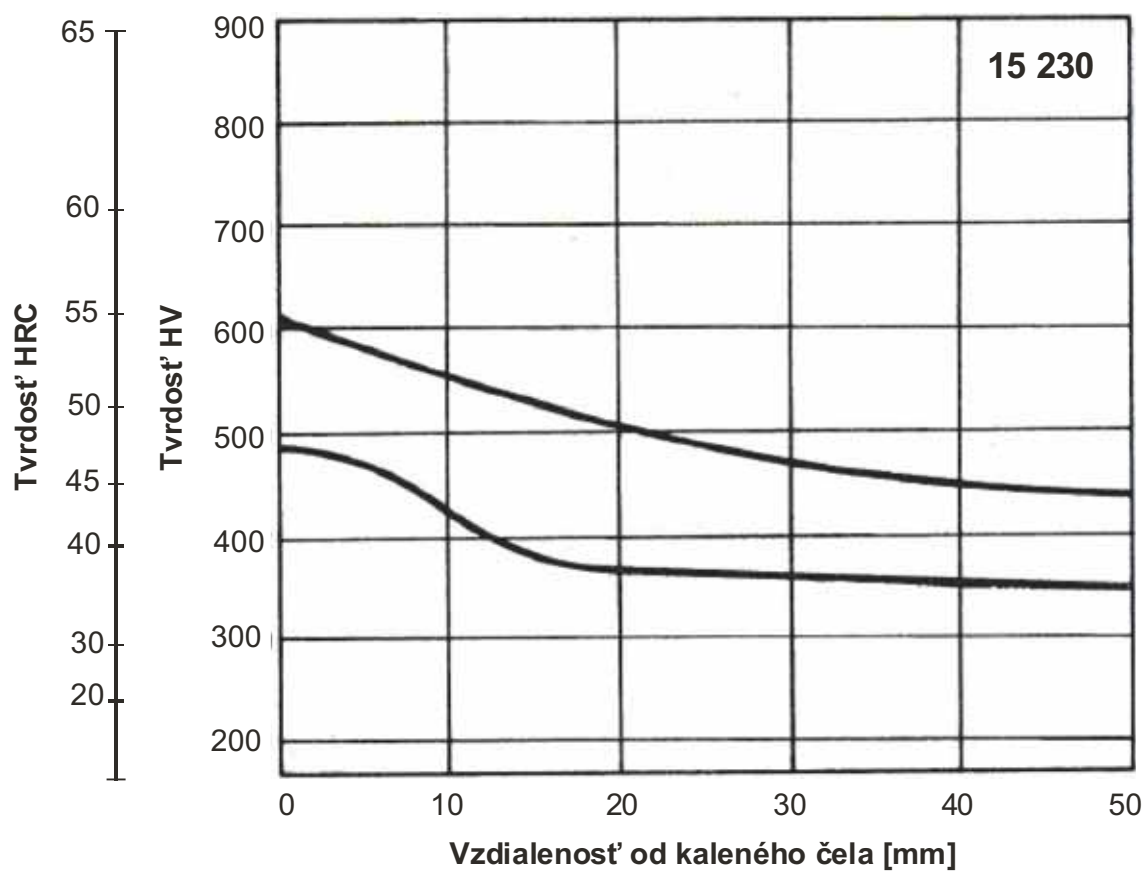
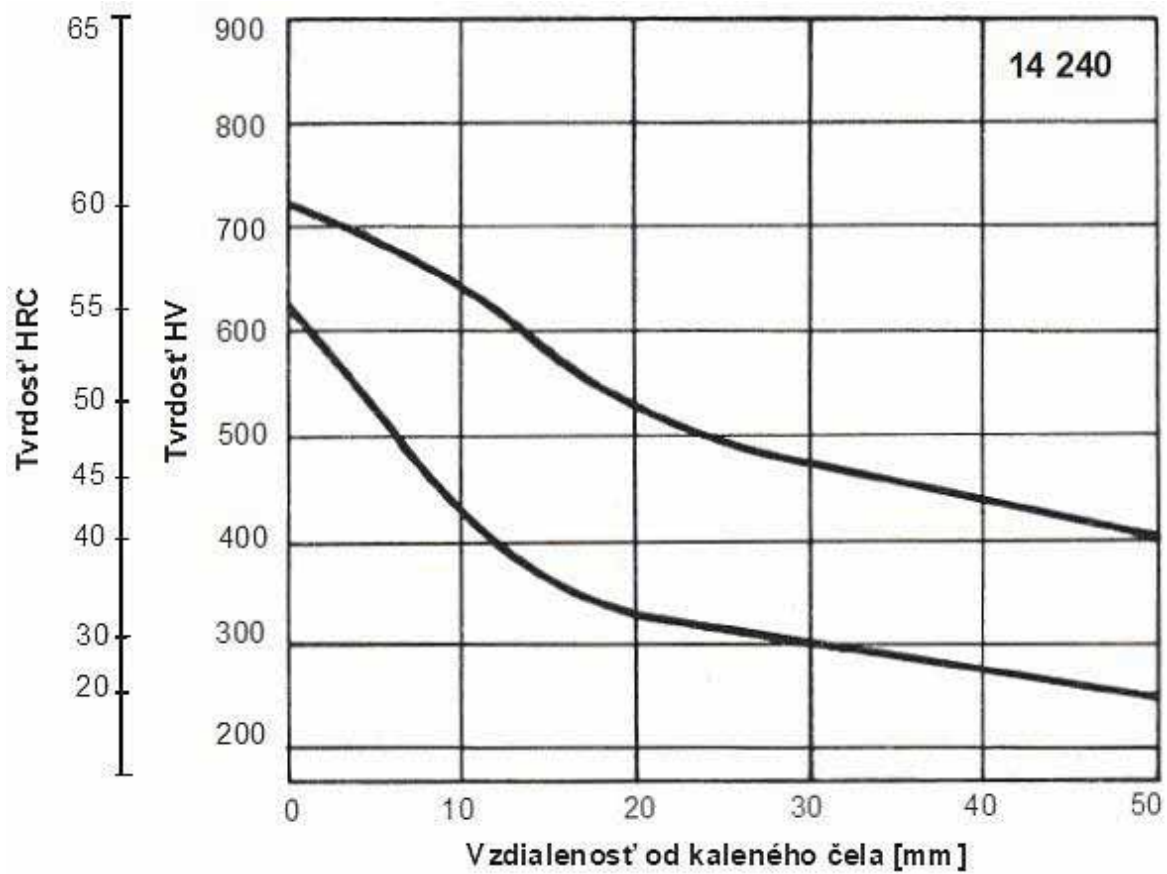
Materiálové tabuľky, pásy prekaliteľnosti vybraných ocelí, tabuľka hodnôt tvrdosti v závislosti od vzdialenosti od kaleného čela vzorky pre rôzne ocele.

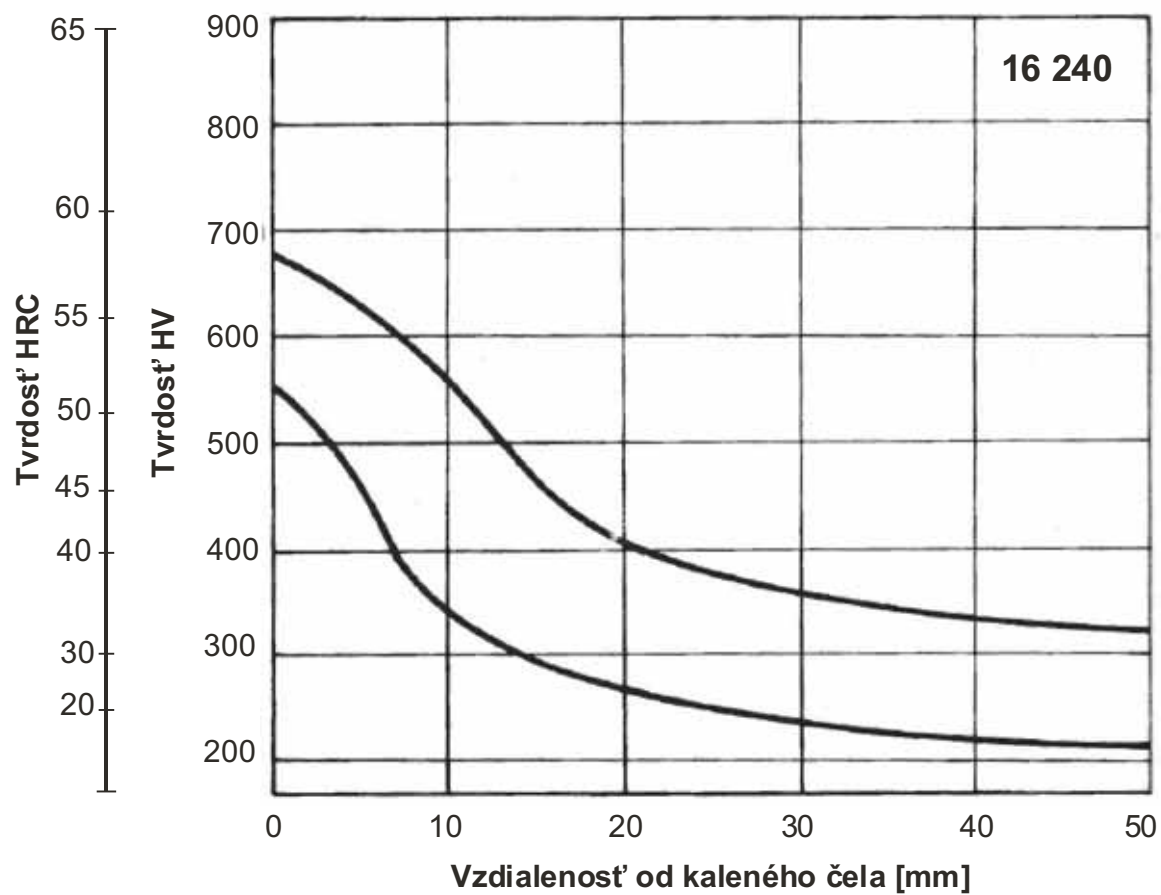
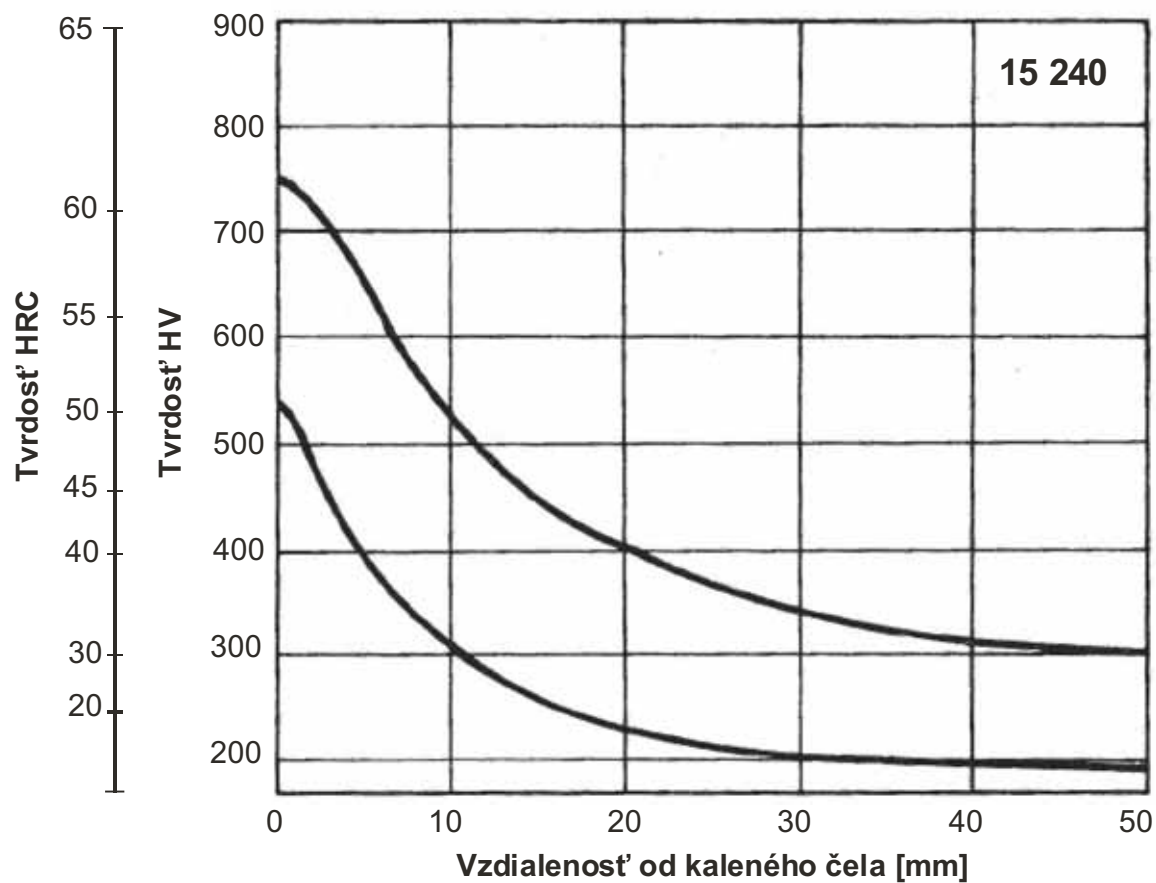
Tabuľka 3.1. Hodnoty tvrdosti ocelí v závislosti od vzdialenosti od kaleného čela vzorky

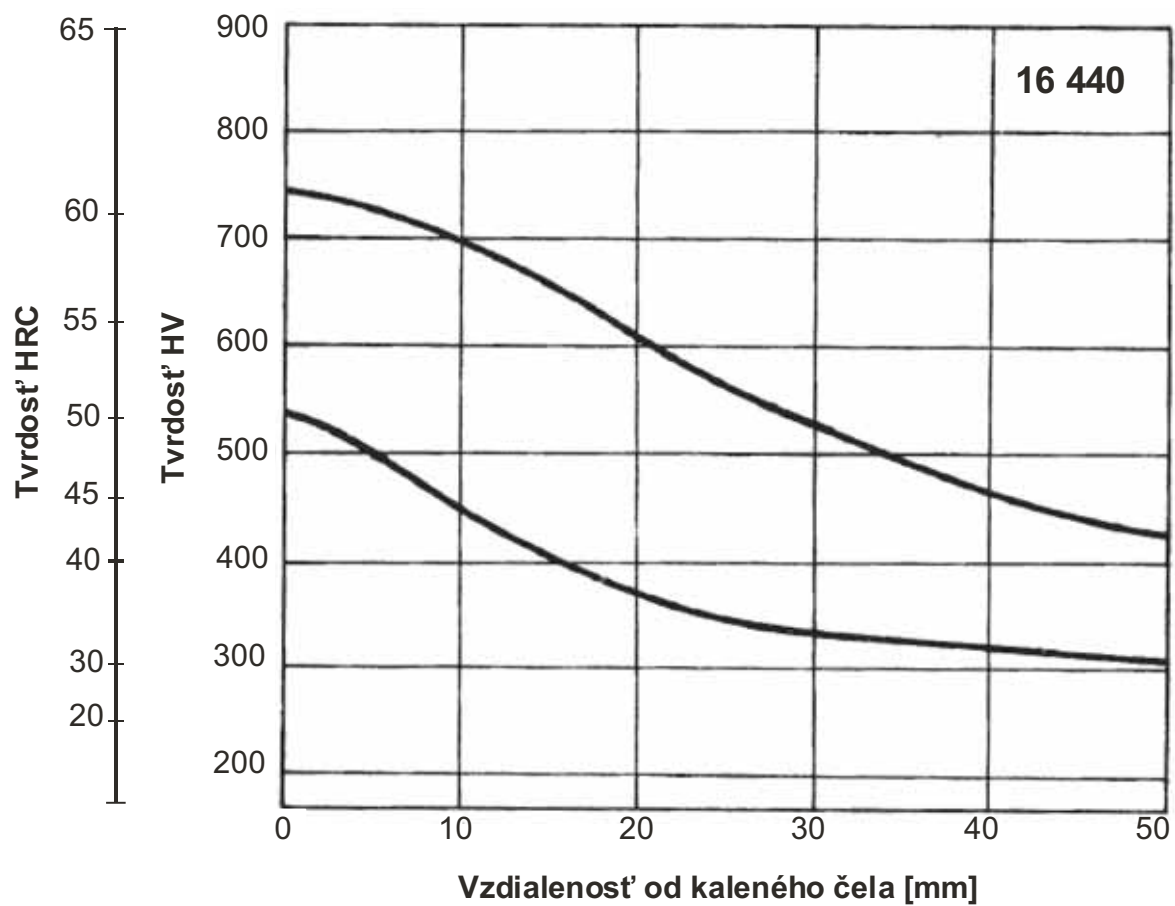
Vzdialenosť od kal. čela (mm)	Tvrdosť HRC							Tvrdosť HV		
	12 060 (C55)	13 240 (37MnSi5)	14 140 (37Cr4)	14 240 (36Mn5)	15 230 (-)	19 452 (58SiCr8)	15 240 (-)	14 109 (100Cr6)	16 240 (36NiCr6)	16 440 (36NiCr14)
0	64,5	54	60	59	54	67	62	710	660	685
1,5	64	53,5	58	58	53,5	67,5	61,5	709	658	685
3	63	52,5	55	57	53	66,5	60,5	681	640	667
4,5	59	52	49	55,5	53	66	60	660	626	660
6	50,5	43,5	43	54,5	52	65,5	58	642	598	650
7,5	43	40,5	36	52	51	66	55	600	561	621
9	37	37	34	50,5	50	65,5	54	565	524	600
10,5	35,5	34	32	48,5	49	65	51,5	548	505	598
12	33	32	32	46,1	48,5	64,5	49	510	484	580
13,5	32	29	31,5	44,5	47,5	64	48	500	462	578
15	30	27,5	31	42	47	62	47	490	450	552
16,5	29	27	31	40	47	61	46	482	427	528
18	28,5	26,5	30,5	38,5	46	60,5	43	473	400	507
19,5	28	26	30,5	38	44,5	59	42	460	387	491
21	27,5	25,5	30	36	44	57	41	451	380	484
22,5	27,5	25	30	35	43	55	39	443	358	479
24	27	24	28,5	34,5	42	50	38	428	336	471
27	27	23,5	26	34	41	47	38	415	310	463
30	26,5	22,5	24,5	33	41	43	36	407	281	450
33	26	22,5	20	33	40	41	35	398	277	410
36	25,5	22	19	31,5	39,5	41	32	390	245	400











Obr. 3.21. Pásky prekaliteľnosti vybraných ocelí

4 CHEMICKO-TEPELNÉ SPRACOVANIE OCELÍ

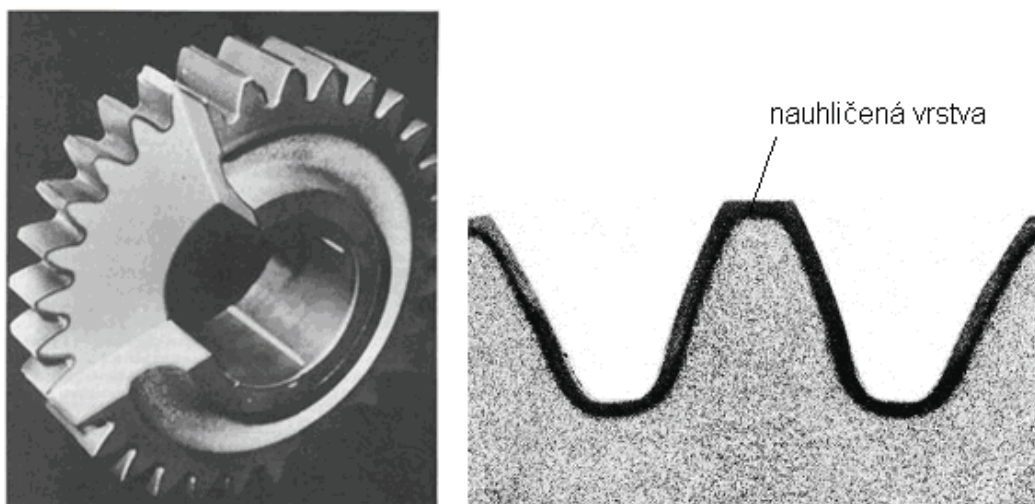
Chemicko-tepelné spracovanie (CHTS) predstavuje procesy, pri ktorých dochádza k zámernej zmene chemického zloženia ocele v povrchových vrstvách. Zmena chemického zloženia povrchovej vrstvy sa dosahuje ohrevom v aktívnom prostredí, pri čom sa povrch môže obohacovať uhlíkom – nauhličovanie, dusíkom – nitridovanie, sírou – sulfidovanie, bórom – bórovanie alebo kombináciou uvedených prvkov – karbonitridácia (starší názov nitrocementácia), nitrokarbonizácia (starší názov karbonitridácia), sulfonitridácia. Pridávaný prvok difúziou preniká aj do podpovrchových vrstiev ocele. Cieľom CHTS je zvýšenie tvrdosti a odolnosti povrchu voči opotrebeniu, prípadne aj zvýšenie medze únavy pri zachovaní húževnatého jadra.

Základnými technologickými parametrami CHTS sú:

- chemické zloženie sýtiaceho prostredia,
- teplota nasycovania,
- výdrž na teplote nasycovania.

4.1 Nauhličovanie

Je difúzne sýtenie povrchu ocele súčiastky uhlíkom pri teplote nad A_{C3} (900 až 930°C) s cieľom získať vysokú tvrdosť a odolnosť povrchu voči opotrebeniu, únave a oteru pri zachovaní húževnatého jadra. Nauhličujú nízkouhlíkové ocele (0,1 až 0,25 % C). Správne nauhličená štruktúra má mať eutektoidné zloženie, t. j. približne 0,8 % C. Pri prekročení obsahu uhlíka nad 1 % sa v povrchovej vrstve vylúčia nadeutektoidné karbidy. Sú nepriaznivé najmä vtedy, ak sú vylúčené po hraniciach zŕn, pretože po zakalení spôsobujú pokles húževnatosti nauhličenej vrstvy. Hĺbka nauhličenej vrstvy sa pohybuje od 0,5 do 1,3 mm. Najčastejšie sa nauhličujú súčiastky ako sú ozubené kolesá (obr. 4.1), reťazové kolesá, púzdra, hriadele, čapy, vačky a pod. Po nauhličení povrchu súčiastky musí nasledovať kalenie a popúšťanie, čím je možné získať povrchovú tvrdosť až 800 HV.



Obr. 4.1. Nauhličený povrch zubov ozubeného kola

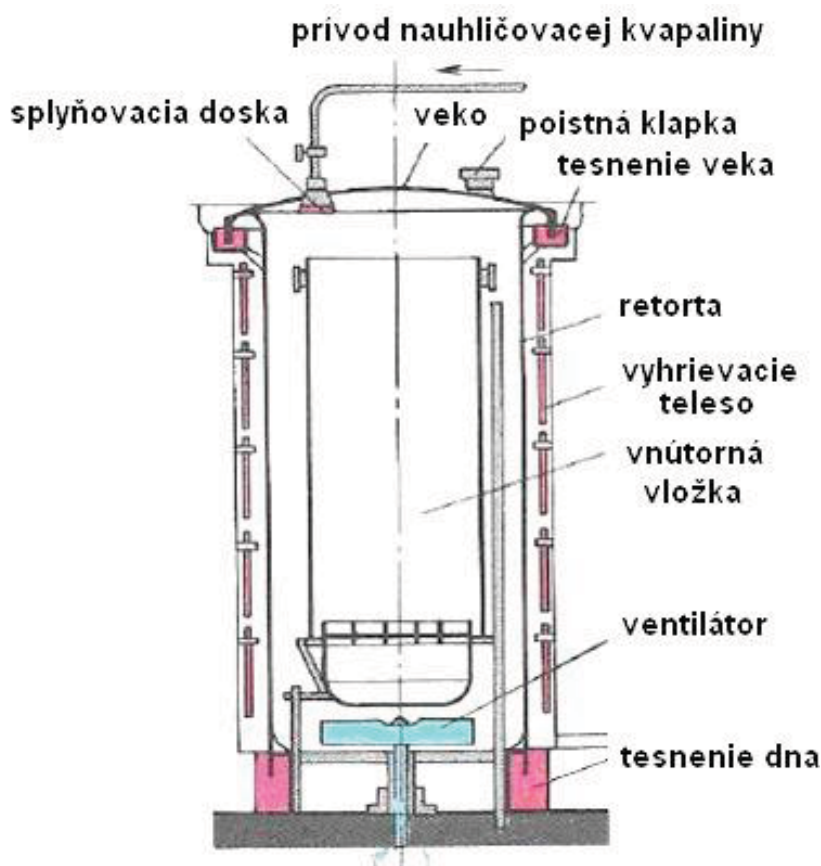
4.1.1 Nauhličovacie prostredie

Nauhličovanie ocele môže prebiehať v pevnom, plynnom alebo kvapalnom prostredí. V súčasnosti sa používajú aj moderné metódy nauhličovania, napr. plazmové alebo vákuové nauhličovanie. Hĺbka nauhličenej vrstvy je závislá od nauhličovacieho prostredia, teploty a času nauhličovania. Každé prostredie má svoj tzv. uhlíkový potenciál, t. j. sýtiacu schopnosť nauhličovacieho prostredia. Uhlíkový potenciál sa dá v priebehu nasycovania regulovať. *Nauhličovanie v tuhom prostredí (v prášku)* je najstarší spôsob nauhličovania. Tuhé prostredie (zásyp) sa skladá z dreveného uhlia, koksu a (7 až 20 %) uhličitanu bárnateho BaCO_3 , ktorý pôsobí ako aktivátor procesu zabezpečujúci trvalý prebytok nauhličujúcej zložky CO v prostredí. Ako aktivátor sa môže použiť aj uhličitan sodný Na_2CO_3 , uhličitan draselný K_2CO_3 alebo uhličitan vápenatý CaCO_3 . Súčiastky sa vložia do krabíc s nauhličovacou práškovou zmesou tak, aby ňou boli rovnomerne zasypané. Krabice sa uzavrujú a utesnia. Pri nauhličovacej teplote reaguje drevené uhlie s kyslíkom na CO, ktorého rozkladom vznikajú atómy uhlíka a CO_2 . Tento spôsob nauhličovania je v súčasnosti málo používaný. Kontrola zloženia nauhličovacej atmosféry je náročná a získanie rovnomernej vrstvy z hľadiska koncentrácie uhlíka a hrúbky vrstvy je obtiažné. Proces je zdĺhavý, málo produktívny a nevhodný pre automatizáciu. Výhodou je možnosť nauhličovania rôznych výrobkov v bežných, napr. komorových peciach predovšetkým v kusovej výrobe.

Nauhličovanie v kvapalnom prostredí prebieha v kúpeľoch roztavených chloridových solí (NaCl , KCl , BaCl_2) a kyanidov (KCN a NaCN), ktoré pôsobia ako aktivátor. Kyanidové kúpele sú toxické, preto boli vyvinuté nauhličovacie soli bez kyanidu, v ktorých zdrojom uhlíka je Na_2CO_3 a SiC . Výhodou nauhličovania v roztavených soliach je vyššia rýchlosť procesu

(v porovnaní s nauhličovaním v tuhom prostredí až o 30 % pri rovnakej teplote), rovnomernosť nauhličenej vrstvy a možnosť jeho automatizácie. Nevýhodou je toxicita kyanidových kúpeľov, rozmerové obmedzenie nauhličovaných súčiastok (pri rozmernejších dielcoch môže dôjsť k výraznému ochladeniu kúpeľa) a problematická ochrana častí povrchov, ktoré nemajú byť nauhličené.

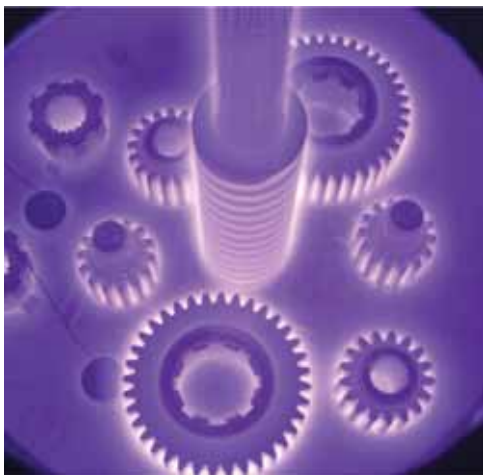
Nauhličovanie v plynnom prostredí je moderný, technologicky výhodný a produktívny spôsob sýtenia povrchov. Nauhličovacia atmosféra je tvorená zmesou plynov CO, CO₂, CH₄, H₂, H₂O. Na ich výrobu sa používajú plyny, napr. metán, propán, bután alebo kvapalné látky, napr. petrolej, terpentín, alkohol. Nauhličovaciu schopnosť plynnej atmosféry je možné meniť zmenou podielu nauhličovacích zložiek (CO a CH₄). Počas nauhličovania sa však nauhličovacia atmosféra vyčerpá, preto je potrebné ju obnovovať privádzaním čerstvej zmesi. Takto pripravená nauhličovacia atmosféra je vhodná na nauhličovanie v priebežných peciach pri veľkosériovej výrobe. Pri malosériovej výrobe sa používajú šachtové pece (typu Monocarb), obr. 4.2, v ktorých sa nauhličovacia atmosféra získava priamo v peci krakovaním kvapaliny zloženej z kvapalných uhľovodíkov, napr. zmes terpentínu, acetónu a etylalkoholu alebo zmes petroleja a etylalkoholu.



Obr. 4.2. Schéma šachtovej pece Monocarb

Nauhličovanie vo vákuu sa realizuje vo vákuových peciach (obr. 7.9, kap. 7) v prítomnosti nauhličovacej atmosféry, ktorá je tvorená len čistými uhľovodíkmi napr. metán, propán, acetylén, prípadne zmesou uhľovodíkov s čistým dusíkom. Ohrev vsádzky na nauhličovaciu teplotu prebieha vo vákuu 10 až 1 Pa. Počas teplotnej výdrže pri 950 až 1050 °C sa do pece vháňa nauhličovacia atmosféra. Nauhličenie nastáva v dôsledku pyrolýzy uhľovodíkov. Čas nauhličovania sa preruší vyvakuovaním pecného priestoru. Pre tenšie nauhličené vrstvy sa používa len nauhličovacia perióda, pre hrubšie vrstvy nauhličovacia a difúzna perióda. Počas difúznej periódy sa povrch nenasytuje (priestor pece je vyvakuovaný), prebieha len difúzia uhlíka z povrchu súčiastky k jadrú. Tým sa zväčší hrúbka vrstvy a zníži sa koncentračný spád uhlíku. Výhodou nauhličovania vo vákuu je ekologickosť a čistota procesu. Súčiastky sú bez povrchovej oxidácie, je možné priame kalenie s využitím pretlaku plynu (najčastejšie dusíku), čím sa znižujú náklady a deformácie súčiastok. Dosahuje sa vysoká povrchová aj podpovrchová tvrdosť a rovnomernosť vytvorených vrstiev.

Nauhličovanie v plazme, obr. 4.3 je v podstate vákuové nauhličovanie, pri ktorom sa využíva tlejivý výboj na ionizáciu nauhličujúcej atmosféry. Do nauhličovaného povrchu súčiastky prenikajú ióny výbojom rozdeleného uhľovodíku (metánu alebo propánu). Zariadenie pre nauhličovanie v plazme musí mať zdroj jednosmerného prúdu potrebného na vytvorenie tlejivého výboja (plazmy). Tlejivý výboj využívaný pre chemicko-tepelné spracovanie vyžaduje vysokú prúdovú hustotu a napätie v rozsahu 250 až 1000 V. Komora pece je zapojená ako anóda, vsádzka ako katóda. Plazma vzniká v blízkosti povrchu vsádzky v okamihu vpustenia nauhličovacej atmosféry do pecného priestoru. Proces nauhličovania v plazme prebieha pri teplotách 850 až 1090 °C. Ohrev vsádzky môže byť zabezpečený priamo tlejivým výbojom alebo ako pri konvenčnom vákuovom nauhličovaní. Na záporne nabitý povrch vsádzky dopadajú ióny s vysokou kinetickou energiou a spôsobujú jej ohrev premenou kinetickej energie na teplo. Pred samotným nauhličovaním je povrch využitím plazmy očistený od pasívnych vrstiev, ktoré by mohli spomaľovať proces nauhličovania. V tejto fáze je do pece najčastejšie privádzaný vodík, ktorý napomáha čisteniu povrchu. Výhodou nauhličovania v plazme je vysoká produktivita, účinnosť procesu (až 55 %, pri konvenčných technológiách je využitie nauhličujúceho plynu max. 20 %), rovnomerná hrúbka vytvorenej vrstvy, ľahké riadenie hrúbky vrstvy, čistota povrchu súčiastok a pracovného prostredia. Nevýhodou sú vysoké investičné náklady.



Obr. 4.3. Príklad nauhličovania súčiastok v plazme

4.1.2 Teplota a čas nauhličovania

Teplota nauhličovania závisí predovšetkým od druhu ocele a nauhličovacieho prostredia. Čas nauhličenia je daný požadovanou hĺbkou nauhličenia a typom nauhličovacieho prostredia.

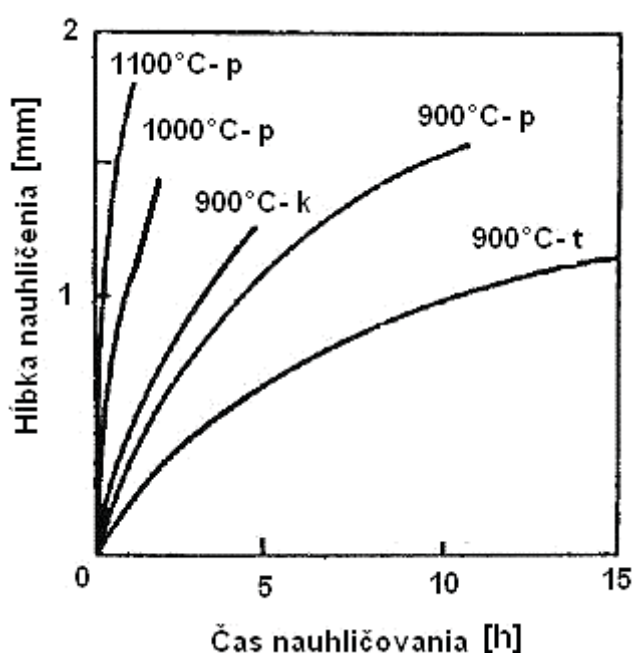
Pre *tuhé nauhličovacie prostredie* sa pohybuje teplota približne v intervale 880 °C až 920 °C. Čas nauhličenia sa určuje z nauhličovacej rýchlosti. Pre pevné prostredie sa udáva hodnota 0,1 mm/h. Nauhličovanie v *kvapalnom prostredí* prebieha pri teplote (900 až 930) °C, rýchlosť nauhličenia je približne o 30% vyššia ako pri nauhličovaní v pevnom prostredí. V *plynnom nauhličovacom prostredí* sa volia teploty nauhličovania (900 až 950)°C. Vyššie teploty (1000 až 1050) °C sa používajú pre jemnozrnné CrMnTi ocele, ktoré sú odolné voči hrubnutiu austenitického zrna. Rýchlosť nauhličenia je (0,15 až 0,2) mm/h. Na obr. 4.4 je zobrazená časová a teplotná závislosť hĺbky nauhličenej vrstvy v oceli v rôznych nauhličovacích prostrediach.

Kinetiku nauhličenia ovplyvňuje aj chemické zloženie danej ocele. V rovnakom nauhličovacom prostredí pri rovnakých podmienkach sa ocel' s nižším obsahom uhlíka bude nasycovať rýchlejšie ako povrch ocele s vyšším obsahom uhlíka. Hĺbka nauhličenia bude rovnaká pri oboch oceliach ale ocel' s nižším obsahom uhlíka bude v nej obsahovať viac uhlíka. Karbidotvorné legúry (Mn, Mo, V, W, Cr) znižujú koeficient difúzie uhlíka, t. j. znižujú rýchlosť difúzie. Vytvárajú však karbidy, čím zvyšujú obsah uhlíka v povrchovej vrstve. Nekarbidotvorné prvky (Si, Ni) spomaľujú difúziu a znižujú obsah uhlíka v povrchovej vrstve.

Ochrana pred nauhličeníím

V niektorých prípadoch je potrebné, aby určité časti povrchu nauhličovaných výrobkov ostali po zakalení mäkké a dobre obrobitel'né. Tieto časti ako napr. drážky, otvory, závit

a pod. sa musia chrániť pred nauhličením. Najvýhodnejšou ochranou vo všetkých nauhličovacích prostrediach je prídavok na opracovanie, ktorého hrúbka zodpovedá hĺbke nauhličenia. Po nauhličení sa prídavok odoberie obrábaním, ktoré sa vykoná pred kalením súčiastky. Veľmi dobrou ochranou je galvanické pomedenie v kyanidovom a kyslom kúpeli vrstvou o hrúbke (20 až 50) μm . Galvanické pomedenie nemožno použiť v solných kúpeľoch pretože tu dochádza k narušeniu vrstvy. Ako vhodná ochrana sa osvedčila aj pasta Anticarb (50 % B_2O_3 , 10 % PS, 40 % tolulén). Je dobre rozpustná vo vode, t. j. jej zvyšky sa ľahko odstraňujú. Pri nauhličovaní v pevnom prostredí sa na ochranu pred nauhličením používajú rôzne nátery a pasty zo zmesi vodného skla, sklenného prášku a mastenca.



Obr. 4.4. Vplyv teploty, času a typu nauhličovacieho prostredia (*p* – plynné, *k* – kvapalné, *t* – tuhé) na hĺbku nauhličenia ocele

4.1.3 Charakteristiky nauhličenej vrstvy

Po nauhličení sa ocele tepelne spracúvajú kalením a nasledujúcim nízkoteplotným popúšťaním, proces sa nazýva *cementovanie*. Nauhličené vrstvy možno charakterizovať hĺbkou nauhličenia a hĺbkou prekalenia.

Hĺbka nauhličenia h' sa zisťuje metalografickým pozorovaním nauhličených vzoriek. V nauhličenej vrstve rozlišujeme zónu s nadeutektoidnou, eutektoidnou a podeutektoidnou štruktúrou, ako aj oblasť základného materiálu (zm), obr. 4.5. Hĺbka nauhličenia je

definovaná ako súčet celej nadeutektoidnej h_n , celej eutektoidnej h_e a polovice podeutektoidnej h_p hrúbky nauhličenej vrstvy, rov. (4.1).

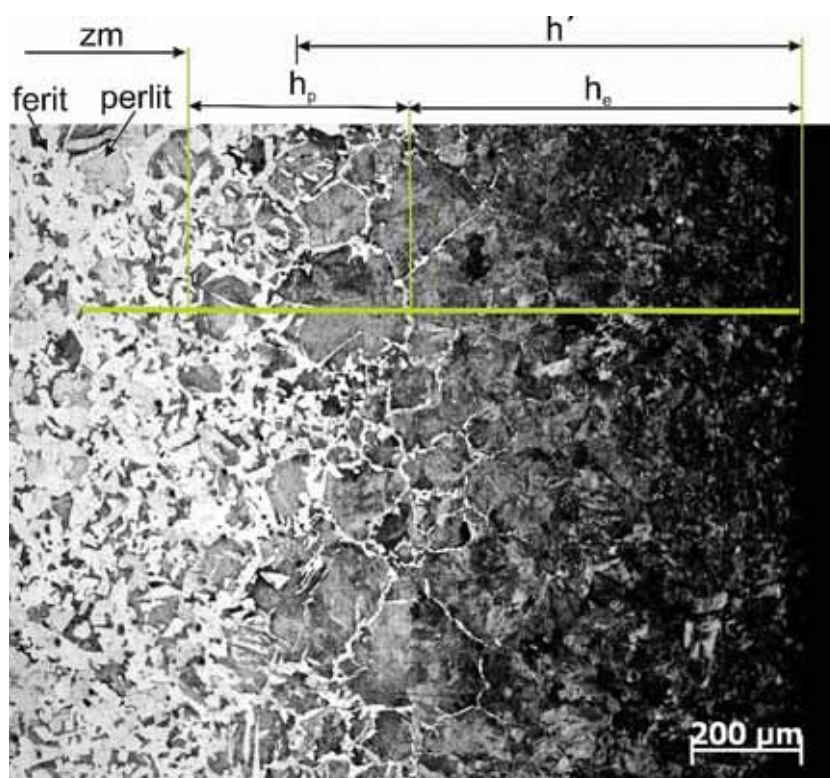
$$h' = h_n + h_e + 0,5 \cdot h_p \quad (4.1)$$

kde h' – hĺbka nauhličenía (mm),

h_n – hĺbka povrchovej vrstvy s nadeutektoidnou štruktúrou (mm),

h_e – hĺbka povrchovej vrstvy s eutektoidnou štruktúrou (mm),

h_p – hĺbka povrchovej vrstvy s podeutektoidnou štruktúrou (mm).

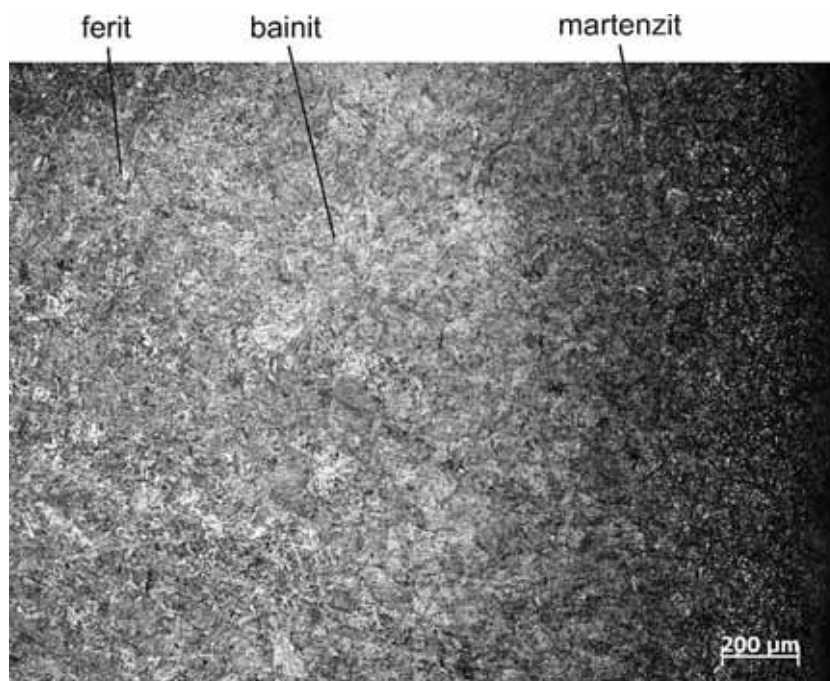


Obr. 4.5. Štruktúra nauhličenej ocele, princíp merania hĺbky nauhličenej vrstvy

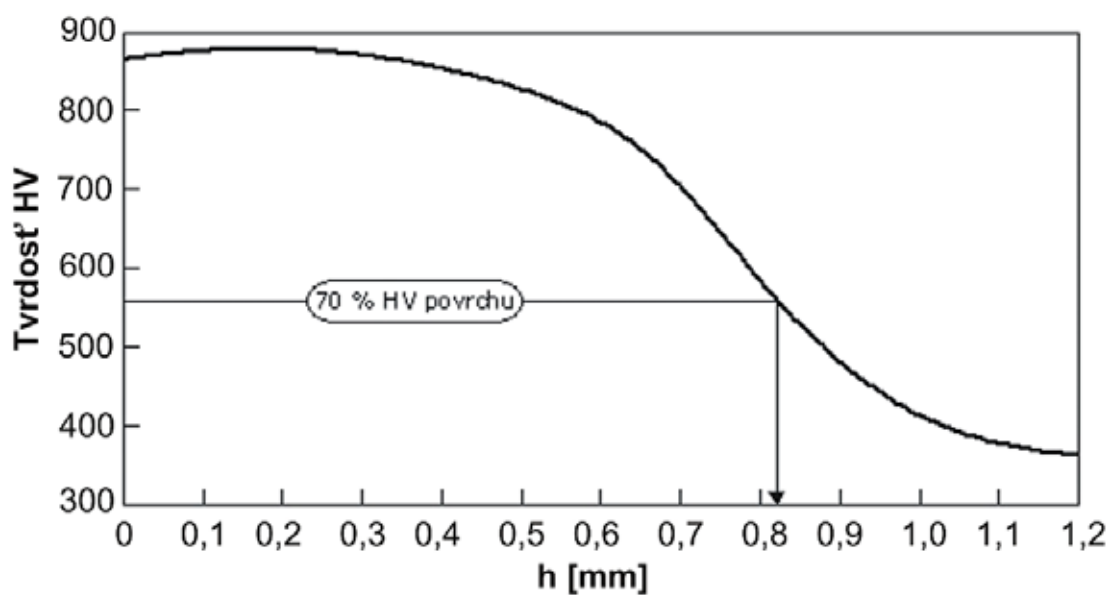
Štruktúra po nauhličení a kalení je tvorená martenzitickou štruktúrou na povrchu s postupným pribúdaním bainitu a feritu smerom do stredu súčiastky, obr. 4.6.

Hĺbka prekalenia h sa určuje na základe merania profilov tvrdosti HV 10 na nauhličených vzorkách po ich tepelnom spracovaní. Pri hrúbkach menších ako 0,3 mm sa merajú profily mikrotvrdosti. Hĺbka prekalenia sa určí ako vzdialenosť od povrchu, v ktorej sa dosiahne určitá predpísaná hodnota tvrdosti. Táto býva zvyčajne 70 % dolnej hranice tvrdosti nauhličeného povrchu predpísanej v technickej dokumentácii. Obr. 4.7 dokumentuje postup pri stanovení hĺbky prekalenia. Na uvedenom obrázku je typický priebeh tvrdosti v povrchovej vrstve uhlíkovej ocele s 0,2 % C, ktorá bola nauhličená a potom tepelne spracovaná.

Pokles tvrdosti v blízkosti povrchu vzorky je spôsobený oduhličением vzorky pri tepelnom spracovaní.



Obr. 4.6. Štruktúra ocele z obr. 4.5 po kalení

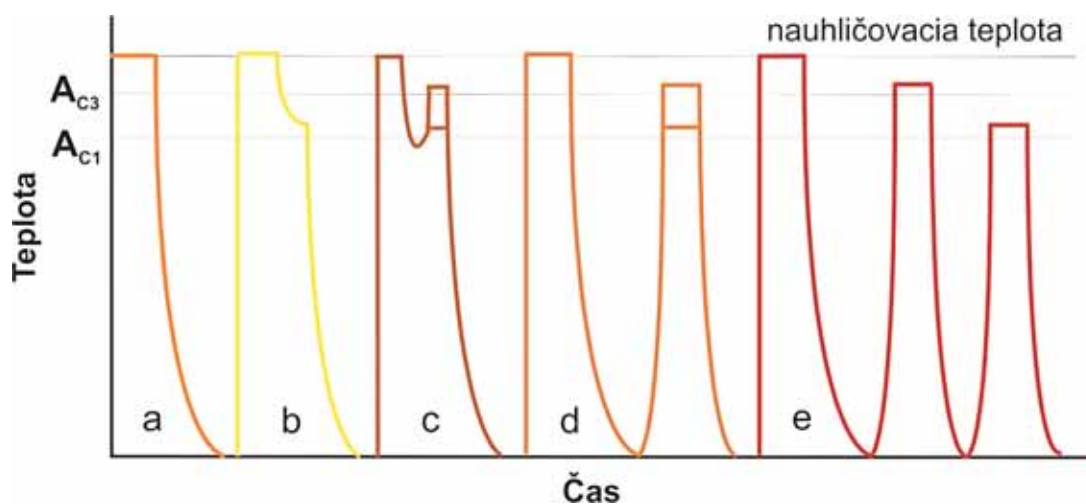


Obr. 4.7. Priebeh tvrdosti v povrchovej vrstve ocele po chemicko-tepelnom spracovaní

4.1.4 Tepelné spracovanie po nauhličení

Podmienky na tepelné spracovanie súčiastok po nauhličení vyplývajú zo samotnej technológie nauhličovania a vlastností nauhličených vrstiev. Rozdielny obsah uhlíku na povrchu a v jadre súčiastky má za následok nepriaznivé rozloženie vnútorných napätí, čím komplikuje voľbu kaliacej teploty. Návrh spôsobu tepelného spracovania závisí od druhu nauhličovacieho prostredia, použitého postupu nauhličenia a od úrovne zaťažovania súčiastky.

Z ekonomického aj ekologického hľadiska je výhodné kalenie z nauhličovacej teploty. Nie je možné ho využiť ak nauhličovanie prebiehalo v pevnom prostredí (potrebné je očistenie povrchu), prípadne ak je potrebné súčiastku pred kalením obrobiť. Na obr. 4.8 sú schematicky zakreslené spôsoby kalenia súčiastok po nauhličení.



Obr. 4.8. Schéma spôsobov kalenia po nauhličení

a) priame kalenie, b) s prichladením, c) s podchladením, d) po ohreve na vrstvu, resp. na jadro, e) dvojité kalenie

Priame kalenie (obr. 4.8a) je najjednoduchší spôsob kalenia. Uhlíkové ocele sa kalia do vody, legované do oleja, resp. soľného kúpeľa priamo z teploty nauhličovania. Výsledná štruktúra po kalení je tvorená hrubozrnným martenzitom s veľkým podielom zvyškového austenitu. Veľký rozdiel medzi teplotou nauhličovania a teplotou chladiaceho prostredia je príčinou vzniku výrazných vnútorných napätí a deformácie súčiastok. Nauhličená a tepelne spracovaná vrstva má nižšiu tvrdosť a odolnosť voči únave. Tento postup sa využíva pre jednoduché a menej namáhané strojné súčiastky.

Kalenie s prichladením z teploty nauhličovania (obr. 4.8b) je výhodnejšie. Súčiastky sa po ukončení nauhličenia ochladia na teplotu (750 až 780) °C a potom sa zakalia. Týmto sa

znížia vnútorné napätia a deformácie v súčiastke. Uvedený postup kalenia možno použiť aj pre viac namáhané strojné súčiastky.

Kalenie s podchladením (obr. 4.8c) je najvýhodnejšie z hľadiska kvality. Po nauhličení nasleduje ochladenie súčiastky na teplotu cca 600 °C, t. j. prebehne transformácia austenitu. Ďalším ohrevom nad teplotu A_{c3} alebo nad A_{c1} nastane prekryštalizácia, čím sa zjemní štruktúra austenitu. Kalí sa potom buď z teploty nad A_{c3} (kalenie na jadro), t. j. zo správnej teploty pre jadro (v nauhličenej vrstve získame hrubozrnný martenzit, jadro je bez feritu, v súčiastke sú väčšie deformácie) alebo z teploty A_{c1} (kalenie na vrstvu), tzn. zo správnej teploty pre povrch (v nauhličenej vrstve získame jemnejší martenzit, jadro obsahuje ferit, v súčiastke sú menšie deformácie).

Kalenie po ohreve (obr. 4.8d) sa volí vtedy, ak je potrebné medzioperačné trieskové obrábanie nauhličených súčiastok. Po nauhličení sa súčiastky ochladia na vzduchu (v ochrannej atmosfére) na teplotu okolia. Nasleduje ohrev a kalenie na jadro (ohrev nad A_{c3}) alebo na vrstvu (ohrev nad A_{c1}).

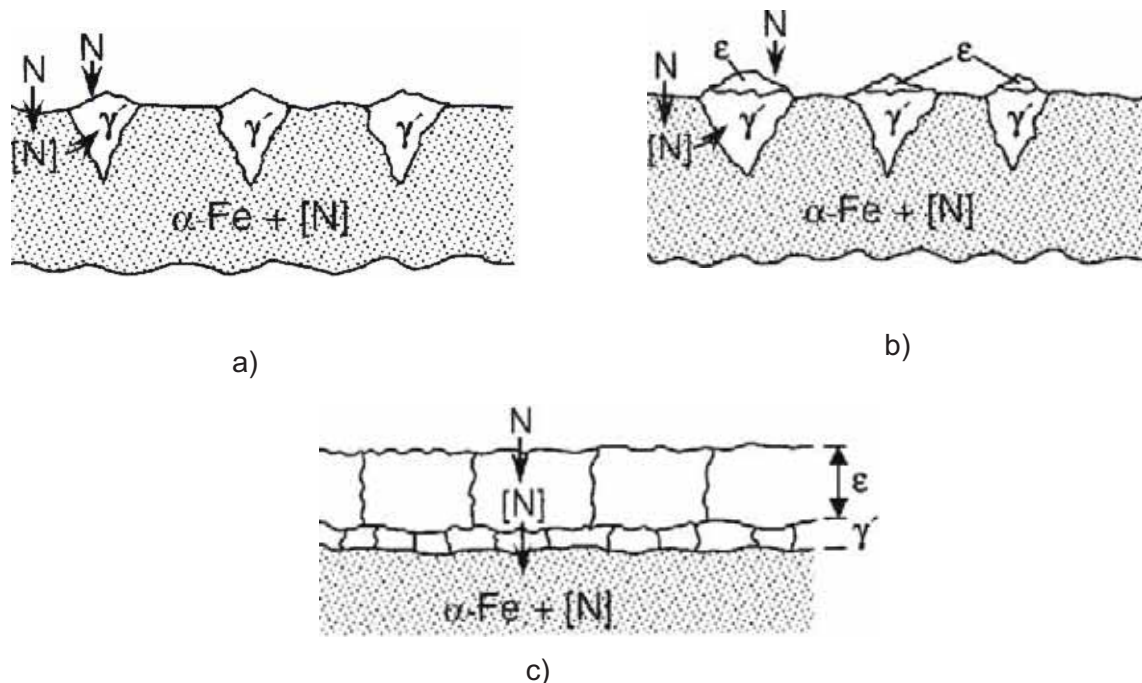
Dvojité kalenie (obr. 4.8e) sa skladá z kalenia na jadro a kalenia na vrstvu. Prvým kalením z teploty nad A_{c3} (kaliana teplota jadra) dosiahneme zjemnenie zrna a druhým kalením z teploty nad A_{c1} (kaliana teplota povrchu) získame v povrchovej nauhličenej vrstve jemný martenzit. Jadro je podkalené (obsahuje určitý podiel feritu), má však jemnozrnnú štruktúru. Nevýhodou je vznik väčších deformácií v súčiastke a časová a energetická náročnosť procesu kalenia.

Konečnou operáciou tepelného spracovania nauhličených vrstiev súčiastok je popúšťanie pri teplotách (150 až 200) °C počas (1 až 2) hodín s cieľom znížiť vnútorné napätia v súčiastkách. Popúšťaním klesne povrchová tvrdosť materiálu približne o (1 až 2) HRC.

4.2 Nitridovanie

Nitridovanie je nasycovanie povrchu ocele dusíkom pri teplotách pod A_{c1} (470 až 580 °C), keď má dusík vo ferite najväčšiu rozpustnosť. Výsledkom je tenká (približne 0,5 mm), veľmi tvrdá povrchová vrstva, odolná voči opotrebeniu, únave a korózii. Podstatou spevnenia a zvýšenia tvrdosti povrchu je vznik stabilných, jemne disperzných nitridov Fe a legujúcich prvkov. Dusík vytvára so železom dva najvýznamnejšie typy nitridov – Fe_4N označovaný ako γ' a $Fe_{2-3}N$ označovaný ako ϵ . γ' – fáza obsahuje pri teplote okolia približne 20 at. % dusíka, je veľmi tvrdá a krehká a jej prítomnosť v povrchovej vrstve je skôr nežiaduca. ϵ – fáza obsahuje pri teplote okolia 20 až 33 at. % dusíka, v porovnaní s γ' – fázou je mäkkšia. V nitridovanej vrstve je žiaduca. Na obr. 4.9 je schematicky uvedené vytváranie nitridovanej

vrstvy. Dusík pri difúznom nasycovaní povrchu vytvára so železom tuhý roztok α . Po dostatočnom nasýtení povrchu dusíkom sa vytvárajú zárodky γ' – fázy, obr. 4.9a), na ktorých sa môžu vytvoriť prvé zárodky ϵ – fázy, obr. 4.9b). Po nitridácii je vytvorená spojitá dvojfázová vrstva, obr. 4.9c).

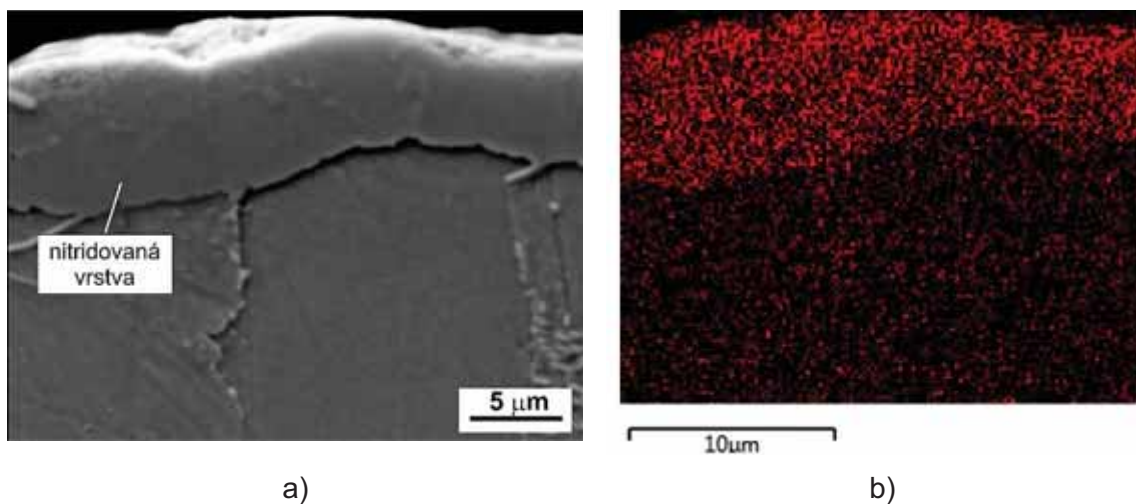


Obr. 4.9. Schéma vytvárania nitridovej vrstvy počas nitridovania a) vznik tuhého roztoku dusíka v α ferite a zárodkov γ' – fázy, b) vznik zárodkov ϵ – fázy, c) vytvorenie súvislej dvojfázovej vrstvy

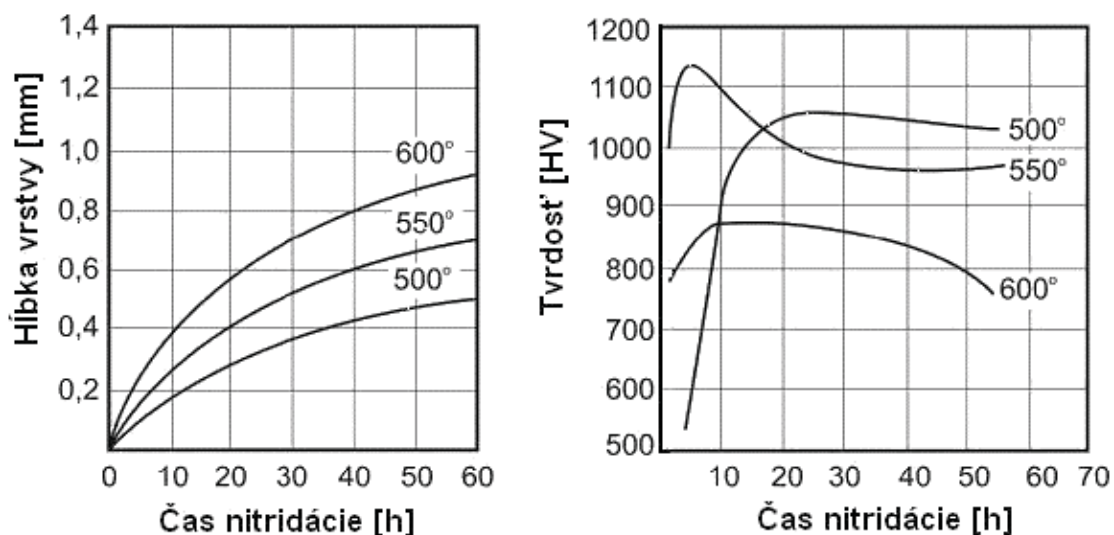
Nitridovaná vrstva je zobrazená na obr. 4.10a. Samostatná medzivrstva γ' – fázy pod ϵ – fázou nie je viditeľná. Stavba povrchu vrstvy sa s jej rastúcou hrúbkou mení. Po dosiahnutí určitej hrúbky sa povrchová časť vrstvy stáva pórovitá. Pórovitosť vykazuje len povrchová časť, ostatná časť ϵ – fázy sa nemení. Fáza ϵ má zvýšenú odolnosť proti korózii a ak nie je pórovitá vyznačuje sa výbornými klznými vlastnosťami pri adhéznom trení. Obr. 4.10b dokumentuje rozloženie dusíka v nitridovanej vrstve, získané z plošnej EDS analýzy. Zvýšenie tvrdosti uhlíkových ocelí (s 0,2 až 0,35 % C) je pomerne malé. Výrazné zvýšenie tvrdosti (až 1200 HV) sa dosahuje pri oceliach legovaných Cr, Mo, V, Ti a najmä Al. Je to spôsobené vznikom veľmi jemných precipitátov nitridov v difúznej vrstve. Prenikanie dusíka do povrchu je približne 10 x pomalšie ako uhlíka. Nitridovanú hrúbku 0,1 mm možno dosiahnuť pri nitridácii v plynnom prostredí za približne 10 hodín. Nitridované vrstvy sa ďalej tepelne nespracúvajú. Výhodou nitridovanej vrstvy v porovnaní s nauhličenou vrstvou je zachovanie jej pevnosti až do teploty 500 °C. V nauhličenej vrstve, ktorá je tvorená zakalenou štruktúrou dochádza pri vyšších teplotách k popusteniu štruktúry a tým k zníženiu

tvrdosti povrchovej vrstvy. Súčiastky sa pred nitridáciou najčastejšie zušľachťujú na získanie požadovaných pevnostných vlastností v jadre. Po finálnych operáciách (napr. brúsení) nasleduje proces nitridácie.

Na priebeh disociácie a difúzie má vplyv teplota nitridácie. Pri vyššej teplote sa zväčšuje hrúbka nitridovanej vrstvy, ale jej tvrdosť sa znižuje. Príčinou je zhrubnutie nitridov vplyvom zvýšenej teploty. Na obr. 4.11 je znázornená zmena hrúbky a tvrdosti nitridovanej vrstvy s rastúcim časom nitridácie pri rôznych teplotách.



Obr. 4.10. Rozloženie dusíka v nitridovanej vrstve ocele 16MnCr5 (14 220) a) vrstva, b) rozloženie dusíka vo vrstve



Obr. 4.11. Závislosť hrúbky a) a tvrdosti b) nitridovanej vrstvy od času pre rôzne teploty nitridácie

Nitridovanie môže prebiehať v *plynnom prostredí* v atmosfére so 100 % čpavku alebo v atmosfére so zmesou čpavku a dusíku. Atomárny dusík vzniká pri disociácii čpavku na nasycovanom povrchu súčiastky a potom preniká pod povrch. Nitridovanie v *kvapalnom prostredí* sa používa pri nitridácii nástrojov. Realizuje sa v roztavených soliach kyanidov a kyanatanov. Pôsobením vzdušného kyslíka sa kúpeľ rozkladá a uvoľnený atomárny dusík difunduje do povrchu súčiastky. Za 30 min sa vytvorí vrstva s hrúbkou približne 30 μm . Nevýhodou je toxicita procesu a problém pri likvidácii odpadu z kúpeľov, preto sa prakticky tento spôsob nepoužíva.

V súčasnosti sa klasické nitridovanie v plyne nahrádza efektívnejším spôsobom – *iónovým nitridovaním* (plazmová nitridácia). Plyné prostredie je v ionizovanom stave. Výhodou oproti klasickému nitridovaniu v plyne je vyššia rýchlosť tvorby vrstiev, skrátenie času nitridácie, vytváranie vrstiev s požadovaným fázovým zložením, možnosť nitridácie pasivujúcich sa materiálov (koróziivzdorné ocele) bez predchádzajúcej depasivácie, vysoká efektívnosť procesu, úspora elektrickej energie a sýtiacich plynov, ekologický proces.

Pre obtiažne nitridovateľné materiály sa používa *vysokotlaková nitridácia*. Pri zvýšení tlaku nitridačnej atmosféry na (0,1 až 5) MPa možno zvýšiť hrúbku nitridovanej vrstvy až o 200 %. V súčasnosti sa používa amoniak (NH_3) s pretlakom max. 1,5 MPa. Dosiahnutie vyššieho tlaku sa realizuje pridaním dusíka.

Ochrana pred nitridáciou

V plynnom prostredí sa ako ochrana pred nitridáciou používa galvanické pocínovanie tenkou vrstvou (8 až 12 μm). Pri hrubších vrstvách sa môžu pri nitridačnej teplote z pocínovanej vrstvy tvoriť kvapky, ktoré môžu stekať na plochy súčiastky určené na nitridáciu. Na ochranu pred nitridáciou možno použiť aj pasty, napr. Condursal.

4.3 Karbonitridácia

Karbonitridácia (starší názov nitrocementácia) je nasycovanie povrchu ocelových súčiastok s (0,3 až 0,4) %C uhlíkom a dusíkom pri teplotách (820 až 860 °C). Hrúbka získanej vrstvy je približne (0,4 až 0,8) mm. Po nasýtení povrchu nasleduje zakalenie súčiastky spravidla do oleja, pretože dusík zvyšuje prekaliteľnosť ocele a popúšťanie. Vlastnosti karbonitridovanej vrstvy sa odlišujú od vlastností nauhličenej vrstvy. Karbonitridovaná vrstva obsahuje vyšší podiel zvyškového austenitu, preto má nižšiu tvrdosť (700 až 800 HV), vyššie plastické vlastnosti, zvýšenú rázovú húževnatosť, únavovú pevnosť a pevnosť v ohybe.

Karbonitridovanie môže prebiehať v plynnej atmosfére (zmes uhľovodíkov a čpavku), hrúbka vrstvy (0,3 až 0,4) mm sa získa za približne 1 až 2 hodiny alebo v kvapalnom prostredí (kyanidové solné kúpele), hrúbka vrstvy 0,2 mm sa získa do 1 hodiny.

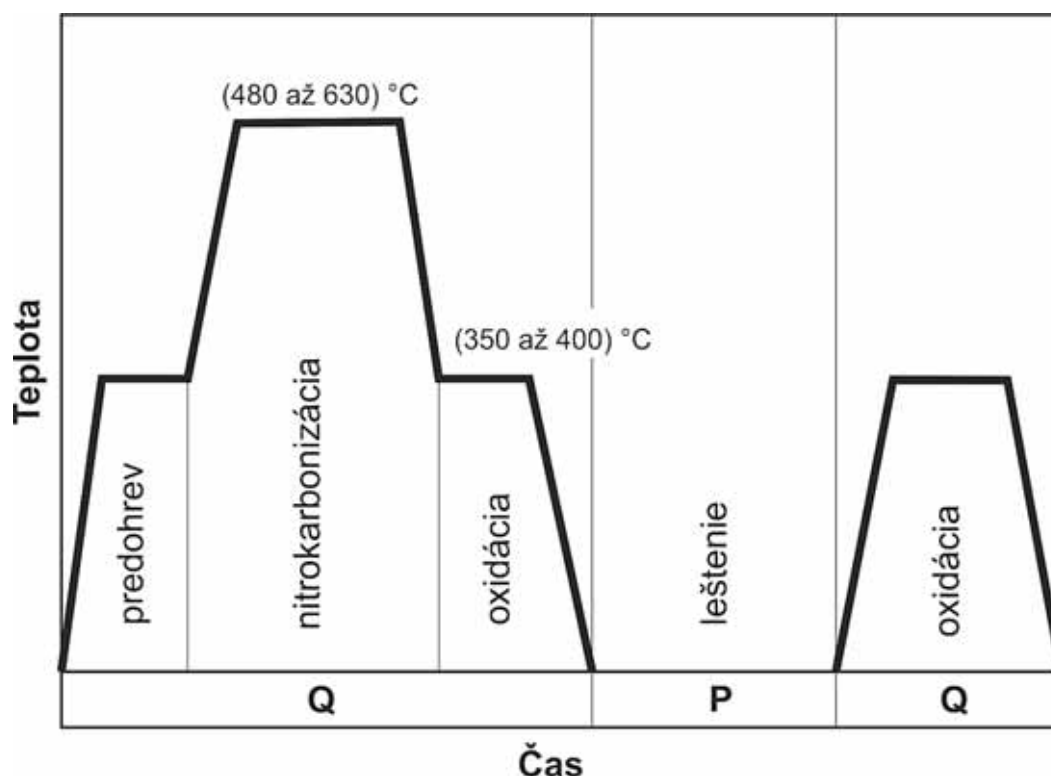
4.4 Nitrokarbonizácia

Pri nitrokarbonizácii (starší názov karbonitridovanie) dochádza k nasycovaniu povrchu ocele s (0,25 – 0,4) %C dusíkom a uhlíkom pri teplote (560 až 630 °C). Na povrchu súčiastky sa vytvorí vrstva karbonitridov o hrúbke (0,01 až 0,05) mm s tvrdosťou 1000 HV, ktorá obsahuje viac ako 8 % dusíka, 2 % uhlíka a približne 1 % kyslíku. Povrchová vrstva je odolná voči opotrebeniu, oteru a má zvýšenú únavovú pevnosť. Do hĺbky približne 1 mm zasahuje difúzne spevnená vrstva rozpusteným dusíkom vo ferite s tvrdosťou 300 až 400 HV, ktorá podporuje nosnosť vrstvy karbonitridov.

Nitrokarbonizácia môže prebiehať podobne ako karbonitridácia v plynnej atmosfére alebo v kyanidových solných kúpeľoch. Nitrokarbonizované súčiastky sa nekalia.

Nitrokarbonizované vrstvy nie sú vhodné pre zaťaženie veľkými mernými tlakmi. Vplyvom deformácie jadra môže dôjsť k prelomeniu tenkej povrchovej vrstvy. Nitrokarbonizovanie sa používa pri súčiastkách namáhaných predovšetkým na oter (kalibre, čapy, puzdra ozubených kolies v prevodovkách automobilov a pod.)

Vo všeobecnosti je veľkou nevýhodou CHTS v kvapalnom prostredí používanie kyanidových kúpeľov z dôvodu ich vysokej toxicity. Uvedený nedostatok eliminuje progresívna technológia CHTS Tenifer, ktorá je patentom nemeckej firmy Durferit GmbH. Podľa zložitosti pracovného postupu môže byť teniferácia realizovaná v 3 postupoch: Tenifer Q, Tenifer QP a Tenifer QPQ. Skratky Q, QP a QPQ sú z prevzaté angličtiny : Q - Quench (kalenie), QP – Quench and Polish (kalenie a leštenie), QPQ – Quench, Polish and Quench (kalenie, leštenie a kalenie). Postup Tenifer Q spočíva v nasycovaní povrchu dusíkom a uhlíkom pri teplotách (480 až 630) °C v solných kúpeľoch počas 60 až 120 min s nasledujúcim ochladením v oxidačných kúpeľoch s teplotou (350 až 400) °C. Na záver je súčiastka ochladená a očistená. Metóda Tenifer QP sa používa ak je potrebné dosiahnuť jemnejší povrch. Po ochladení sa súčiastka mechanicky opracuje (lapovaním, leštením). Mechanickým opracovaním môže dôjsť k stenčeniu, resp. aj k odstráneniu jemnej oxidickej vrstvy, preto sa používa tretí spôsob Tenifer QPQ, pri ktorom po mechanickom opracovaní nasleduje dodatočná oxidácia v oxidačných kúpeľoch. Na obr. 4.12 je schematicky zakreslený pracovný postup jednotlivých metód teniferácie.



Obr. 4.12. Schéma pracovného postupu Tenifer Q/QP/QPQ

Solné kúpele, v ktorých prebieha nitrokarbonizácia sú tvorené z aktívnych kyanátov, z ktorých sa pri reakcii s povrchom vytvárajú uhličitany. Pridávaním organického regenerátora do kúpeľa sa uhličitany recyklujú opäť na aktívne kyanáty. Proces je bezodpadový.

Vrstva pripravená metódou Tenifer je tvorená karbonitridmi a tenkou kompaktnou vrstvou Fe_3O_4 . Pri bežných časoch spracovania (60 až 120) min sa dosahuje vytvorenie vrstvy s hrúbkou (10 až 20) μm . Povrch po teniferácii je čierny.

Na tvrdosť povrchu po teniferácii má výrazný vplyv obsah nitridotvorných prvkov (Cr, Mo, V, Al, Mn, Ti, W). Čím bude ich obsah v základnom materiáli vyšší, tým bude získaná tvrdosť povrchovej vrstvy vyššia. Pri teniferácii možno získať vyšší obsah dusíka vo vytvorenej vrstve (v porovnaní s klasickými metódami CHTS) a tým dosiahnuť vyššiu odolnosť voči opotrebovaniu a korózii. Významný vplyv na zvýšenie koróziiodolnosti má oxidácia nitrokarbonizovaného povrchu v oxidačnom kúpeli, kedy sa na povrchu a v jeho póroch vytvorí vrstva oxidov Fe_3O_4 . Oxidická vrstva je odolná voči korózii a zabraňuje jej postupu k základnému materiálu. V porovnaní napr. s klasickým chrómovaním je metóda Tenifer menej nákladná a získané výsledné vlastnosti povrchu súčiastky sú priaznivejšie (vyššia oteruvzdornosť, nižší koeficient trenia, zvýšenie medze únavy a pod.). Teniferácia umožňuje nahradenie drahých antikoročných ocelí lacnejšími nelegovanými, resp. nízkelegovanými oceľami. Využitie technológie Tenifer je predovšetkým v automobilovom priemysle, obr. 4.13

(piestne tyče, čapy riadenia, vahadlá a pod.), leteckom priemysle, optických, hydraulických a pneumatických zariadeniach, zbrojnom priemysle a pod.



a)

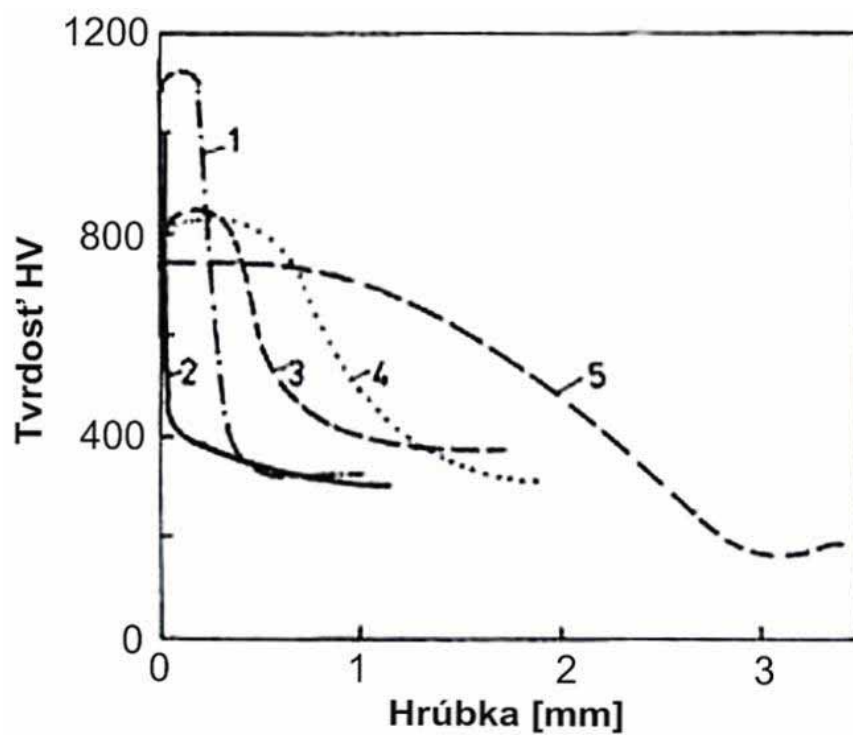


b)

Obr. 4.13. Príklady aplikácie metódy Tenifer

a) piestne tyče zadných dverí automobilu, b) vahadlo čerpadla dieslového motoru

Základným cieľom uvedených spôsobov chemicko-tepelného spracovania, ako aj povrchového kalenia je vytvoriť tvrdú povrchovú vrstvu odolnú voči opotrebeniu, pri súčasnom zvýšení medze únavy súčiastok. Závislosť tvrdosti a hrúbky povrchových vrstiev je dokumentovaná na obr. 4.14. Jednotlivé vrstvy sa líšia tvrdosťou, hrúbkou a stálosťou pri vyšších teplotách. Vrstvy s najvyššou tvrdosťou, so stálosťou do približne 600 °C možno získať *nitridovaním*, resp. *nitrokarbonizovaním*. Tieto vrstvy majú malú hrúbku, ktorá nedovoľuje zaťažovať súčiastky veľkými mernými tlakmi (jadro by sa deformovalo a povrchová vrstva by sa prelomila). Sú vhodné pre súčiastky predovšetkým na oter pri nižších merných tlakoch, napr. kalibre. Pre vyššie merné tlaky je nutné použiť legované ocele, pri ktorých je vyššia pevnosť a tvrdosť jadra súčiastky (kľukové a vačkové hriadele leteckých motorov). Vrstvy *nauhlčované*, resp. *karbonitridované* majú nižšiu tvrdosť, väčšiu hrúbku a na ich vytvorenie je potrebný kratší čas. Majú dobrú odolnosť voči opotrebeniu a pri dostatočnej pevnosti jadra (legovaná oceľ) znesú aj vyššie merné tlaky (ozubené kolesá). Povrchovo kalené vrstvy majú nižšiu tvrdosť ale najväčšiu hrúbku, preto sú vhodné pre vysoké merné tlaky.



Obr. 4.14. Závislosť tvrdosti a hrúbky povrchovej vrstvy

1 – nitridovaná, 2 – nitrokarbonizovaná, 3 – karbonitridovaná, 4 – nauhličovaná,
5 – povrchovo kalená

Úloha 4.1

Daná ocel' s koncentráciou uhlíka 0,2 % bola nauhličovaná pri rôznych nauhličovacích parametroch, pozri označenie vzoriek. Stanovte hĺbku nauhličenia a hĺbku prekalenia.

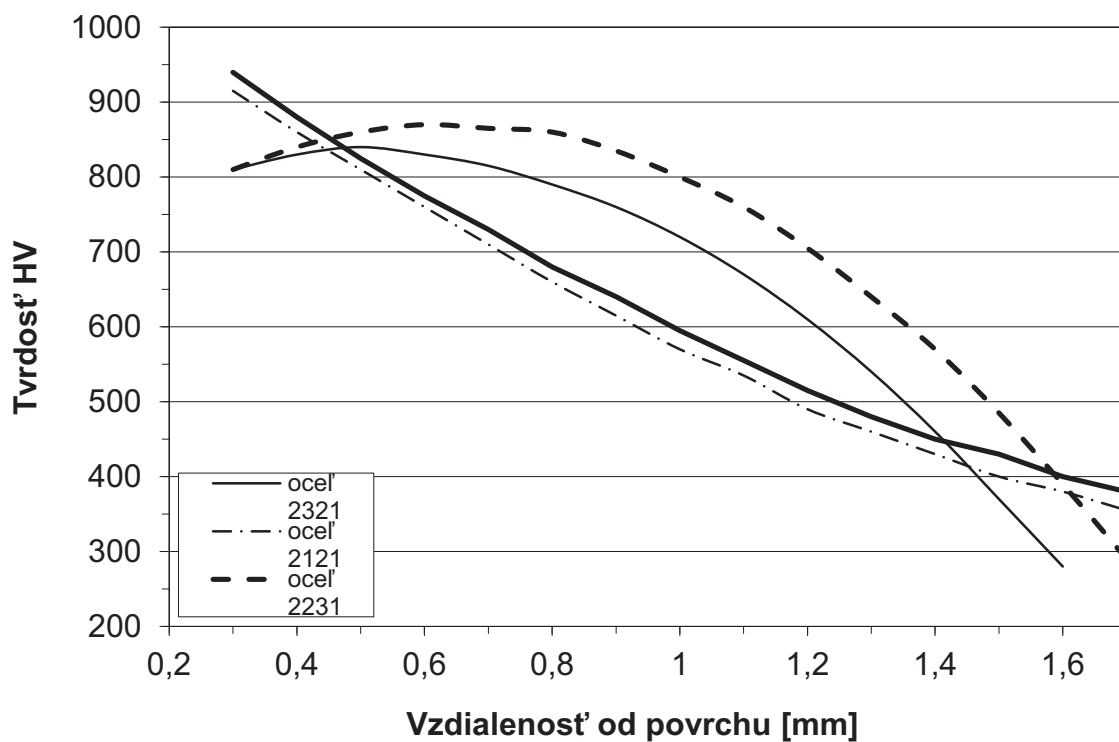
1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek.
2. Na základe pozorovania výbrusu v svetelnom mikroskope pri zväčšení 100 x zmerajte hrúbku oblastí s nadeutektoidnou, eutektoidnou a podeutektoidnou štruktúrou. Stanovte hĺbku nauhličenia.
3. Schematicky nakreslite štruktúru nauhličenej vrstvy, označte jednotlivé štruktúrne zložky.
4. Z priebehu tvrdosti v povrchovej vrstve pre danú ocel' (obr. 4.15 a 4.16) stanovte hĺbku prekalenia. Zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

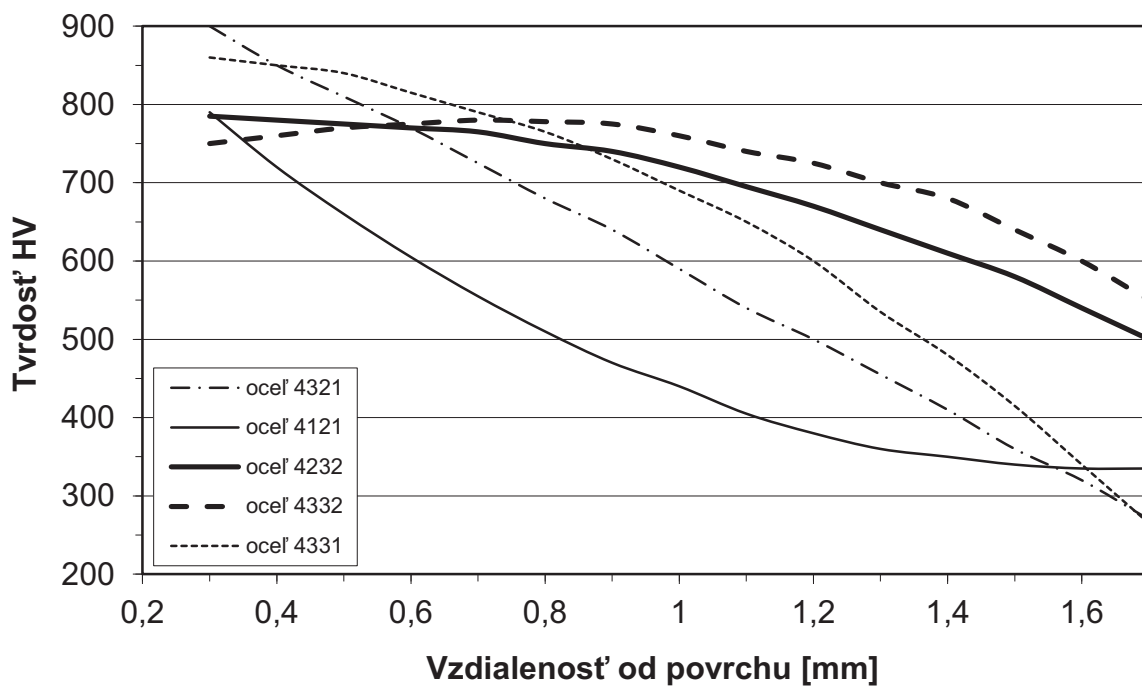
Nauhličená vzorka, zariadenia na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop, grafická závislosť tvrdosti a vzdialenosti od povrchu vzoriek po nauhličení (obr. 4.15 a 4.16).

Označenie vzoriek:

X X X X	
— Čas nauhličovania	1 - 8 hodín 2 - 12 hodín
— Nauhličovacia teplota	1 - 875 °C 2 - 900 °C 3 - 930 °C
— Nauhličovacia zmes	1 - drevené uhlie+Na ₂ CO ₃ 2 - drevené uhlie+MgCO ₃ 3 - drevené uhlie+BaCO ₃
— Materiál	2 - ocel' 12 020 (C16E) 4 - ocel' 14 220 (16MnCr5)



Obr. 4.15. Priebeh tvrdosti v nauhličenej vrstve ocele 12 020 (C16E) nauhličovanej pri rôznych parametroch



Obr.4.16. Priebeh tvrdosti v nauhličenej vrstve ocele 14 220 (16MnCr5) nauhličovanej pri rôznych parametroch

Úloha 4.2

Ocele 12 020 (C16E) a 14 220 (16MnCr5) boli nauhličené v pevnom prostredí dreveného uhlia pri použití rôznych katalyzátorov a pri rôznych parametroch nauhličovania. Zmerajte hĺbku nauhličenia a stanovte hĺbku prekalenia. Porovnajte namerané hodnoty pre jednotlivé ocele a podmienky nauhličenia.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek.
2. Na základe pozorovania výbrusu v svetelnom mikroskope pri zväčšení 100 x zmerajte hrúbku oblastí s nadeutektoidnou, eutektoidnou a podeutektoidnou štruktúrou. Stanovte hĺbku nauhličenia.
3. Schematicky nakreslite štruktúru nauhličenej vrstvy, označte jednotlivé štruktúrne zložky.
4. Z priebehu tvrdosti v povrchovej vrstve pre dané ocele (obr. 4.15 a 4.16) stanovte hĺbku prekalenia.
1. Porovnajte hodnoty nauhličených a prekalených hĺbok určených dvojíc vzoriek pre jednotlivé nauhličovacie prostredia a parametre.
2. Zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

Dvojice nauhličených vzoriek, zariadenia na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop, grafická závislosť tvrdosti a vzdialenosti od povrchu vzoriek po nauhličení (obr. 4.15 a 4.16).

5 TEPELNÉ SPRACOVANIE LIATIN

Liatiny sú zliatiny železa s uhlíkom, kremíkom, mangánom a ďalšími prvkami, v ktorých obsah uhlíka prevyšuje jeho max. rozpustnosť v austenite (2,11 % C). Podľa chemického zloženia a podmienok tuhnutia môže v liatinách podľa diagramu Fe-C vznikáť buď cementitické eutektikum, ktoré sa označuje ledeburit (tuhnutie podľa metastabilnej sústavy Fe - Fe₃C alebo grafitové eutektikum (tuhnutie podľa stabilnej sústavy Fe – C).

Biele liatiny majú štruktúru tvorenú ledeburitom, perlitom a primárnym cementitom, v závislosti od obsahu uhlíka v liatine. Podľa obsahu uhlíka môže byť biela liatina podeutektická, eutektická alebo nadeutektická. Vznik ledeburitu podporujú karbidotvorné prvky (Mn, Cr) a vyššia rýchlosť tuhnutia. Biele liatiny majú vysokú tvrdosť (350 až 500 HBW), dobrú odolnosť voči opotrebovaniu, nízku pevnosť v ťahu, sú krehké a zle obrobiteľné. Používajú sa na jednoduché odliatky, ktoré majú mať vysokú tvrdosť a odolnosť voči opotrebovaniu, napr. mlecie gule, dosky a pod. Väčšina podeutektických bielych liatin sa využíva na výrobu temperovanej liatiny.

Grafitické liatiny obsahujú v štruktúre grafitické eutektikum, uhlík je vylúčený vo forme grafitu, neobsahujú voľný cementit. Matricu tvorí perlit, ferit alebo ich zmes. Tvorbu grafitického eutektika podporujú grafitotvorné prvky – Si, P, Cu. Vlastnosti grafitických liatin závisia od tvaru, veľkosti a rozloženia grafitu. Základné grafitické liatiny sú sivá liatina (grafit má lupienkový tvar) a tvárna liatina (grafit má globulárny tvar). Vyznačujú sa dobrou zlievateľnosťou, dobrou obrobiteľnosťou, priaznivými klznými a tlmiacimi vlastnosťami.

5.1 Tepelné spracovanie bielych liatin

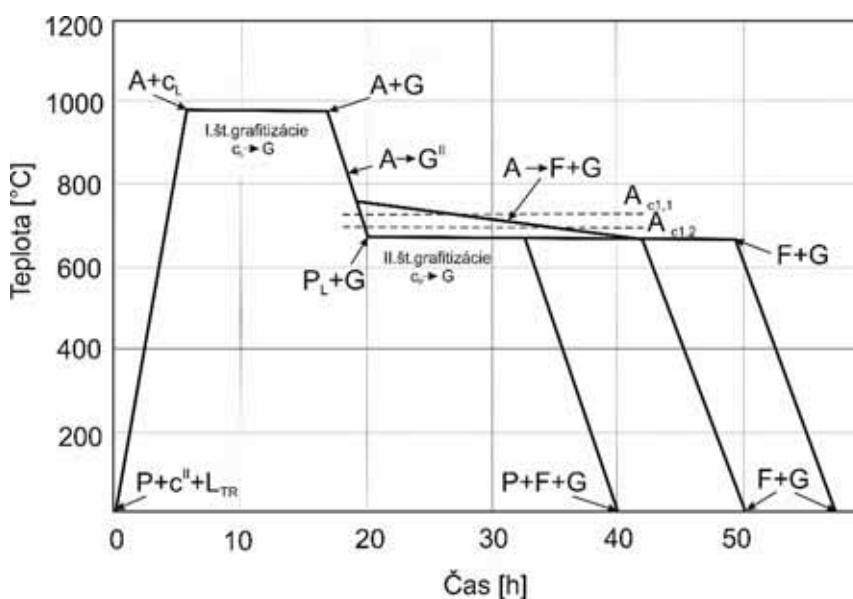
Kalenie

Tvrdosť bielej liatiny s perliticko-ledeburitickou štruktúrou (približne 45 HRC) možno zvýšiť martenzitickým kalením, po ktorom získavame štruktúru cementiticko-martenzitickú s tvrdosťou približne 62 HRC. Pri ohreve na kaliacu teplotu (820 až 860 °C) sa volí z dôvodu zlej tepelnej vodivosti stupňovitý ohrev. Kalí sa do vody alebo oleja, teploty popúšťania sú v rozsahu 200 až 280 °C.

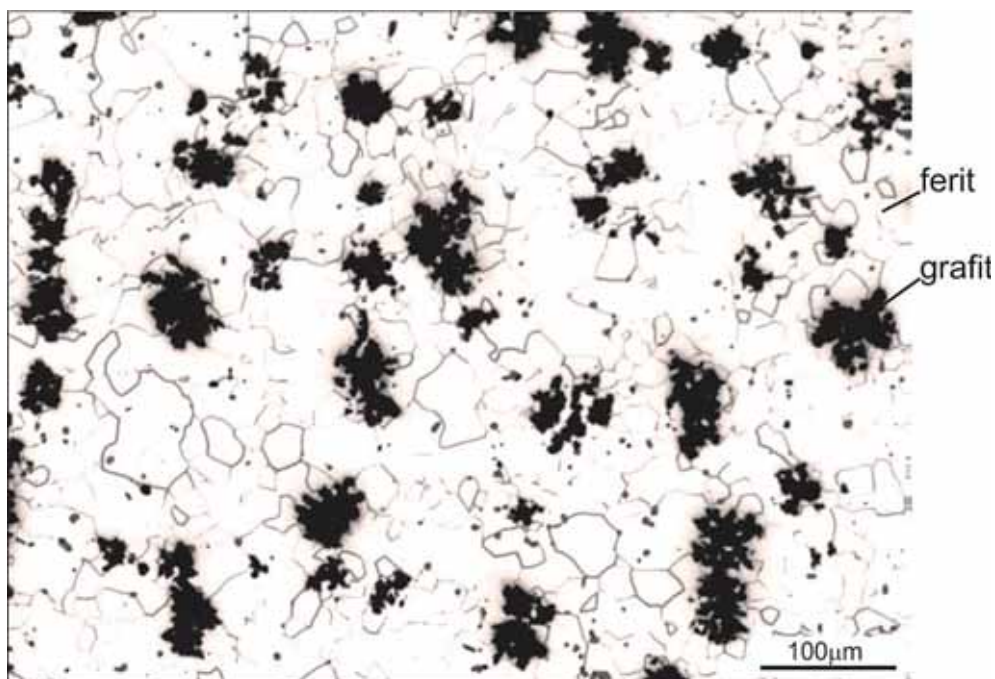
Temperovanie

Temperovanie je žihanie bielych liatin s vymedzeným chemickým zložením, ktorého cieľom je grafitizácia – pretransformovanie cementitu na grafit. Po odliatí je štruktúra bielych liatin tvorená ledeburitom a perlitom. Cementit môže byť zo štruktúry odstránený buď

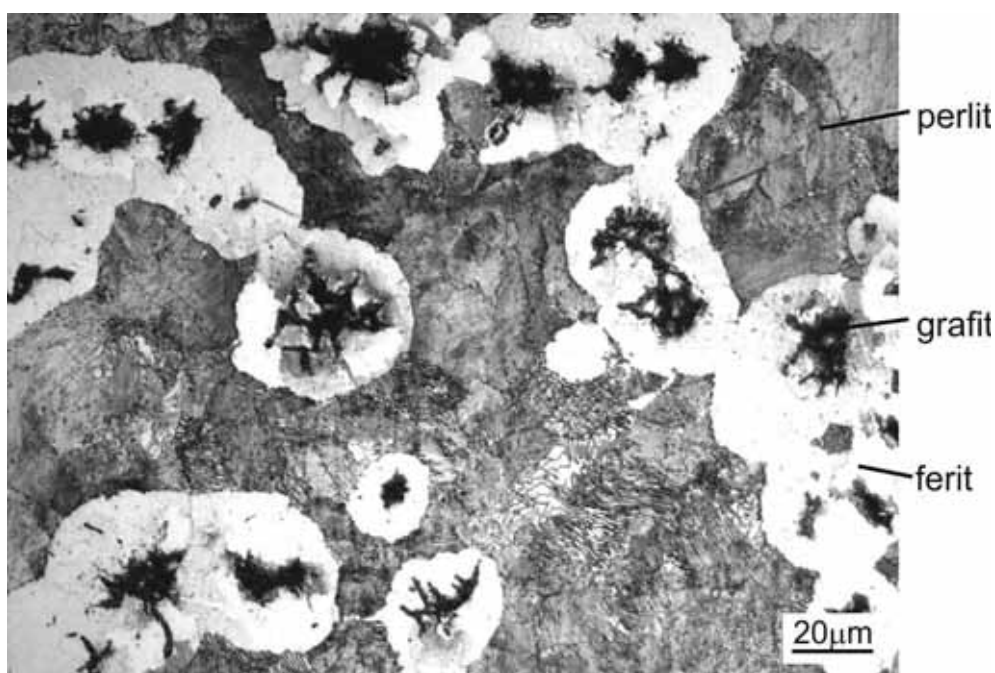
oduhličenie alebo jeho grafitizáciou. V závislosti od použitého postupu a podmienok temperovania rozlišujeme temperovanú liatinu s čiernym lomom, perlitickú a s bielym lomom. *Temperovaná liatina s čiernym lomom* sa vyrába z bielej liatiny o zložení 2,3 – 2,6 hm. % C, 1,2 až 1,5 hm. % Si, 0,4 až 0,5 hm. % Mn žíhaním v neutrálnom prostredí podľa schémy na obr. 5.1. Pri tomto tepelnom spracovaní dochádza ku grafitizácii v dvoch štádiách. I. štádium grafitizácie prebieha pri teplote 950 až 1050 °C. Po určitej inkubačnej dobe nastáva difúzny rozpad eutektického cementitu c_L na grafit G. Na konci tohto štádia (15 až 30 hodín) štruktúru tvorí austenit a grafit (A + G). Ochladzovanie z teploty I. štádia musí byť pomalé, aby sa z austenitu vylučoval grafit (nie sekundárny cementit). V II. štádiu grafitizácie prebieha premena austenitu na ferit + grafit pomalým ochladzovaním (2 až 3 °C.h⁻¹) v rozmedzí eutektoidných teplôt $A_{c1,1} = 738$ °C (stabilná sústava Fe-C) a $A_{c1,2} = 727$ °C (metastabilná sústava Fe-C) alebo premena austenitu na perlit (ochladenie na $A_{c1,2}$) s nasledujúcou grafitizáciou eutektoidného cementitu c_P (zložka perlitu) na grafit (30 až 50 hodín). Výslednú štruktúru tvorí feritická matrica a temperovaný grafit, obr. 5.2. Lomová plocha má sivočierny vzhľad. V prípade skrátenia priebehu II. štádia grafitizácie (10 až 20 hodín) v štruktúre zostáva časť perlitu nerozloženého, t. j. výsledná štruktúra bude tvorená perlitom, feritom a temperovaným grafitom, obr. 5.3. Celková doba žihacieho cyklu je závislá od chemického zloženia (prvky napr. Si, C, Al, Ti, Ni podporujú grafitizáciu, prvky Cr, Mn, S, W, Mo ju spomaľujú), od výšky žihacích teplôt (čím je teplota vyššia, tým grafitizácia prebieha rýchlejšie) a od typu použitých pecí (v priebežných peciach s plynou atmosférou CO a CO₂ 30 až 50 hodín, temperovanie v tuhom prostredí až 150 hodín).



Obr. 5.1. Priebeh temperovania liatiny s čiernym lomom



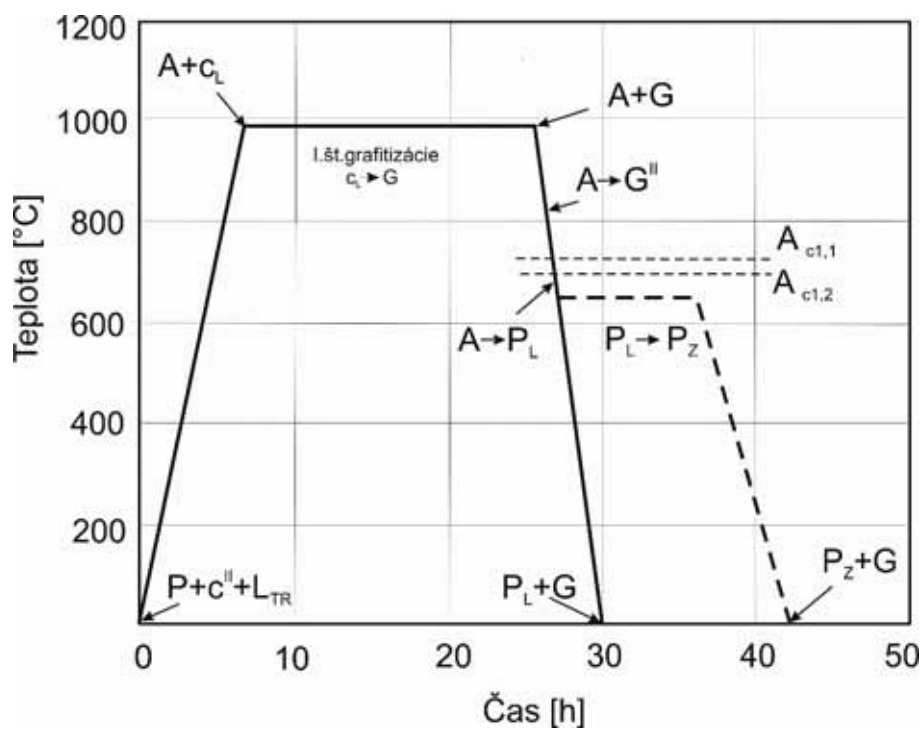
Obr. 5.2. Mikroštruktúra temperovanej liatiny (ferritickej) s čiernym lomom



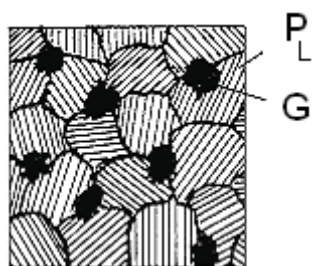
Obr. 5.3. Mikroštruktúra temperovanej liatiny (perliticko-ferritickej) s čiernym lomom

Temperovaná liatina perlitická sa vyrába temperovaním odliatkov z bielej liatiny o zložení 2,0 až 2,8 hm. % C, 0,7 až 1,2 hm. % Si, 0,3 až 1,0 hm.% Mn v neutrálnom prostredí. Žihací cyklus je na obr. 5.4a. I. štádium grafitizácie je obdobné ako pri temperovanej liatine s čiernym lomom. Ochladzovanie v II. štádiu grafitizácie je vedené tak, aby sa uskutočnila

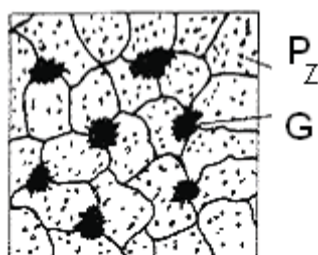
eutektoidná premena podľa metastabilnej sústavy ($A \rightarrow P$). Výslednú štruktúru tvorí jemný lamelárny perlit a vločkový grafit, obr. 5.4b. Ak po ochladení z teploty I. štádia grafitizácie pod teplotu $A_{c1,2}$ zaradíme teplotnú výdrž, bude prebiehať sferoidizácia perlitu ($P_L \rightarrow P_Z$), t. j. z lamelárneho perlitu získame perlit globulárny. Výslednú štruktúru bude tvoriť húževnatejší zrnitý perlit, v ktorom je uložený vločkový grafit, obr. 5.4c.



a)



b)



c)

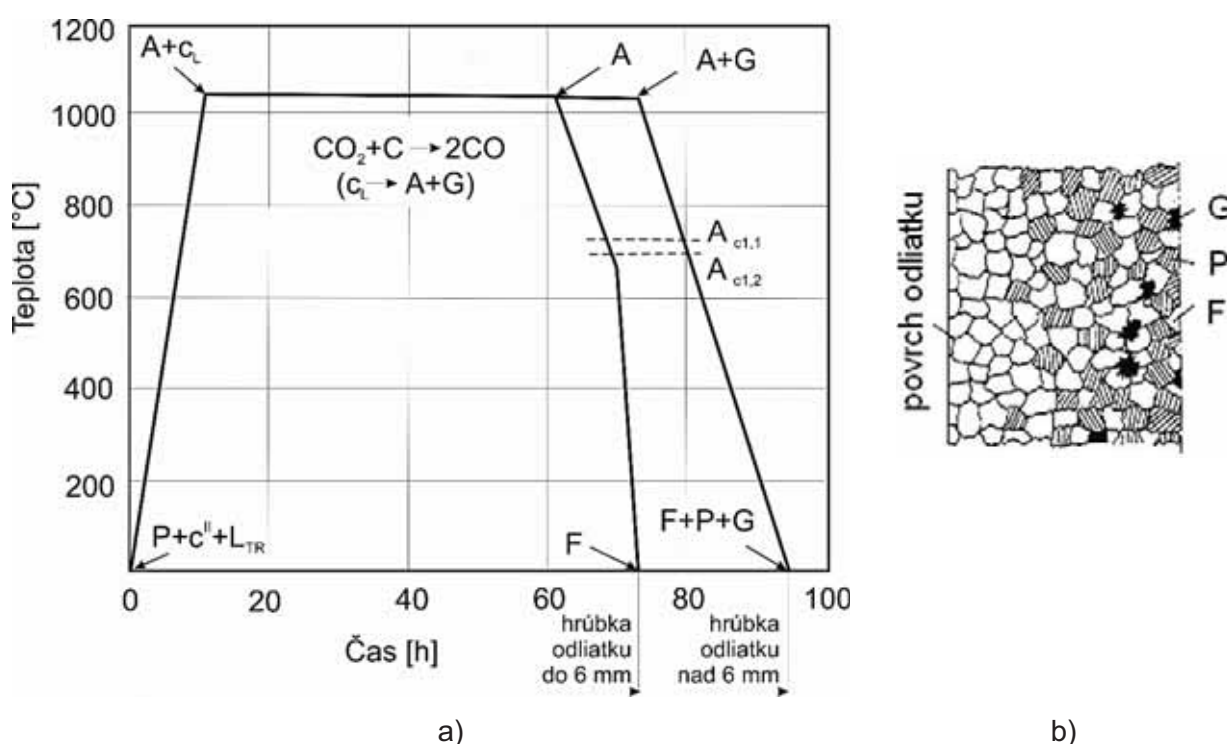
Obr. 5.4. Priebeh temperovania perlitickej liatiny

a) schéma priebehu tepelného spracovania, b) výsledná štruktúra: lamelárny perlit a grafit,

c) výsledná štruktúra: zrnitý perlit a grafit

Temperovaná liatina s bielym lomom sa vyrába žíhaním odliatkov z bielej liatiny v oxidačnom prostredí (zmes CO a CO_2 vo vhodnom pomere) podľa schémy na obr. 5.5a. Základom je oduhličovanie odliatku. Štruktúra odliatku na začiatku teplotnej výdrže pri teplote (1000 až 1050) °C je tvorená austenitom a ledeburitickým cementitom. V dôsledku

oxidačného prostredia vzniká CO_2 , ktorý sa čiastočne redukuje uhlíkom z povrchu odliatku na CO ($\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow \text{CO}$). Pri oduhličovaní povrchu sa znižuje obsah uhlíka v austenite, čím sa poruší rovnováha medzi austenitom a cementitom. Aby sa rovnováha obnovila, musí sa určité množstvo cementitu rozpustiť v austenite. Ak všetok cementit v povrchovej vrstve odliatku prejde do austenitu, ktorý sa ďalej oduhličuje, na povrch difunduje uhlík z cementitu pod povrchom. Keď je oduhličovaná určitá vrstva, uhlík z cementitu vo vnútri odliatku nestačí difundovať na povrch, tzn. že austenit môže byť značne ochudobnený o uhlík (pod 2,11 % C). Pod povrchom odliatku (pod 6 mm) prebieha ďalší proces – grafitizácia ledeburitického cementitu na grafit ako pri temperovanej liatine s čiernym lomom. Tento proces je pre oduhličovanie nepriaznivý. Preto je vhodné voliť chemické zloženie liatiny tak, aby jej grafitizačná schopnosť bola čo najmenšia, t. j. má mať nízky obsah Si. Po určitej dobe, ktorá je závislá predovšetkým od hrúbky odliatku nasleduje ochladenie. Výslednú štruktúru pri tenkostenných odliatkoch (hrúbka steny do 6 mm, doba žihania pri teplote 1050 °C býva 50 až 90 hodín) bude tvoriť iba ferit, lomová plocha je striebrobiela. Ochladzovanie do teploty 650 °C je pomalé (10 °C/hod.), pod 650 °C môže byť rýchlejšie.



Obr. 5.5. Priebeh temperovania liatiny s bielym lomom

a) schéma priebehu tepelného spracovania, b) schéma výslednej štruktúry

Celý proces tepelného spracovania môže trvať až 5 dní. Pri odliatkoch nad 6 mm sa úplné oduhličenie nedosiahne, povrchová vrstva je feritická, jadro je feriticko-perlitické

s grafitom, obr. 5.5b. Lomová plocha je sivá. Ak chceme zlepšiť obrobitelnosť tejto liatiny je potrebné vykonať žihanie s cieľom sferoidizovať lamelárny perlit pri teplote (700 až 720) °C. Výsledná štruktúra v jadre bude tvorená globulárnym perlitom a temperovaným grafitom.

Temperovanie na biely lom je zdĺhavé a nákladné, využíva sa najčastejšie pri tenkostenných odliatkoch s hrúbkou steny do 6 mm.

5. 2 Tepelné spracovanie grafitických liatin

Mikroštruktúra grafitických liatin je tvorená feritickou, feriticko-perlitickou alebo perlitickou matricou a grafitom, ktorý vznikol priamo z taveniny (tvárna, sivá liatina) alebo tepelným spracovaním (temperovaná liatina). Štruktúra matrice v podstate zodpovedá štruktúre ocelí a dá sa ovplyvniť tepelným spracovaním. Tepelným spracovaním nemožno podstatne meniť tvar a rozloženie grafitu.

Kalenie

Cieľom kalenia je získanie martenzitickej alebo bainitickej štruktúry matrice. Výsledná tvrdosť liatin po kalení je nižšia ako u ocelí. Na výslednú tvrdosť liatin vplyva prítomnosť grafitu v matrici (jeho tvar, rozloženie a množstvo).

Martenzitické kalenie

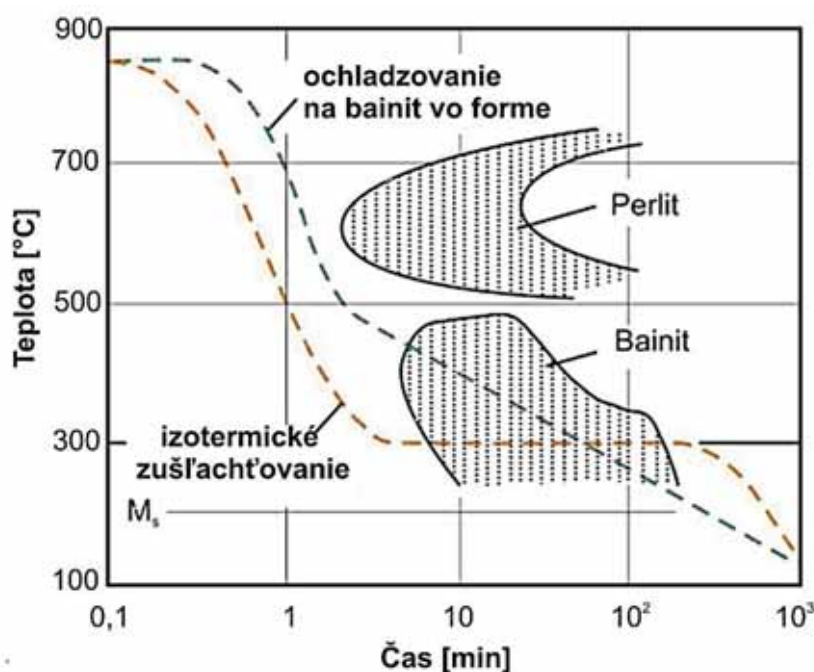
Kaliaca teplota je pre všetky grafitické liatiny (50 až 80) °C nad $A_{c1,2}$. Vzhľadom na nižšie hodnoty tepelnej vodivosti sa volí stupňovitý ohrev. Kalí sa najčastejšie nepretržite do vody, resp. oleja, z hľadiska zníženia rizika deformácie a vzniku trhlín je vhodné termálne kalenie do teplého kúpeľa. Tvrdosť po kalení sivej liatiny je približne 51 HRC, tvárnej liatiny až 57 HRC. Po kalení nasleduje popúšťanie pri teplote do 200 °C pri sivej liatine a (550 až 650) °C pri tvárnej liatine.

Povrchové kalenie

Povrchové kalenie sa používa na zvýšenie odolnosti povrchu súčiastok proti opotrebeniu. Na povrchové kalenie sú vhodné podeutektické perlitické liatiny s obsahom feritu do 15 hm. %, s jemným rovnomerne rozloženým grafitom. Ohrev povrchu môže byť indukčný alebo plameňom, kaliacím prostredím môže byť voda, resp. olej. Hrúbka zakalenej vrstvy sa pohybuje od 1 do 5 mm. Dosahovaná tvrdosť po kalení býva pri sivej liatine 45 až 55 HRC, pri tvárnej liatine 58 HRC. Po kalení nasleduje nízkoteplotné popúšťanie pri teplote (150 až 200) °C.

Izotermické zušľachtovanie

Cieľom izotermického zušľachtovania je zvýšiť pevnosť, tvrdosť a odolnosť proti opotrebovaniu odliatkov. Výhodou izotermického zušľachtovania oproti martenzitickému kaleniu sú malé zvyškové napätia, tzn. minimálna deformácia a malá náchylnosť odliatkov na praskanie po tepelnom spracovaní. Tento spôsob tepelného spracovania sa používa najmä pri tvárnej liatine, čím sa dosahuje priaznivá kombinácia mechanických vlastností odliatkov. Schematické znázornenie izotermického zušľachtovania je dokumentované na obr. 5.6. Odliatky sa austenitizujú pri teplote 50 až 80 °C nad $A_{c1,1}$, následne sa ochladia na teplotu 230 až 450 °C, keď prebieha bainitická premena počas 0,5 až 3 hodín, najčastejšie v solných kúpeľoch. Nakoniec nasleduje voľné ochladzovanie na vzduchu. Odliatky sa už ďalej nepopúšťajú. Uvedeným spôsobom tepelného spracovania získame ausferitovú liatinu (ADI – austempered ductile iron).

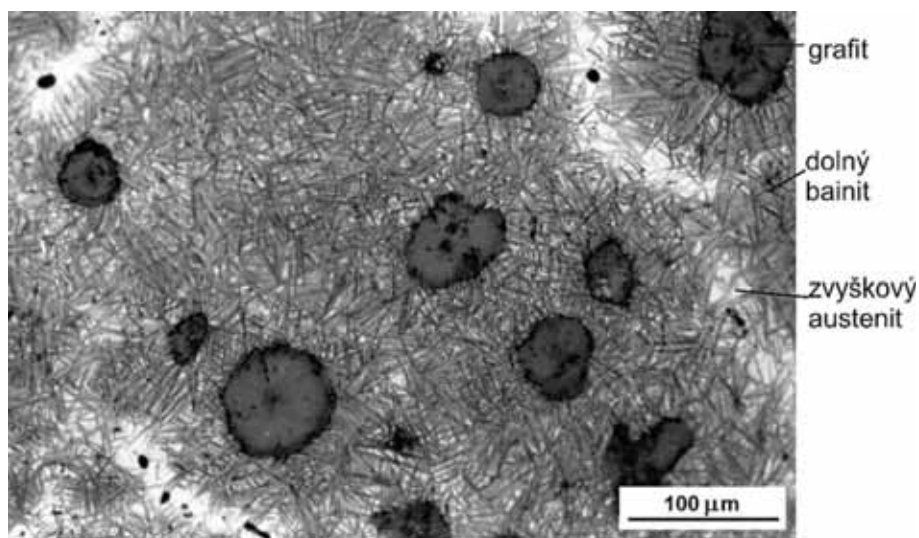


Obr. 5.6. Schematické znázornenie kriviek ochladzovania v ARA diagrame tvárnej liatiny

Bainitická premena nie je úplná ako v oceliach, po určitej dobe sa zastaví t. j. vo výslednej štruktúre zostáva podiel zvyškového austenitu. Tvrdosť získaná touto premenou sa pohybuje od 275 do 555 HBW. Vlastnosti sa menia s teplotou pri ktorej dochádza k premene austenitu na ihlicovitý (acikulárny) ferit (používa sa označenie bainit). Premenu pri teplote nad 340 °C sa získa liatina s ťažnosťou 5 až 10 % a medzou pevnosti v ťahu 1000 až 1200 MPa. Štruktúru matrice tvorí horný bainit s až 40 % zvyškového austenitu, ktorý obsahuje 1,5 až 1,7 % C. Takáto štruktúra bola pomenovaná ako ausferitická. V matrici sú uložené guľôčky

grafitu. Pri premene pod 340 °C získame liatinu s ťažnosťou 1 až 4 % a pevnosťou v ťahu až do 1600 MPa. Štruktúru matrice tvorí dolný bainit s malým podielom zvyškového austenitu. V matici sú prítomné guľôčky grafitu, obr. 5.7.

Ochladzovacia rýchlosť závisí od hrúbky stien odliatku. Bainitickú štruktúru možno dosiahnuť pri danom chemickom zložení liatiny len pri určitých hrúbkach stien. Pri nelegovanej tvárnej liatine je možné dosiahnuť bainitickú štruktúru v celom priereze len u hrúbok stien do 12 mm. Z tohto dôvodu sa liatiny legujú Ni alebo Mo a Cu, čím sa posunie začiatok perlitickej premeny k dlhším časom, t. j. znižuje sa riziko nežiaducej perlitizácie austenitu.



Obr. 5.7. Mikroštruktúra ausferitovej liatiny s dolným bainitom, teplota austenitizácie 950 °C, teplota bainitickej premeny 300°C počas 63 min

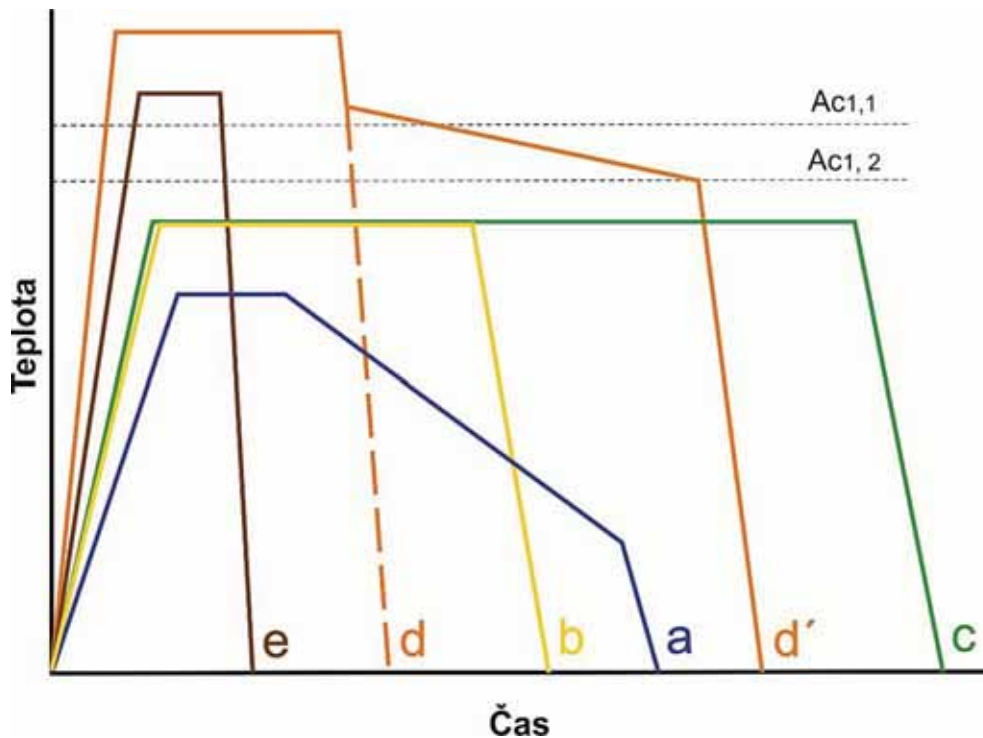
Ausferitová liatina je takmer dvakrát pevnejšia než obvyklé normované druhy tvárnej liatiny pri zachovaní vysokej ťažnosti a húževnatosti. Izotermicky zušľachtené tvárne liatiny majú navyše mimoriadnu odolnosť proti opotrebeniu a medzu únavy, čím umožňujú znížiť hmotnosť súčiastky a náklady na rovnocenný alebo zlepšený výkon. Výhody ADI liatiny v porovnaní s oceľovými súčiastkami sú predovšetkým v nižšej hustote (o približne 10 %), t. j. v nižšej hmotnosti liatinovej súčiastky, v lepšej obrobitelnosti, v lepších klzných a tlmiacich vlastnostiach.

Žíhanie

Pri žíhaní grafitických liatin sa tvar a spôsob rozloženia grafitu nemení, mení sa štruktúra matrice podobne ako pri oceliach. Schematické znázornenie jednotlivých druhov žíhania je dokumentované na obr. 5.8.

Žíhanie na zníženie vnútorných napätí

Žíhanie na zníženie vnútorných napätí sa používa predovšetkým pri tvarovo zložitých odliatkoch zo sivej liatiny s cieľom zabezpečiť tvarovú a rozmerovú stabilitu odliatkov (napr. hláv valcov spaľovacích motorov). Žíhanie prebieha pri teplote (550 až 650) °C, počas 1 až 5 hodín (približne 1h na 25 mm hrúbky odliatku), obr. 5.8a. Ochladzovanie zo žíhacej teploty na teplotu (100 až 150) °C musí byť dostatočne pomalé (20 až 80 °C.h⁻¹), aby nevznikali nové vnútorné napätia v odliatku. Potom nasleduje ochladenie na vzduchu.



Obr. 5.8. Spôsoby žíhania grafitických liatin

žíhanie na zníženie vnútorných napätí – a, žíhanie na zníženie tvrdosti: b – sferoidizačné, c – feritizačné, d – na odstránenie ledeburitického cementitu (získanie priaznivých mechanických vlastností), d' – na odstránenie ledeburitického cementitu (zlepšenie obrábiteľnosti), žíhanie normalizačné – e

Žíhanie na zníženie tvrdosti

Žíhanie na zníženie tvrdosti a zlepšenie obrábiteľnosti sa používa vtedy, ak sa v matrici odliatku predovšetkým v miestach rýchleho odvodu tepla vyskytuje ledeburitický cementit, prípadne jemný lamelárny perlit. V prípade výskytu lamelárneho perlitu sa využíva *sferoidizačné žíhanie*, pri teplotách (650 až 700)°C počas 2 až 8 hodín, obr. 5.8b. Používa sa pri tvárnej liatine, cieľom je zníženie tvrdosti, zvýšenie húževnatosti a ťažnosti. Pri predĺžení času zotrvania na teplote (4 až 12 hod) dochádza ku grafitizácii perlitického cementitu, t. j.

k jeho rozpadu na ferit a grafit. Tento postup sa nazýva *feritizačné žihanie*, obr. 5.8c. Získaná feritická tvárna liatina je mäkká s vysokou húževnatosťou, ťažnosťou a nízkou pevnosťou. Pri žíhaní na *odstránenie ledeburitického cementitu* s cieľom získať priaznivé mechanické vlastnosti sa používa rovnaký postup ako v I. štádiu grafitizácie pri výrobe temperovanej liatiny s čiernym lomom. Ohrev sa realizuje pri teplotách (850 až 950) °C, počas 2 až 8 hod (čas závisí od množstva ledeburitu v štruktúre). Rýchlosť ochladzovania sa volí v závislosti od požadovaných mechanických vlastností materiálu. Na dosiahnutie perlitickej štruktúry s dobrými mechanickými vlastnosťami je potrebné, aby liatina transformovala podľa metastabilnej sústavy Fe-C, t. j. ochladzovanie prebieha na vzduchu, obr. 5.8d. Ak sa požaduje odliatok mäkký, dobre obrobiteľný ochladzovanie je veľmi pomalé v oblasti eutektoidnej premeny, kedy sa získa feritická, príp. feriticko–perlitická matrica obr. 5.8d'.

V odliatkoch z tvárnej liatiny, kde sa požaduje vysoká húževnatosť a plasticita, je potrebné voliť nízky obsah legúr, ktoré stabilizujú cementit (Mn, Cr). Pri ich vyššom obsahu je dosiahnutie feritickej matrice veľmi obtiažné, prípadne nemožné.

Normalizačné žihanie

Normalizačné žihanie grafitických liatin je v podstate opakom feritizačného žihania. Jeho cieľom je zvýšenie tvrdosti, odolnosti proti opotrebeniu a pevnosti alebo úprava štruktúry pred povrchovým kalením odliatku. Používa sa najčastejšie pri tvárnej liatine, pri sivej liatine v prípade ak je štruktúra tvorená väčším podielom feritu. Po austenitizácii pri teplote (850 až 900) °C, počas 2 až 8 hod nasleduje voľné ochladzovanie na vzduchu, obr. 5.8e. Získavame štruktúru perlitickú. Pri ochladzovaní predovšetkým veľkých odliatkov na vzduchu vznikajú v ich objeme pomerne veľké vnútorné napätia, preto je potrebné po normalizačnom žíhaní zaradiť žihanie na odstránenie vnútorných napätí.

Úloha 5.1

Na základe pozorovania mikroštruktúry určite výrobný postup tepelného spracovania danej temperovanej liatiny.

1. Pripravte metalografický výbrus vzorky z danej liatiny, dokumentujte a opíšte jej mikroštruktúru.
2. Stanovte druh temperovanej liatiny.
3. Schematicky nakreslite postup temperovania liatiny.
4. Uveďte príklady použitia danej temperovanej liatiny.

Pomôcky:

Vzorky temperovanej liatiny, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop.

Úloha 5.2

Vykonajte tepelné spracovanie grafitickej liatiny a vyhodnoťte jej štruktúru.

1. Pripravte metalografický výbrus vzorky, dokumentujte a popíšte štruktúru.
2. Zmerajte tvrdosť vzorky.
3. Stanovte parametre kalenia a popúšťania (teplotu, čas, ochladzovacie prostredie) a realizujte ho.
4. Zmerajte tvrdosť vzorky po kalení.
5. Vykonajte popustenie kalenej vzorky.
6. Zmerajte tvrdosť vzorky po tepelnom spracovaní.
7. Pripravte metalografický výbrus tepelne spracovanej vzorky, dokumentujte a opíšte jej štruktúru.
8. Porovnajte štruktúru vzorky pred a po tepelnom spracovaní, zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

Vzorky grafitických liatin, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, tvrdomer, svetelný mikroskop, pec na tepelné spracovanie a ochladzovacie prostredie.

6 TEPELNÉ SPRACOVANIE NEŽELEZNÝCH KOVOV

Mechanické vlastnosti neželezných kovov a ich zliatin možno ovplyvňovať podobnými spôsobmi, aké sa používajú pri zliatinách železa. Ide predovšetkým o legovanie (substitučné alebo intersticiálne spevnenie), tvárnenie (deformačné spevnenie) a tepelné spracovanie (transformačné alebo precipitačné spevnenie).

Vhodný postup tepelného spracovania závisí od štruktúry spracovávaného materiálu. Polymorfné zliatiny sa kalia a popúšťajú, nepolymorfné zliatiny vhodného zloženia sa vytvrdzujú. Všetky neželezné kovy sa môžu rôznymi spôsobmi žíhať.

6.1 Tepelné spracovanie hliníka, horčíka a ich zliatin

Žíhanie

Cieľom žíhania je dosiahnutie rovnovážneho stavu sústavy. Výška teploty žíhania je závislá od stavu zliatiny pred samotným žíhaním a od jej požadovaných konečných vlastností. Odlišnosť tepelného spracovania zliatin horčíku v porovnaní s Al zliatinami je spôsobená predovšetkým pomaly prebiehajúcimi difúznymi pochodmi. Dokonalá homogenizácia vyžaduje výrazné predĺženie času žíhania.

Žíhanie na odstránenie zvyškových napätí

Cieľom žíhania je zníženie vnútorných napätí pri tvarovo zložitých výrobkoch, ktoré môžu vzniknúť nerovnomerným ochladzovaním z tvárniacich teplôt, nerovnomerným prehriatím pri zváraní, nerovnomerným ochladzovaním odliatkov a pod.

Zliatiny hliníka sa žíhajú pri teplotách 200 až 350 °C, čas výdrže na teplote žíhania pri odliatkoch je 6 až 8 hodín.

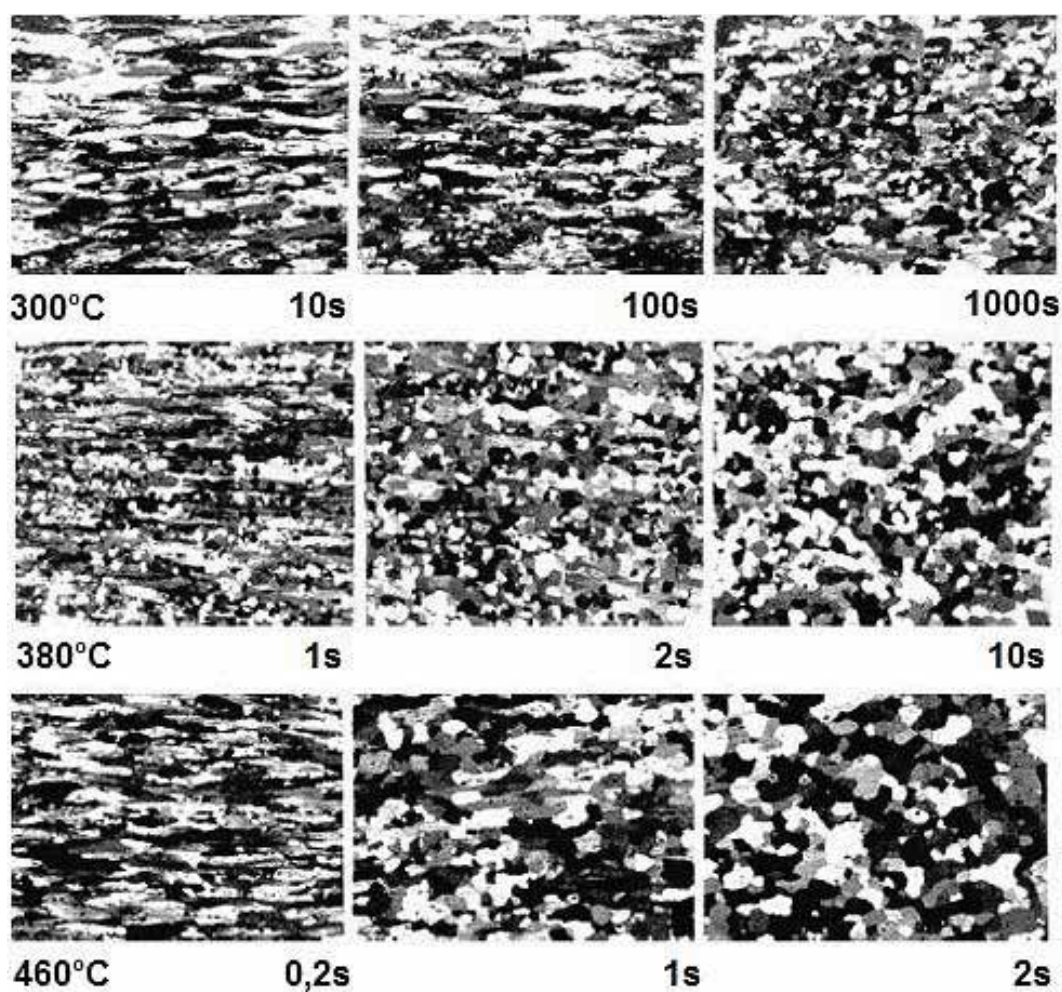
Zliatiny horčíka na tvárnenie sa žíhajú pri teplote 260 až 330 °C počas 1 až 2 hodín, na odlievanie pri 300 až 340 °C počas 2 až 3 hodín. Ochladzovanie prebieha vždy v peci.

Rekryštalizačné žíhanie

Žíhanie sa používa pri výrobkoch tvárnených za studena na odstránenie porušenia zŕn, deformačného spevnenia a na dosiahnutie rovnovážneho stavu sústavy. Rekryštalizačná teplota je vo všeobecnosti závislá od čistoty kovov a stupňa tvárnenia. Zmena zdeformovanej štruktúry zliatiny AlMg5Mn počas rekryštalizačného žíhania pri rôznych teplotách je dokumentovaná na obr. 6.1.

Zliatiny Al-Mn a Al-Mg sa žijajú pri teplote 350 až 410 °C, zliatiny Al-Cu-Mg pri 330 až 430 °C, počas 2 až 6 hodín s ochladením na vzduchu. Zliatiny Al-Mn-Si sa žijajú pri 340 až 370 °C s ďalším pomalým ochladzovaním (max. 100 °C/h). Zliatiny Al-Zn-Mg-(Cu) sa žijajú pri 390 až 420 °C, následne sa do 150 °C ochladzujú rýchlosťou max. 30 °C/h, potom na vzduchu.

Zliatiny horčíku sa rekryštalizačne žijajú pri 350 až 450 °C niekoľko hodín, ochladzovanie sa realizuje v peciach.



Obr. 6.1. Zmena zdeformovanej mikroštruktúry hliníkovej zliatiny AlMg5Mn po tvárnení počas rekryštalizačného žihania

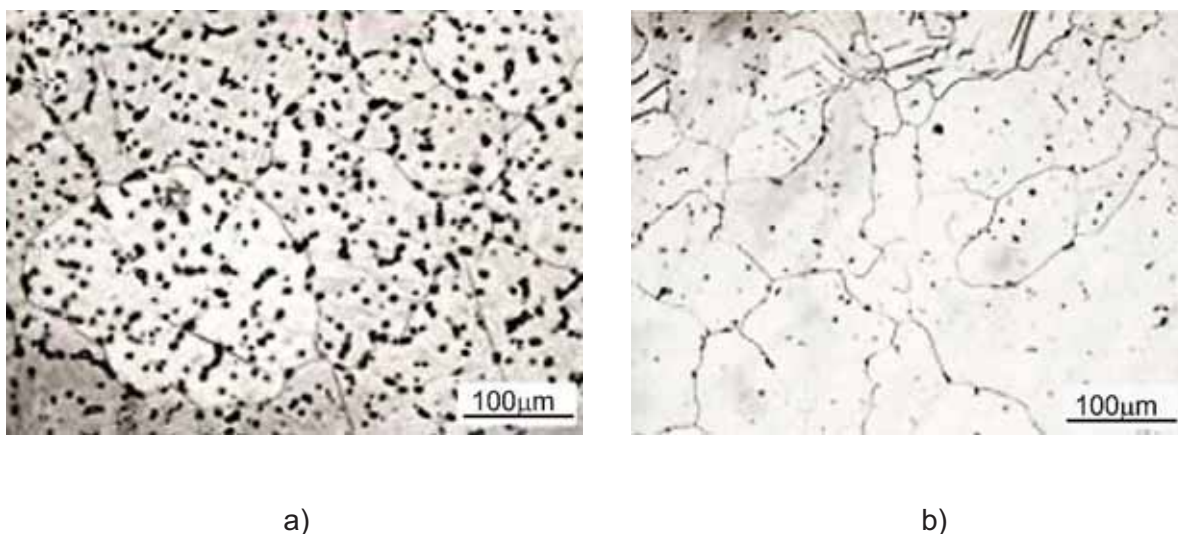
Stabilizačné žihanie

Cieľom je stabilizovať tvar, rozmery alebo mechanické vlastnosti výrobku pri zvýšených teplotách. Teplota žihania je vyššia ako max. predpokladaná prevádzková teplota, volí sa

spravidla v intervale 240 až 350 °C podľa druhu zliatiny. Čas žihania môže byť až niekoľko desiatok hodín, ochladzuje sa na vzduchu.

Homogenizačné žihanie

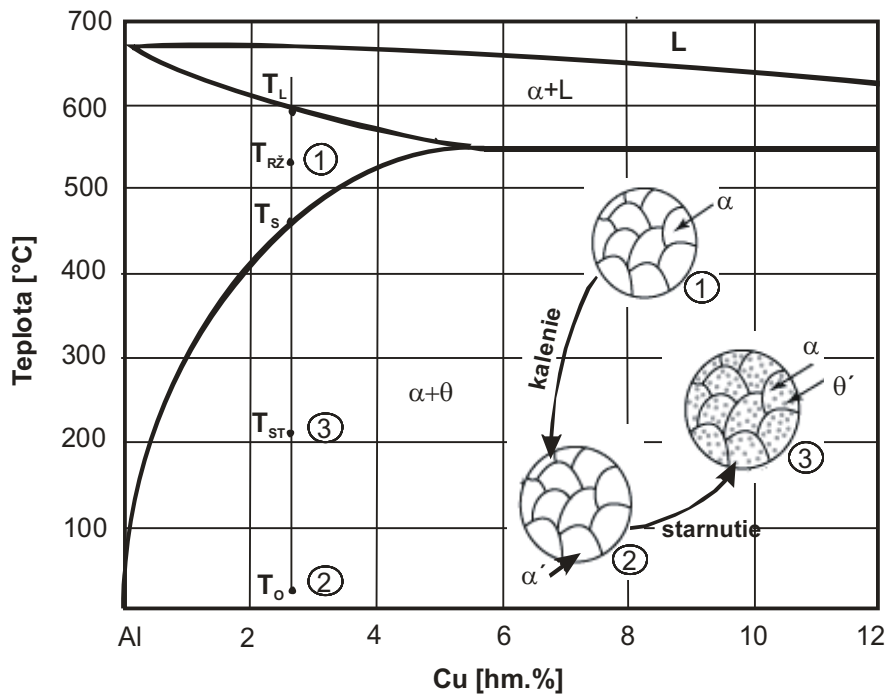
Cieľom žihania je homogenizácia fázovej alebo chemickej heterogenity zliatiny. Teplota žihania je nad teplotou zmeny rozpustnosti, t. j. v oblasti tuhého roztoku. Pri jemnozrnných zliatinách na tvárnenie sa homogenizácia stavu dosiahne za 20 až 60 min, pri hrubozrnných zlievarenských zliatinách s vysokou koncentráciou prísad za 3 až 16 h. Na obr. 6.2 je dokumentovaná štruktúra horčíkovej zliatiny pred a po homogenizačnom žihaní.



Obr. 6.2. Mikroštruktúra odliatku z horčíkovej zliatiny a) po odliatí, b) po homogenizačnom žihaní

Vytvrdzovanie

Najčastejšie používaným tepelným spracovaním neželezných kovov je *vytvrdzovanie*. Medzi vytvrditeľné zliatiny patria zliatiny hliníka typu Al-Cu-Mg (duraly), Al-Mg-Si (avialy), Al-Zn-Cu-Mg, Al-Si-Mg (vytvrditeľné silumíny) a Al-Li-(Cu)-(Mg). Vytvrdzovať možno aj niektoré zliatiny na báze medi, napr. Cu-Be (berýliový bronz). Al zliatiny vhodné na vytvrdzovanie musia obsahovať prísadové prvky, ktoré tvoria s Al, resp. s Cu tuhé roztoky s rozpustnosťou niekoľko percent, ktorá sa výrazne znižuje s klesajúcou teplotou. Podstatu vytvrdzovania Al – Cu zliatin dokumentuje obr. 6.3, na ktorom je zobrazená časť binárneho systému Al-Cu.



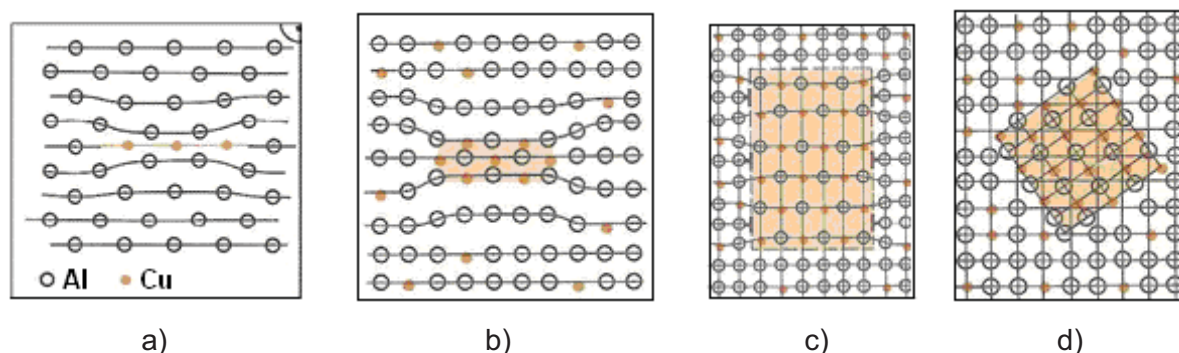
Obr. 6.3. Princíp vytvrdzovania Al-Cu zliatin

Vytvrdzovanie prebieha v troch po sebe nasledujúcich krokoch: rozpúšťacie žihanie, rýchle ochladenie a starnutie.

Pri *rozpúšťacom žíhaní* dochádza k ohrevu zliatiny do oblasti homogénneho tuhého roztoku α (tuhý roztok Cu v Al). Jeho cieľom je rozpustenie všetkých sekundárnych fáz v tuhom roztoku α . Vzhľadom na pomerne úzky interval medzi teplotami T_L a T_S je dôležité sledovať teplotu rozpúšťacieho žihania T_{RZ} . Nižšia teplota bude mať za následok nedokonalé rozpustenie sekundárnych fáz, t. j. nedosiahne sa požadované spevnenie, vyššia teplota môže spôsobiť znehodnotenie celej zliatiny (natavenie hraníc zŕn, zhrubnutie zrna). Dĺžka výdrže na rozpúšťacej teplote závisí od hrúbky spracovávanej súčiastky a od veľkosti a druhu rozpúšťaných sekundárnych fáz. Nadmerné predĺženie času rozpúšťacieho žihania spôsobí zhrubnutie štruktúry, jeho skrátenie má za následok nedostatočnú homogenitu tuhého roztoku.

Cieľom *rýchleho ochladenia* z teploty T_{RZ} na T_O je získať presýtený tuhý roztok α' pri teplote okolia, t. j. zabrániť segregácii sekundárnej fázy θ . Ak je zliatina ochladzovaná nižšou rýchlosťou, prípadne ochladzovanie neprebehlo v krátkom čase po rozpúšťacom žíhaní (približne do 20 až 30 sekúnd) môže dôjsť k segregácii sekundárnej fázy na hraniciach zrna. Zliatina v presýtenom homogénnom (nerovnovážnom) stave sa vyznačuje nižšími pevnostnými vlastnosťami, vyššou ťažnosťou a húževnatosťou ako heterogénna zliatina v rovnovážnom stave.

Starnutie je difúzny pochod, pri ktorom dochádza k rozpadu presýteného tuhého roztoku α' . Štruktúrne zmeny spôsobujú zmeny mechanických a fyzikálnych vlastností materiálu. Ak prebieha starnutie pri teplote okolia (T_0) hovoríme o prirodzenom starnutí, ak pri zvýšenej teplote (T_{ST}), hovoríme o umelom starnutí. Rozpad presýteného tuhého roztoku je zložitý proces závislý od zloženia zliatiny, výšky teploty a času starnutia. Procesy prebiehajúce počas starnutia zliatiny Al – Cu možno rozdeliť do štyroch etáp, obr. 6.4 .



Obr. 6.4. Schematické znázornenie priebehu starnutia a) GP I zóny, b) GP II zóny, c) čiastočne koherentný precipitát θ' , d) nekoherentná fáza θ (Al_2Cu)

V prvej etape starnutia vznikajú tzv. Guinier-Prestonove zóny I (GP I), obr. 6.4a. GP I zóny sú veľmi malé oblasti s vysokou koncentráciou medi. Tieto oblasti vytvárajú zhľuky atómov Cu s hrúbkou jednej atómovej vrstvy, ktoré sú koherentné s matricou, tzn. GP I zóny netvoria rozhranie s okolitou matricou.

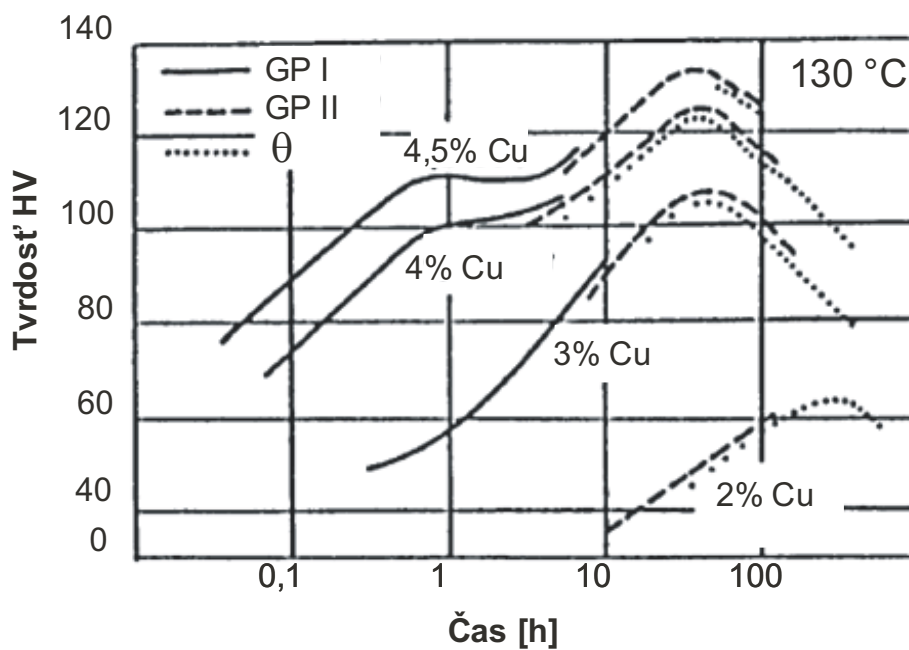
V druhej etape starnutia dochádza k rastu koherentných precipitátov v smere svojej hrúbky, vznikajú doštičkové útvary tvorené niekoľkými monoatómovými pravidelne striedajúcimi sa vrstvami prísadového prvku (Cu). Tieto koherentné precipitáty sa označujú ako GP II zóny, obr. 6.4b. Vznik GP I a GP II zón má za následok zvýšenie tvrdosti a pevnosti, presýtenie tuhého roztoku postupne klesá.

V tretej etape starnutia vzniká prechodný precipitát, označovaný ako fáza θ' , obr. 6.4c. θ' fáza má tetragonálnu mriežku a je čiastočne koherentná s matricou.

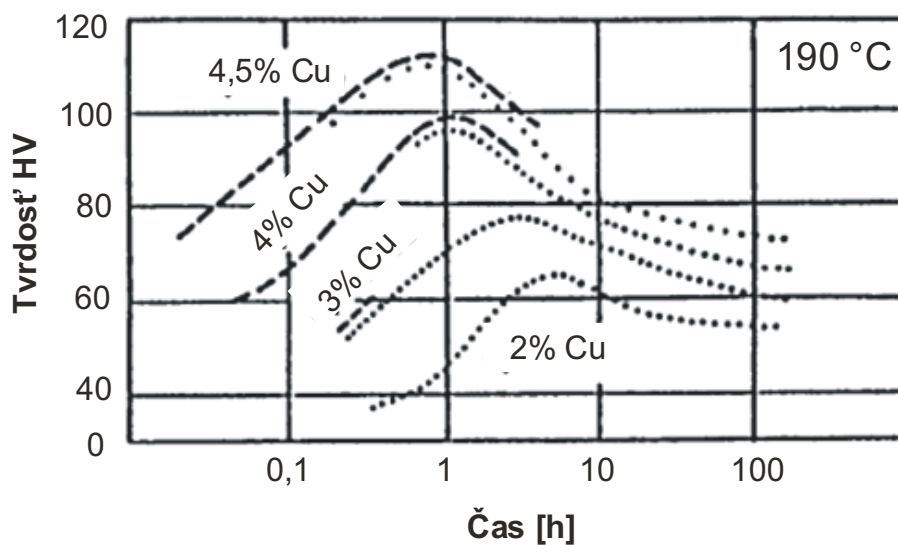
V štvrtej etape starnutia sa metastabilná fáza θ' mení na stabilnú fázu θ (Al_2Cu), ktorá je s matricou nekoherentná a má tetragonálnu mriežku, obr. 6.4 d. Vznik nekoherentnej fázy spôsobuje pokles tvrdosti a pevnosti zliatiny.

Maximálna tvrdosť a pevnosť zliatiny sa dosiahne v oblasti tvorby koherentných precipitátov (GP I a GP II zóny), prípadne na začiatku vylučovania čiastočne koherentnej θ' fázy. V tomto štádiu je potrebné zliatinu rýchlo ochladiť a tým zastaviť proces rozpadu presýteného tuhého roztoku. Ak by proces pokračoval ďalej, vylúčila by sa stabilná fáza θ (Al_2Cu)

čoho dôsledkom je zníženie mechanických vlastností zliatiny, tzv. prestárnutie zliatiny. Prestárnutie zliatiny môže spôsobiť okrem predĺženia času starnutia aj zvýšenie teploty, obr. 6.5.



a)



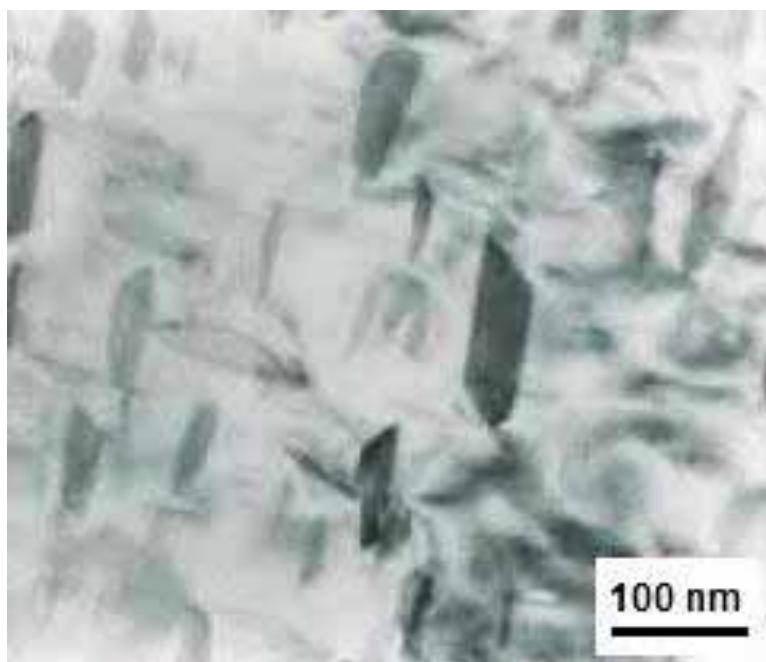
b)

Obr. 6.5. Priebeh precipitácie zliatin Al – Cu pri teplote a) 130 °C b) 190 °C

Na obr. 6.6 je dokumentovaná štruktúra zliatiny AlCu4Ni2Mg2 po vytvrdzovaní. Teplota rozpúšťacieho žihania bola 520 °C počas 5 h, umelé starnutie prebiehalo pri teplote 250 °C počas 5 h. V matrici tvorenej tuhým roztokom α sú prítomné precipitáty vytvrdzujúcej fázy θ' .

Priebeh starnutia je ovplyvňovaný nielen prísadami ale aj prímiesami, ktoré môžu ovplyvňovať samotnú rozpustnosť prísad a tým aj celý priebeh starnutia. Starnutie možno ovplyvniť aj plastickou deformáciou. Tvárnením za studena sa zväčšuje hustota dislokácií a vakancií, ktoré predstavujú vhodné miesta pre nukleáciu precipitujúcich fáz. Deformácia urýchľuje proces starnutia a výsledná tvrdosť sa po precipitácii zväčšuje. Tvárnenie nie je vhodné voliť v priebehu precipitácie fáz z dôvodu vzniku lokálnych vnútorných napätí.

S cieľom dočasne zvýšiť plastické vlastnosti a tým umožniť tvárnenie za studena vytvrdennej zliatiny sa využíva tzv. *spätné rozpúšťanie*. Ak ohrejeme vytvrdenú zliatinu nad jej teplotu starnutia a ohrev po krátkom čase prerušíme, koherentné precipitáty sa rozpustia skôr akoby sa mohli vytvoriť čiastočne koherentné alebo nekoherentné precipitáty. Zliatina sa po rýchlom ochladení javí ako homogénna (je dobre tváriteľná). Z tohto stavu znovu prirodzene starne a získava vlastnosti ako po predchádzajúcom vytvrdzovaní.



Obr. 6.6. Mikroštruktúra zliatiny Al_4CuMg po vytvrdzovaní

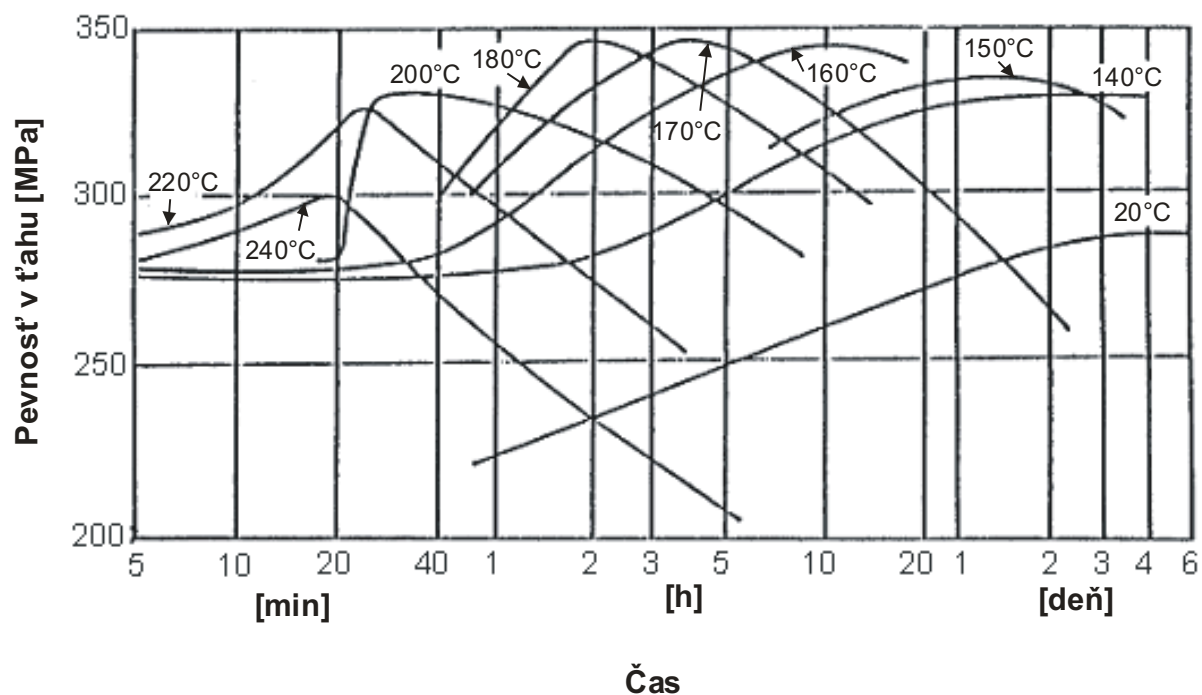
Podmienky vytvrdzovania zliatin Al a Mg závisia od ich chemického zloženia a technológie výroby (tvárnený stav resp. odliatok).

V tab. 6.1 sú pre vybrané zliatiny Al uvedené podmienky vytvrdzovania ($T_{R\dot{z}}$ – teplota rozpúšťacieho žihania, T_{ST} – teplota starnutia, t_{ST} – čas starnutia a iné). Čas rozpúšťacieho žihania býva 0,3 až 1 h. Jednoduché umelé starnutie zliatiny Al-Zn-Mg-(Cu) nezabezpečuje dostatočnú lomovú húževnatosť a odolnosť proti korózii, preto sa realizuje duplexné starnutie.

Tabuľka 6.1. Parametre vytvrdzovania pre vybrané zliatiny hliníka

Zliatina	Starnutie	T _{RŽ} [°C]/ochl. prostr.	T _{ST} [°C]	t _{ST}
Al-Cu-Mg tvárnená	prirodzené	495 ÷ 515 / voda	tep. okolia	90 ÷ 140 h
	umelé	495 ÷ 515 / voda	185 ÷ 195	6 ÷ 12 h
Al-Mg-Si tvárnená	umelé	495 ÷ 535 / voda	150 ÷ 175	5 ÷ 15 h
Al-Zn-Mg-(Cu) tvárnená	prirodzené	440 ÷ 500 / vzduch	tep. okolia	50 ÷ 60 dní
	umelé jednoduché	440 ÷ 500 / vzduch	115 ÷ 145	15 ÷ 25 h
	umelé duplexné	440 ÷ 500 / vzduch	110 ÷ 125 160 ÷ 190	3 ÷ 10 h 3 ÷ 25 h
Al- Li- Mg tvárnená	umelé	450 / voda	170	8 ÷ 24h
Al-Si-Mg-(Mn) liata	umelé	530 ÷ 540 / voda	200 ± 5	3 ÷ 5 h
Al-Cu-Ni-Mg liata	umelé	510 ÷ 520 / voda	160 ÷ 180	10 h

Na obr. 6.7 je dokumentovaný vplyv teploty a času starnutia na pevnosť v ťahu zliatiny Al-Mg-Si.



Obr. 6.7. Vplyv teploty a času vytvrdzovania na zliatinu Al-Mg-Si

Zliatiny horčíku Mg-Al-Zn a Mg-Zn-Zr sa ohrievajú stupňovito a dostatočne dlhý čas, pretože sa vyznačujú výraznou heterogenitou a množstvom nízkotaviteľných eutektík vylúčených medzidendriticky. Počas ohrevu je potrebné výrobky chrániť proti oxidácii vákuom, atmosférou SO_2 alebo soľnými kúpeľmi. Teplota rozpúšťacieho žihania sa volí 380 až 425 °C, výdrž na teplote býva 2 až 4 h pre tvárne zliatiny a 8 až 32 h pre odliatky, ochladenie sa realizuje na vzduchu. Starnutie zliatin prebieha pri teplote 170 až 200 °C, počas 4 až 24 h.

6.2 Tepelné spracovanie medi a jej zliatin

Pri tepelnom spracovaní Cu je nebezpečenstvo vzniku *vodíkovej choroby*. Spôsobuje ju prítomnosť kyslíku (nad 0,05 %), ktorý je v medi vylúčený ako oxid meďný Cu_2O . V atmosfére obsahujúcej vodík alebo uhlíkovodíky pri teplotách nad 400 °C dochádza k redukcii Cu_2O za vzniku vodnej pary. Vodná para nemôže difundovať do Cu, zhromažďuje sa v póroch, kde prudko zvyšuje tlak, čo spôsobuje vznik trhlín.

Pri zvýšených teplotách Cu ľahko oxiduje. Pri teplote 100 až 250 °C sa vytvára na povrchu červený oxid meďný Cu_2O , pri vyšších teplotách vzniká čierny praskajúci povlak oxidu meďnatého CuO . Ohrev je potrebné preto realizovať vo vákuu, v inertej atmosfére alebo v atmosfére bez vodíku a síry. Pri použití ochranných atmosfér počas žihania sa dosahuje lesklý povrch, preto sa toto žihanie označuje ako *lesklé žihanie*.

Žihanie

Žihanie na odstránenie zvyškových napätí

Najčastejšie sa používa pri mosadziach a cínových bronzoch. Mosadze Ms 63 až Ms 90 sa žihajú pri 200 až 300 °C počas 1 h s cieľom zvýšiť odolnosť proti koróznemu praskaniu.

Rekryštalizačné žihanie

Bežné dvojzložkové mosadze sa žihajú väčšinou pri teplote 600 až 700 °C, počas niekoľko minút, ochladzovanie sa realizuje vo vode. Viaczložkové mosadze sa žihajú pri teplote 550 až 650 °C.

Žihanie na mätko

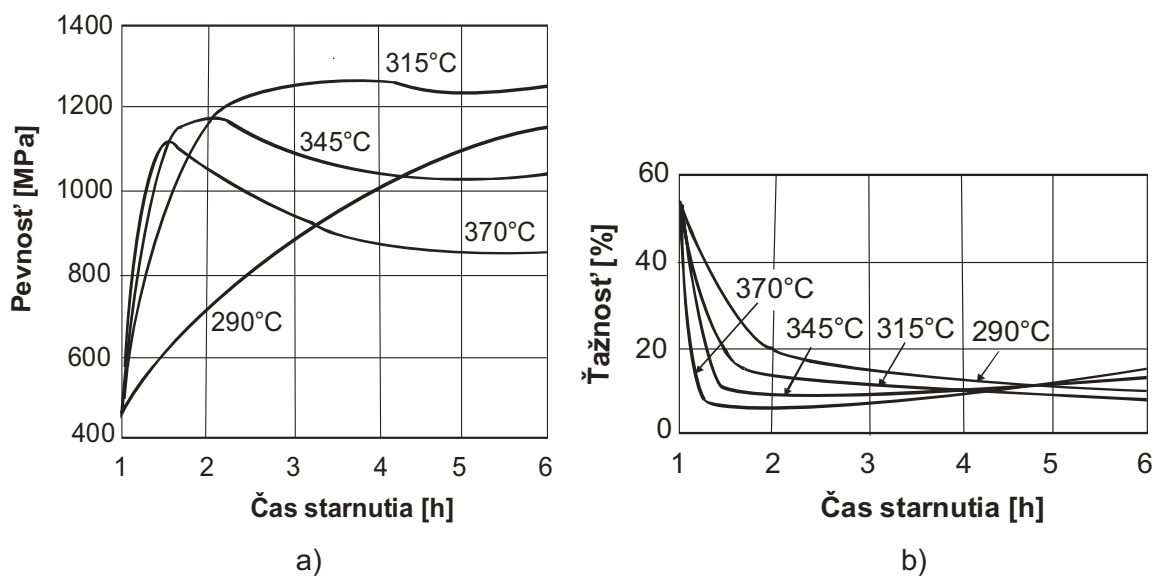
Cínové a hliníkové bronzy sa žihajú pri teplote 650 až 750 °C, pretože vyššia teplota urýchľuje nielen „zmäkčenie“ ale aj homogenizáciu štruktúry. Kadmiové bronzy sa žihajú pri 600 °C, viacložkové niklové bronzy (napr. CuNi30FeMn) pri 780 až 810 °C.

Vytvrdzovanie

Zo zliatin medi sa precipitačne vytvrdzujú beryliové, chromové a nikelkremíkové bronzy. Parametre vytvrdzovania sú uvedené v tab. 6.2. Čas rozpúšťacieho žihania býva približne 1 h. Vplyv teploty starnutia na pevnosť a ťažnosť zliatiny Cu₂Be je dokumentovaná na obr. 6.8.

Tabuľka 6.2. Parametre vytvrdzovania pre vybrané zliatiny medi

Zliatina	Starnutie	T _{RŽ} [°C]/ochl. prostr.	T _{ST} [°C]	t _{ST}
Cu ₂ Be	umelé	750 ÷ 800 / voda	260 ÷ 340	2 h
Cu-Cr-(Sn)-(Ti)	umelé	950 ÷ 1040 / voda	400 ÷ 500	6 h
Cu-Ni-Si	umelé	800 ÷ 850 / voda	450 ÷ 500	2 h



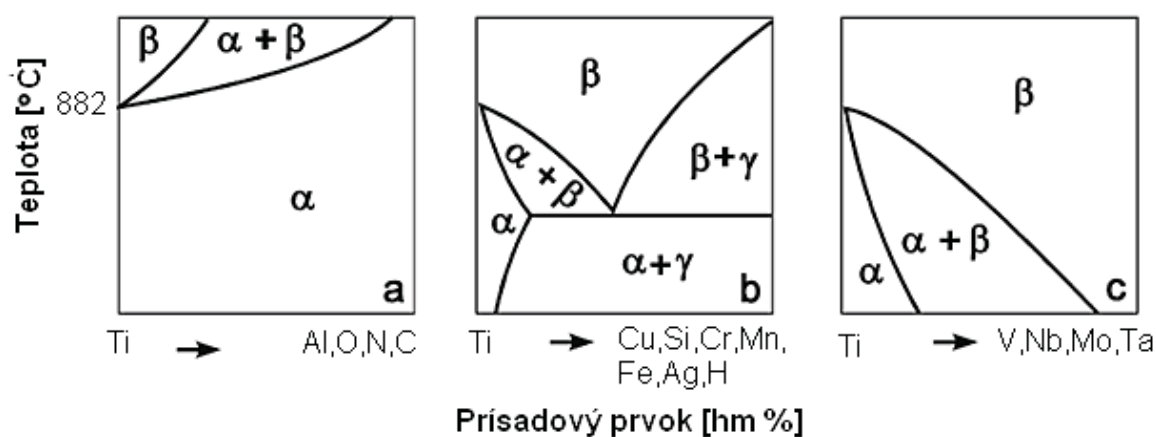
Obr. 6.8. Vplyv teploty starnutia na a) pevnosť b) ťažnosť zliatiny Cu₂Be

Kalenie a popúšťanie

Kalením sa spracovávajú hliníkové bronzы s obsahom 10 až 12 % Al, pri ktorých nastáva eutektoidná premena. Pri kalení je eutektoidná premena potlačená, vzniká ihlicovitá martenzitická fáza (obdobne ako martenzit v oceliach). Najčastejšie sa kalia viaczložkové zliatiny Cu-Al-Fe-Mn pri 900 až 1000 °C, počas 1 h, ochladenie do vody s ďalším popúšťaním pri 400 až 650 °C počas 1 až 2 h na vzduchu.

6.3 Tepelné spracovanie titánu a jeho zliatin

Pri ohreve titánu a jeho zliatin je potrebné zohľadniť jeho vysokú afinitu ku kyslíku, dusíku a vodíku. Na ohrev sa používajú najčastejšie odporové a indukčné elektrotepelné zariadenia pracujúce buď kontaktným spôsobom alebo s kvapalným prenosným prostredím. Tepelné spracovanie titánových zliatin závisí od typu zliatiny. Zliatiny titánu sa rozdeľujú podľa rozpustnosti prísadových prvkov vo fáze α a β a ich stabilizačného vplyvu na tieto fázy, obr. 6.9. Prvky rozširujúce α -fázu sú Al, O, N, C, β -fázu čiastočne rozširujú prvky Cr, Mn, Fe, Ni, Cu, Si, úplné rozšírenie β -fázy spôsobuje V, Mo, Nb, Sn, Ta, Zr.



Obr. 6.9. Vplyv prísadových prvkov na charakter binárneho diagramu Ti zliatin
a) α -stabilizátory, b) čiastočné β -stabilizátory, c) úplné β -stabilizátory

Žihanie

Jednotlivé druhy žihania patria medzi najpoužívanéjšie spôsoby tepelného spracovania titánových zliatin. Žihanie sa aplikuje väčšinou pri teplotách 800°C až 1050°C s následným ochladzovaním na vzduchu alebo vo vode, v niektorých prípadoch aj v peci. Žihanie pri

teplotách 700 až 900 °C (pre α - zliatiny) vedie k vzrastu ťažnosti, lomovej húževnatosti, rozmerovej a teplotnej stability. Zjemnenie zrna možno dosiahnuť iba deformáciou a následnou rekryštalizáciou. Parametre žihania pre vybrané druhy Ti zliatin sú uvedené v tab. 6.3.

Žihanie na odstránenie vnútorných napätí

Proces žihania prebieha v intervale teplôt 450 až 650 °C, čas zotrvania na teplote 1 až 2 h s ďalším pomalým ochladzovaním na vzduchu.

Rekryštalizačné žihanie

Pri čistom titáne sa uskutočňuje pri teplotách nad 500 °C. Pri monofázových zliatinách α alebo β sa teploty rekryštalizačného žihania pohybujú v oblasti 750 až 850 °C. Žihanie vedie k zvýšeniu ťažnosti, lomovej húževnatosti, rozmerovej a teplotnej stability. Pre dvojfázové zliatiny ($\alpha + \beta$) je teplota rekryštalizačného žihania nižšia. Žihacia teplota musí byť pod teplotou premeny ($\alpha + \beta$) $\rightarrow \beta$, pretože pri vyšších teplotách dochádza k rýchlemu hrubnutiu zrna.

Stabilizačné žihanie

Slúži na dosiahnutie štruktúrnej stability, ktorá je dôležitá z hľadiska žiarupevnosti. Stabilizačné žihanie má dva varianty: izotermické žihanie (850 až 950 °C/pec; 500 až 650 °C/vzduch) a dvojité žihanie (duplexné), ktoré má podobný režim ako izotermické žihanie, ale s medziochladením na teplotu okolia. Izotermické žihanie vedie k vyšším plastickým hodnotám, dvojité kalenie k vyšším pevnostným vlastnostiam.

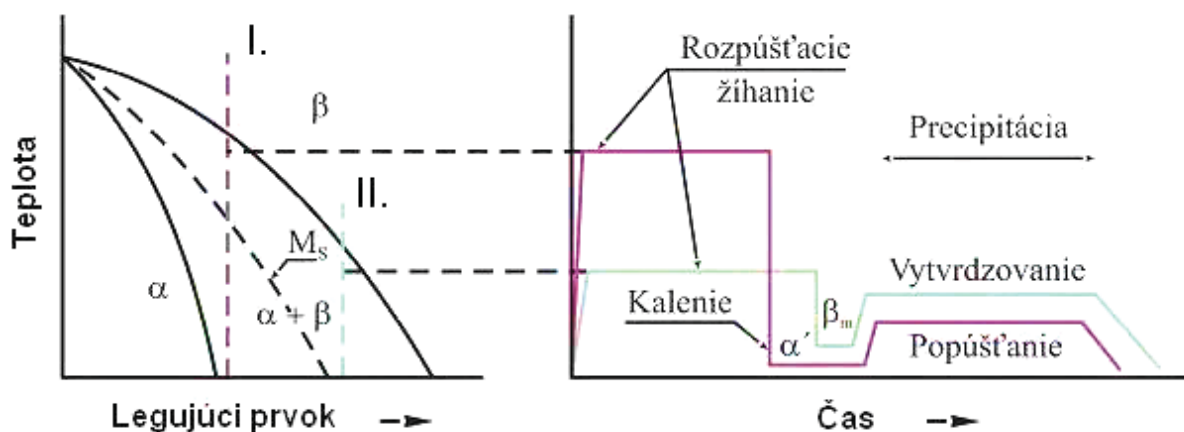
Tabuľka 6.3. Parametre žihania vybraných druhov Ti zliatin

Zliatina	Typ	Žihanie na odstránenie vnútorných pnutí		Rekryštalizačné žihanie		
		Teplota [°C]	Výdrž [h]	Teplota [°C]	Výdrž [h]	chladnutie
Ti6Al2Sn4Zr6Mo	$\alpha+\beta$	595 ÷ 705	½ ÷ 2	—	—	vzduch
Ti6Al4V	$\alpha+\beta$	540 ÷ 650	1	690 ÷ 760	1/2 ÷ 2	vzduch
Ti13V11Cr3Al	β	705 ÷ 730	1/12 ÷ 1/4	705 ÷ 790	1/6 ÷ 1	vzduch
Ti15Mo	β	816	1/6	790 ÷ 980	1	vzduch
Ti5Al2,5Sn	α	540 ÷ 650	¼ ÷ 4	720 ÷ 845	1/6 ÷ 4	vzduch
Ti8Al1Mo1V	α	660 ÷ 705	¼ ÷ 4	790	1 ÷ 8	vzduch

Kalenie a popúšťanie, vytvrdzovanie

Pri zliatinách Ti sa zvýšenie pevnosti realizuje v závislosti od obsahu prísadových prvkov. Pri zliatinách Ti s nižším obsahom prísad zliatina I, obr. 6.10 sa používa kalenie s následným popúšťaním. Zliatiny s vyšším obsahom prísad, zliatina II, obr. 6.10 nie sú vhodné na kalenie, pretože pri ochladzovaní sa nedosiahne prechod cez teplotu M_s . Zmena mechanických vlastností sa dosiahne vytvrdzovaním.

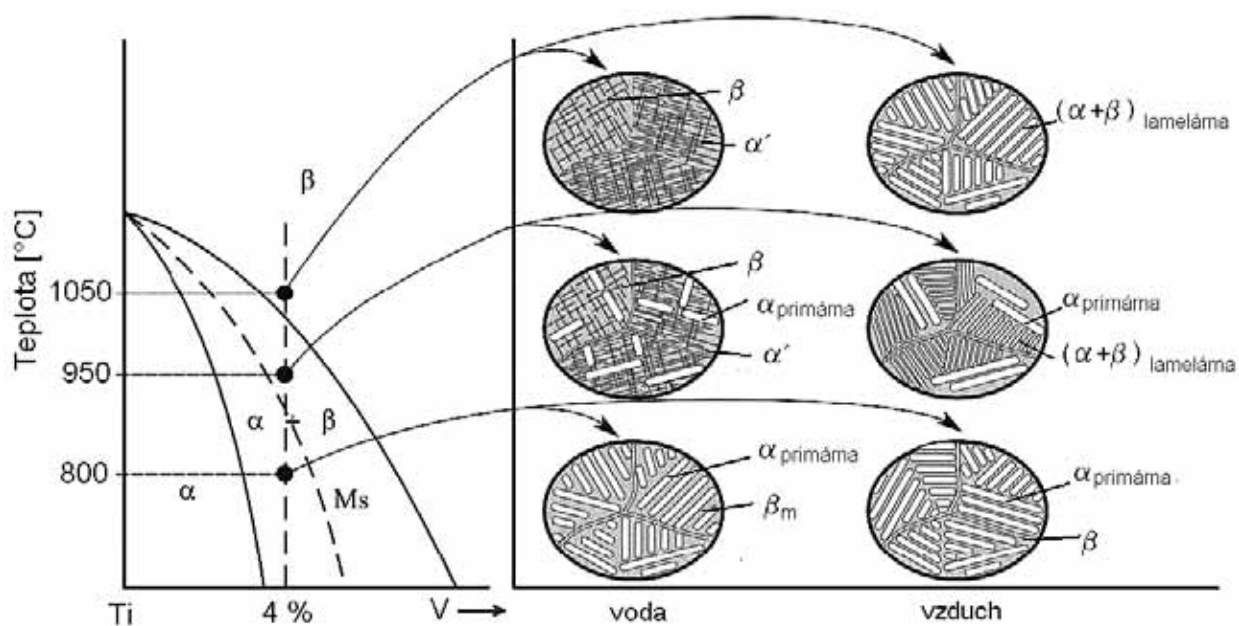
Pri rýchlom ochladzovaní zliatiny I. (z oblasti $\alpha + \beta$) dochádza pri prekročení čiar M_s k bezdifúznej martenzitickej premene $\beta \rightarrow \alpha'$, obr. 6.10. Teploty M_s a M_f sú podobne ako pri oceliach závislé od koncentrácie a druhu prísadových prvkov. Výsledná štruktúra po kalení je tvorená presýteným tuhým roztokom α' a tuhým roztokom β . Pri ochladzovaní Ti zliatiny z oblasti β je štruktúra tvorená martenzitickou fázou α' a fázou β . Kalenie z oblasti β sa neodporúča z dôvodu zvýšenia krehkosti zliatiny.



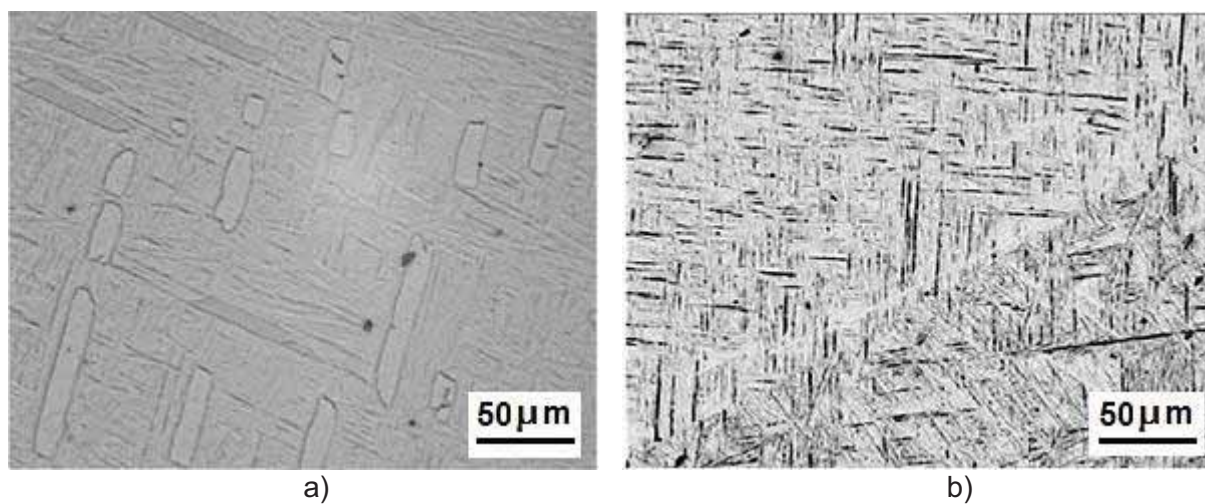
Obr. 6.10. Kalenie, popúšťanie a vytvrdzovanie Ti zliatin

Po kalení nasleduje popúšťanie, pri ktorom sa z presýteného tuhého roztoku α' vylučujú β – precipitáty. Kalenie a popúšťanie sa používa predovšetkým pri dvojfázových ($\alpha + \beta$) zliatinách. Kalenie α -zliatin nemá význam, nakoľko nenastane zvýšenie mechanických vlastností. Vplyv teploty kalenia a ochladzovacieho prostredia na výslednú štruktúru zliatiny Ti6Al4V je schematicky znázornený na obr. 6.11. Reálna štruktúra po kalení je dokumentovaná na obr. 6.12.

Pri rýchlom ochladzovaní zliatiny II. (obr. 6.10) z teploty rozpúšťacieho žihania vzniká presýtený tuhý roztok β_m , z ktorého sa počas starnutia vylučujú α – precipitáty. Vylúčené precipitáty zväčšujú pevnosť a húževnatosť zliatiny. Vytvrdzovaním sa tepelne spracovávajú aj β – zliatiny Ti. Parametre vytvrdzovania pre vybrané druhy Ti zliatin sú uvedené v tab. 6.4.



Obr. 6.11. Schematické znázornenie výslednej štruktúry Ti6Al4V zliatiny v závislosti od teploty kalenia a kaliaceho prostredia



Obr. 6.12. Mikroštruktúra zliatiny Ti6Al4V kalenej pri a) 950 °C/1h/voda, b) 1050 °C/1h/voda

Tabuľka 6.4. Parametre vytvrdzovania pre vybrané druhy Ti zliatin

zliatina	Typ	T_{RŽ} [°C]/ochl. prostr.	t_{RŽ} [h]	T_{ST} [°C]	t_{ST} [h]
Ti6Al2Sn4Zr6Mo	α+β	845 ÷ 890 / vzduch	1	580 ÷ 605	4 ÷ 8
Ti6Al4V	α+β	955 ÷ 970 / voda	1	480 ÷ 595	4 ÷ 8
Ti5Al2Sn2Zr4Mo4Cr	α+β	845 ÷ 870 / vzduch	1	580 ÷ 605	4 ÷ 8
Ti-6al-6V-2Sn	α+β	885 ÷ 910 / voda	1	480 ÷ 595	4 ÷ 8
Ti6Al2Sn2Zr2Mo2Cr0.25Si	α+β	870 ÷ 925 / voda	1	480 ÷ 595	4 ÷ 8
Ti13V11Cr3Al	β	775 ÷ 800 / vzduch	1/4 - 1	425 ÷ 480	4 ÷ 100
Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn	β	690 ÷ 790 / vzduch	1/8 - 1	480 ÷ 595	8 ÷ 32
Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	β	815 ÷ 925 / voda	1	455 ÷ 540	8 ÷ 24
Ti-10V-2Fe-3Al	β	760 ÷ 780 / voda	1	495 ÷ 525	8

Úloha 6.1

Opíšte vplyv rekryštalizačného žihania na štruktúru danej Al zliatiny.

1. Na základe rovnovážneho diagramu danej zliatiny určite jej východiskovú štruktúru.
2. Pripravte metalografický výbrus vzorky, dokumentujte a opíšte štruktúru.
3. Stanovte parametre rekryštalizačného žihania (teplotu, čas, ochladzovacie prostredie).
4. Vykonajte tepelné spracovanie vzorky.
5. Pripravte metalografický výbrus tepelne spracovanej vzorky, dokumentujte a opíšte jej štruktúru.
6. Porovnajte štruktúru vzorky pred a po tepelnom spracovaní, zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

Vzorky a rovnovážne diagramy Al-zliatin, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, svetelný mikroskop, pec na tepelné spracovanie a ochladzovacie prostredie.

Úloha 6.2

Vykonajte tepelné spracovanie Cu zliatiny a vyhodnoťte jej štruktúru.

1. Na základe rovnovážneho diagramu stanovte východiskovú štruktúru vzorky.
2. Pripravte metalografický výbrus vzorky, dokumentujte a opíšte štruktúru.
3. Zmerajte tvrdosť vzorky.
4. Stanovte parametre kalenie a popúšťania (teplotu, čas, ochladzovacie prostredie) a realizujte ho.
5. Zmerajte tvrdosť vzorky po kalení.
6. Vykonajte popustenie kalenej vzorky.
7. Zmerajte tvrdosť vzorky po tepelnom spracovaní.
8. Pripravte metalografický výbrus tepelne spracovanej vzorky, dokumentujte a opíšte jej štruktúru.
9. Porovnajte štruktúru vzorky pred a po tepelnom spracovaní, zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

Vzorky a rovnovážne diagramy Cu – zliatin, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, tvrdomer, svetelný mikroskop, pec na tepelné spracovanie a ochladzovacie prostredie.

Úloha 6.3

Stanovte vplyv rekryštalizačného žihania na štruktúru čistého titánu po rôznych stupňoch plastickej deformácie za studena.

1. Pripravte metalografický výbrus vzoriek v nezdeformovanom stave a v stave po jednotlivých stupňoch deformácie, dokumentujte a opíšte štruktúru.
2. Zmerajte tvrdosť vzoriek pred tepelným spracovaním.
3. Stanovte parametre rekryštalizačného žihania (teplotu, čas, ochladzovacie prostredie) a realizujte ho.
4. Pripravte metalografický výbrus tepelne spracovaných vzoriek, dokumentujte a opíšte ich štruktúru.
5. Zmerajte tvrdosť vzoriek a stanovte veľkosť zrna po tepelnom spracovaní.
6. Popíšte vplyv tepelného spracovania na štruktúru a tvrdosť vzoriek po rôznych stupňoch plastickej deformácie za studena.
7. Zhodnoťte meranie.

Pomôcky:

Vzorky z Ti v stave pred a po deformácii rôznych stupňov, zariadenie na metalografickú prípravu vzoriek, tvrdomer, svetelný mikroskop, pec na tepelné spracovanie a ochladzovacie prostredie.

7 ZARIADENIA PRE TEPELNÉ A CHEMICKO–TEPELNÉ SPRACOVANIE

Proces tepelného spracovania je určený teplotou ohrevu, časom výdrže na teplote a spôsobom ochladzovania, resp. druhom riadenej atmosféry. Celý tento proces pozostáva z niekoľkých stupňov ohrevu a ochladzovania. Pece pre tepelné spracovanie najčastejšie využívajú ako zdroj tepla plynné palivo (napr. metán, propán, zemný plyn) alebo elektrický zdroj s odporovým alebo indukčným ohrevom. Podľa výšky pracovnej teploty rozdeľujeme pece na:

1. *vysokoteplotné* – s pracovnou teplotou až do 1800 °C, používajú sa na kalenie a žihanie najmä vysokolegovaných ocelí
2. *stredoteplotné* – s pracovnou teplotou 600 až 950 °C, používajú sa najmä na žihanie, vysokoteplotné popúšťanie a normalizáciu uhlíkových a nízkolegovaných ocelí
3. *nízkoteplotné* – s pracovnou teplotou do 600 °C, používajú sa najmä na popúšťanie pri nízkych teplotách

Podľa konštrukcie rozdeľujeme pece na:

1. *komorové* – pracovná teplota sa pohybuje v rozmedzí 250 až 1500 °C. Vhodné sú na kalenie, popúšťanie, žihanie na mätko, žihanie na odstránenie napätí po tvárnení a normalizačné žihanie najmä ocelových odliatok, výkovkov, výliskov, nástrojov a profilových tyčí. Okrem toho sa používajú aj na chemicko-tepelné spracovanie, napr. nauhličovanie, chrómovanie, boridovanie. Pre kompletne tepelné spracovanie sú komorové pece doplnené kaliacimi nádržami a mani-pulačným zariadením. Špeciálny prípad je komorová pec s pevným pracovným stolom (nistejou) a pojazdnou časťou pece (obr. 7.1) čo zabezpečuje ľahší prístup k vsádzke, pričom pevná nisteja zaručuje stabilitu vsádzky.
2. *zvonové* (obr. 7.2) – používajú sa na najnáročnejšie postupy žihania vrátane lesklého žihania a chemicko-tepelného spracovania, najmä nitridovania. Sú vhodné na tepelné spracovanie materiálov, ktoré nesmú byť v styku s atmosférou kvôli zabráneniu oxidácie povrchu. Po umiestnení vsádzky do pece nasleduje uzavretie najprv ochranným zvonom, ktorý zabezpečuje tesnenie a potom uzavretie vykurovacím zvonom s izolovanými stenami a vyhrievacími špirálami z vnútornej strany zvonu.
3. *šachtové* – používajú sa najmä na tepelné spracovanie ocelových výkovkov (napr. hriadele, rotory), rozmerných osovo symetrických výrobkov ako sú napr. prstence nádob jadrových reaktorov, ale aj drobných súčiastok a drôtov z ocele a zliatin medi. Pracovná teplota sa pohybuje až do 1100 °C, podľa potreby aj s ochrannou atmosférou. Pec sa skladá z dvojitého valcovitého plášťa, ktorý izoluje priestor šachty. Z vnútornej strany šachty sú

umiestnené vyhrievacie špirály. Vzhľadom na rozmery bývajú tieto zariadenia čiastočne zapustené pod pracovnú podlahu (obr. 7.3).

4. *téglikové* – sú konštrukčne jednoduché a lacné. Téglik je vyrobený zo žiaruvzdorného keramického materiálu. Pece sa používajú na ohrev alebo ochladzovanie materiálov s využitím roztavených solí. Ojedinele sa využívajú na termálne kalenie jednoduchých nástrojov.

5. *tunelové* – používajú sa vo veľkosériovej a hromadnej výrobe na tepelné spracovanie oceľových odliatok a plechov. Ide o priebežné pece, ktoré majú tvar dlhého kanála (tunela) s rovnakými rozmermi po celej dĺžke (obr. 7.4). Vsádzka je uložená na vozíky pomocou ktorých prechádza jednotlivými pásmami pece.

6. *vozové* – pracovná teplota sa pohybuje v rozsahu 250 až 1250 °C. Používajú sa najmä na rekryštalizačné a normalizačné žihanie, žihanie na odstránenie vnútorných napätí, kalenie a popúšťanie odliatok. Na ohrev materiálu sa používa elektrický odporový ohrev, zriedkavo plynový ohrev. Drobné súčiastky sa ukladajú na rošty alebo do košov, rozmernejšie súčiastky na podložky umiestnené na žihacích vozoch (obr. 7.5).

6. *karuselové* – používajú sa najmä na kalenie ozubených kolies, krúžkov. Majú kruhový pracovný stôl s nistejou umiestnenej na podvozku, ktorý sa pohybuje po kruhových koľajniciach (obr. 7.6). Otočná nisteja zabezpečuje rovnomerný ohrev celej súčiastky.

7. *krokové* – konštrukcia zariadenia je založená na krokovom mechanizme s obojstranným ohrevom materiálu s vysokou homogenitou teplotného poľa po celom priereze pece a rovnomerne rozloženou teplotou vo vsádzke (obr. 7.7).

8. *valčekové* (obr. 7.8) – používajú sa na žihanie profilov, rúr, tyčí, výkovkov, plechov, drôtov s použitím ochrannej atmosféry. Pece bývajú dlhé 5 až 100 m pričom teplota pece je rovnaká po celej jej dĺžke alebo je pec rozdelená do jednotlivých pásiem s rôznymi teplotami. Valčekový dopravný systém je dimenzovaný pre teploty až do 1450 °C. Často sú využívané na lesklé žihanie rúrok z austenitických a duplexných ocelí určených pre výrobu podmorských rúrkových systémov používaných pri ťažbe ropy z morského dna.

Pri tepelnom a chemicko-tepelnom spracovaní sa v súčasnosti dostáva do popredia používanie vákuových pecí, obr. 7.9. Tieto zariadenia poskytujú výhody ako napr. reprodukovateľnosť a možnosť automatizácie procesu, ekologickosť, menšie deformácie a lesklý povrch súčiastok, vysokú hospodárnosť a pod. Na ohrev vsádzky sa používajú grafitové telesá, vonkajší plášť pece je chladený vodou (tzv. studená stena). Ochladzovanie (kalenie) materiálu sa realizuje pretlakom plynu 0,6 až 2 MPa, najčastejšie dusíkom, pretože hélium a argón sú finančne náročnejšie. Takto kalené súčiastky nie je potrebné odmasťovať. Vo vákuových peciach sa najčastejšie kalia nástrojové materiály. Pri chemicko-tepelnom spracovaní sa vákuum využíva pri procesoch nauhličovania, pri iónovej nitridácii a mikropulznej plazme.



Obr. 7.1. Komorová žihacia pec



Obr. 7.2. Zvonová žihacia pec



Obr. 7.3. Šachtová pec



Obr. 7.4. Tunelová pec



Obr. 7.5. Vozová žihacia pec



Obr. 7.6. Karuselová pec



Obr. 7.7. Kroková pec



Obr. 7.8. Valčková pec



Obr. 7.9. Vákuová pec

LITERATÚRA

- [1] ASKELAND, R., FULAY, P., WRIGHT, W.: *The science and engineering of materials*. 6th ed. Stamford : CT Cengage Learning, 2011. ISBN 978-1-4899-2859-5
- [2] BERTA, I., BRUSILOVÁ, A., GÁBRIŠOVÁ, Z., ŠVEC, P.: *Náuka o materiáli. Návod na cvičenia*. 1. vyd. Bratislava :STU, 2007. ISBN 978-80-227-2745-7
- [3] J. BOSSLET, J., KREUTZ, M.:“*TUFFTRIDE®/QPQ®-Process*”, promotional material available online: http://www.durferrit.com/media/pdf/Tenifer_QPQ_eng.pdf
- [4] CALLISTER W.: *Materials Science and Engineering*. New Jersey: John Wiley Inc., 2003.
- [5] FÜRBACHER, I., MACEK, K., STEIDL, J. A KOL.: *Lexikon technických materiálov se zahraničními ekvivalenty*. Svazek 1 a 4. Praha: Verlag Dashöfer, 2000. ISBN 80-86229-02-5.
- [6] HAZLINGER, M., MORAVČÍK, R.: *Chemicko-tepelné spracovanie materiálov*. Bratislava: STU, 2013. ISBN 978-80-227-3924-5
- [7] HÍREŠ O.: *Fyzikálna metalurgia ocelí a ich tepelné spracovanie*, 2007.
- [8] IŽDINSKÁ, Z., SEJČ, P., ŠVEC, P.: *Náuka o materiáli II. Návod na cvičenia*. Bratislava : STU, 1998. ISBN 80-227-1050-4
- [9] JECH, J.: *Tepelné spracování ocelí. Metalografická příručka*. Praha : SNTL Alfa, 1983.
- [10] KRAUS, V.: *Tepelné spracování a slinování*. Západočeská univerzita, Plzeň, 2013. Dostupné na internete <[https:// docplayer .cz / 18081046 –Tepelne - zpracovani-a-slinovani - prednasky.html](https://docplayer.cz/18081046-Tepelne-zpracovani-a-slinovani-prednasky.html)>
- [11] MIHALIKOVÁ M.: *Štruktúra a vlastnosti materiálov*, Košice: TU Košice, 2014. ISBN 978-80-553-1641-3
- [12] MRÓWKA-NOWOTNIK, G.: Intermetallic Phases Examination in Cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 Aluminium Alloys in As-Cast and T6 Condition. *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, Prof. Zaki Ahmad (Ed.), 2011. ISBN 978-953-307-734-5516p
- [13] PINKE, P., RÉGER, M.: Heat treatment of the casted Ti6Al4V titanium alloy. Dostupné na internete < [https :/ www. mtf. stuba.sk / buxus/ docs / internetovycasopis /2005 /mimorc/ pinke.pdf](https://www.mtf.stuba.sk/buxus/docs/internetovycasopis/2005/mimorc/pinke.pdf)>
- [14] PLUHAR, J.: *Nauka o materiálech*. Praha : SNTL Alfa, 1989.
- [15] PULC, V., GONDÁR, E., ŠVEC, P., HORŇÁČEK, L., MARTINKOVIČOVÁ, F.: Preverenie kvality bezbárového cementačného prášku. Zmluva o dielo č. 111/95, Bratislava, 1996.
- [16] PULC, V., HRNČIAR, V., GONDÁR, E.: *Náuka o materiáli*, Bratislava : STU, 2004. ISBN 80-227-2098-4

- [17] SKOČOVSKÝ, P., MATEJKA, M.: *Mikroštruktúra liatin. Metalografická príručka*, Trenčín : Fompex Trenčín – ES VŠDS, 1994.
- [18] SKOČOVSKÝ, P., PODRÁBSKÝ, T.: *Grafitické liatiny*. Žilina: EDIS ŽU, 2005. ISBN: 80-8070-390- 6
- [19] ŠVEC, P.: *Konštrukčné materiály*. Bratislava : STU, 2010. ISBN 978-80-227-3386-1
- [20] TOTTEN G.: *Steel Heat Treatment*, Taylor & Francis Group., 2006, ISBN 9780849384554
- [21] VÁŇOVÁ, I.: *Základy tepelného zpracování*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2011. Dostupné na internete:
< [http:// www. fmfi. vsb/export/sites/fmfi/cs/studium-a-vyuka / studijni opory / 636 - Vanova_ZTZ.pdf](http://www.fmfi.vsb/export/sites/fmfi/cs/studium-a-vyuka/studijni_opory/636-Vanova_ZTZ.pdf)>
- [22] STN EN ISO 642
- [23] Materiálové listy ocelí. Výrobný program. Vlastnosti a použitie. Praha, 1980

OBSAH

ÚVOD	3
1 TEORETICKÉ ZÁKLADY TEPELNÉHO SPRACOVANIA OCELÍ	5
1.1 Austenitizácia	5
1.2 Rozpadové diagramy austenitu	6
1.2.1 Štruktúrne zmeny pri rozpade austenitu	7
1.2.2 Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA)	12
1.2.3 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA)	14
1.2.4 Vplyv množstva uhlíka a prísadových prvkov na tvar IRA/ARA diagramov	15
2 TEPELNÉ SPRACOVANIE OCELÍ	21
2.1 Žihanie	24
2.1.1 Žihanie bez prekryštalizácie	25
2.1.2 Žihanie s prekryštalizáciou	29
2.2 Kalenie	32
2.2.1 Kaliace prostredia	35
2.2.2 Spôsoby kalenia	38
2.2.3 Povrchové kalenie	42
2.3 Popúšťanie	46
3 PREKALITEĽNOSŤ OCELÍ	52
3.1 Skúšky prekaliteľnosti	53
3.1.1 Priečna skúška prekaliteľnosti (Grossmanova)	54
3.1.2 Jominyho čelná skúška prekaliteľnosti	56
3.1.3 Klinová skúška prekaliteľnosti	64
3.2 Faktory vplyvajúce na prekaliteľnosť	66
4 CHEMICKO-TEPELNÉ SPRACOVANIE OCELÍ	76
4.1 Nauhličovanie	76
4.1.1 Nauhličovacie prostredie	77
4.1.2 Teplota a čas nauhličovania	80
4.1.3 Charakteristiky nauhličenej vrstvy	81
4.1.4 Tepelné spracovanie po nauhličení	84
4.2 Nitridovanie	85
4.3 Karbonitridácia	88
4.4 Nitrokarbonizácia	89
5 TEPELNÉ SPRACOVANIE LIATIN	96
5.1 Tepelné spracovanie bielych liatin	96
5.2 Tepelné spracovanie grafitických liatin	101

6	TEPELNÉ SPRACOVANIE NEŽELEZNÝCH KOVOV	107
6.1	Tepelné spracovanie hliníka, horčíka a ich zliatin.....	107
6.2	Tepelné spracovanie medi a jej zliatin.....	115
6.3	Tepelné spracovanie titánu a jeho zliatin	117
7	ZARIADENIA PRE TEPELNÉ A CHEMICKO-TEPELNÉ SPRACOVANIE	124
	LITERATÚRA.....	131

Ing. Zuzana Gábrišová, PhD., Ing. Alena Brusilová, PhD.

TEPELNÉ SPRACOVANIE
Návody na cvičenia

Vydala Slovenská technická univerzita v Bratislave vo Vydavateľstve SPEKTRUM STU,
Bratislava, Vazovova 5, v roku 2019.

Edícia skrípt

Rozsah 134 strán, 117 obrázkov, 7 tabuliek, 10,169 AH, 10,388 VH, 1. vydanie,
edičné číslo 6007.

85 – 203 – 2019

ISBN 978-80-227-4894-0