



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIAL SCIENCE AND ENGINEERING

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ RUČNÍCH UTAHOVACÍCH NÁSTROJŮ

HEAT TREATMENT OF HAND TIGHTENING TOOLS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

MARTIN GREGOR

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. PAVEL DOLEŽAL, Ph.D.

BRNO 2012

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství
Akademický rok: 2011/2012

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Martin Gregor

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

obor: **Materiálové inženýrství (3911R011)**

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

Tepelné zpracování ručních utahovacích nástrojů

v anglickém jazyce:

Heat treatment of hand tightening tools

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Analýza procesu výroby ručních utahovacích nástrojů se zaměřením na technologii tepelného zpracování. Popis moderních technologií a postupů tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů. Z teroretického hlediska bude pozornost zaměřena na nástrojové oceli, jejich mechanické a technologické vlastnosti a tepelné zpracování. Praktická část bude zpracována ve spolupráci s firmou Wera Werk s.r.o., která se zabývá výrobou a odbytem ručního utahovacího nářadí jako jsou šroubováky, úhlové klíče, zástrčné klíče, bity a momentové nářadí. Pozornost bude věnována především tepelnému zpracování ručních utahovacích nástrojů, hodnocení mikrostruktury a mechanických vlastností, příp. optimalizaci postupu tepelného zpracování.

Cíle bakalářské práce:

Literární rozbor problematiky ocelí pro ruční nástroje a nářadí a jejich tepelného zpracování. Popis moderních technologií v oblasti technologie tepelného zpracování. Hodnocení postupu tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů z hlediska dosažené mikrostruktury a mechanických vlastností. Návrh optimalizace postupu tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů.

Seznam odborné literatury:

- [1] HUMÁR, A. Materiály pro řezné nástroje. 1. vyd. Praha, MM publishing, 2008, 235 s. ISBN 978-80-254-2250-2.
- [2] FREMUNT, P., KREJČÍK, J., PODRÁBSKÝ, T. Nástrojové oceli. 1. vyd. Brno, Dům techniky Brno, 1994, 229 s.
- [3] JECH, J. Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka. SNTL, 1983, 391 s.
- [4] SHARMA, R. C. Principles of Heat Treatment of Steel, New Age International (P) Ltd., Publishers, 2003. ISBN 81-224-0869-9
- [5] TOTTEN, G. E. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, CRC Press, 2006. ISBN 0-8493-8452-4.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2011/2012.

V Brně, dne 23.3.2012

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá problematikou tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů. Literární rozbor je zaměřen na principy tepelného zpracování jako je žíhání, austenitizace, kalení a popouštění. Pozornost je dále soustředěna na nekonvenční technologie tepelného zpracování s využitím vakua a pecních atmosfér na bázi dusíku. Rozbor dělení a tepelného zpracování nástrojových ocelí je dalším předmětem literární rešerše. V experimentální části je uvedeno strojní vybavení a technologický postup zpracování polotovaru ve společnosti Wera Werk s.r.o., která se již více než 50 let zabývá výrobou, odbytem a inovací ručních utahovacích nástrojů. Následuje zpracování experimentálního materiálu se zaměřením na tepelné zpracování a indikaci mechanických vlastností při laboratorních zkouškách. Na základě naměřených a statisticky zpracovaných hodnot mechanických veličin je vypracován návrh optimalizace postupu tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů ve společnosti Wera Werk.

ABSTRACT

Bachelor's thesis deals with problems of heat treatment of hand tightening tools. Literary analysis is focused on the principles of heat treatment such as annealing, austenitizing, quenching and tempering. Attention is also focused on unconventional heat treatment technology using vacuum and furnace atmospheres based on nitrogen. Analysis of dividing and heat treatment of tool steels is another subject of literary research. In the experimental part are machinery and technological progress of the stock in the company Wera Werk s.r.o., which has more than 50 years engaged in the manufacture, sales and innovation of hand tightening tools. Following processing of the experimental material with a focus on heat treatment and mechanical properties indicate in laboratory tests. Based on the measured and statistically processed values of mechanical quantities is developed design optimization process of heat treatment of hand tightening tools of Wera Werk.

KLÍČOVÁ SLOVA

Tepelné zpracování, ruční utahovací nástroje, nekonvenční postupy tepelného zpracování

KEYWORDS

Heat treatment, hand tightening tools, unconventional heat treatment procedures

GREGOR, M. *Tepelné zpracování ručních utahovacích nástrojů*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 65 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Pavel Doležal, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem správně a úplně citoval. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně 12.5.2012

Martin Gregor

PODĚKOVÁNÍ

Tímto děkuji vedoucímu bakalářské práce, Ing. Pavlu Doležalovi, Ph.D., za svědomité a trpělivé vedení s řadou cenných rad a připomínek. Dále děkuji vedoucímu provozu ve společnosti Wera Werk s.r.o., Ing. Radku Filipovi, za ochotný přístup, odborné připomínky a poskytnutí potřebných informací. Poděkování patří také personálu laboratoře a kalírny za vstřícný přístup a mnohočetnou pomoc při provádění experimentu, a také rodině za všestrannou podporu při studiu.

OBSAH

1. ÚVOD	1
2. CÍLE PRÁCE	2
3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY	3
3.1 POSTUPY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ	3
3.1.1 Žihání	3
3.1.2 Austenitizace	4
3.1.3 Kalení	4
3.1.4 Popouštění	10
3.1.5 Tepelné zpracování ve vakuu	11
3.2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ	14
3.2.1 Rozdělení nástrojových ocelí	14
3.2.2 Postup tepelného zpracování nástrojových ocelí	15
3.2.3 Strukturní složky nástrojových ocelí	17
3.2.4 Vliv tepelného zpracování na výsledné vlastnosti nástrojových ocelí	18
4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	19
4.1 VÝROBA RUČNÍCH UTAHOVACÍCH NÁSTROJŮ VE SPOLEČNOSTI WERA WERK S.R.O.	19
4.1.1 Postup výroby ručních utahovacích nástrojů	19
4.1.2 Tepelné zpracování ručních utahovacích nástrojů	21
4.1.3 Laboratorní zkoušky	23
4.2 ZÁKLADNÍ MATERIÁL	24
4.3 POSTUP ZPRACOVÁNÍ EXPERIMENTÁLNÍHO MATERIÁLU	25
4.3.1 Experimentální materiál	25
4.3.2 Metodika a použitá experimentální zařízení	30
4.4 VÝSLEDKY EXPERIMENTU	31
4.4.1 Tepelné zpracování bitů	31
4.4.2 Tepelné zpracování imbusových klíčů	45
5. DISKUZE VÝSLEDKŮ	58
6. ZÁVĚRY	61
7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	63
8. POUŽITÁ LITERATURA	64

1. ÚVOD

V technické praxi nalézá rozsáhlé využití celá řada ocelí odlišných svými parametry. Nezanedbatelnou část těchto materiálů tvoří nástrojové oceli. Rozmanitost chemického složení, které přímo souvisí s možnostmi tepelného zpracování a výslednými vlastnostmi, umožňuje aplikaci těchto ocelí pro výrobu nástrojů používaných ve velkém množství průmyslových odvětví.

Cílené kvalitě a výkonu nástroje musejí odpovídat dílčí postupy jeho výroby již od primární metalurgie oceli. Z tohoto hlediska je nejvýznamnější technologie zhotovení požadovaného tvaru a tepelné zpracování. Důležité nejsou pouze výsledné vlastnosti nástroje, ale také vlastnosti, kterými disponuje v průběhu výroby. Změny mechanických a deformačních charakteristik, související se změnou stavu struktury, zajišťuje vhodně zvolený proces tepelného zpracování. Finální úpravou nástrojových ocelí bývá kalení a následné popouštění [1].

Vedle konvenčních metod tepelného zpracování bývají pro své výhody stále častěji aplikovány nekonvenční technologie využívající vakua a inertních plynů. Přínosem je kombinace ekonomicky výhodného provozu šetrného k životnímu prostředí a použití agregátů bez tendence chemického ovlivnění povrchu materiálu. Využití těchto čistých technologií často souvisí s vysokolegovanými nástrojovými ocelemi, které se vyznačují relativně vysokými požadavky na výsledný strukturní stav. Typickým představitelem je nástrojová rychlořezná ocel, jejíž aplikace vyžaduje sloučení významných mechanických, technologických a deformačních vlastností [2].

2. CÍLE PRÁCE

Cílem literární rešerše je rozbor postupů tepelného zpracování z hlediska jejich principu, uplatnění, morfologie a vlastností dosažené struktury. Pozornost bude dále věnována nekonvenčním technologiím tepelného zpracování se zaměřením na agregáty, které zajišťují ohřev a ochlazení vsázky. Zmíněny budou také výhody dusíkatých atmosfér a vakua oproti agregátům využívaným při konvenčních postupech tepelného zpracování. Dále bude proveden rozbor členění a tepelného zpracování nástrojových ocelí v souvislosti s dosaženou mikrostrukturou a jejími vlastnostmi.

Experimentální část, vytvořená ve spolupráci s pobočkou firmy Wera Werk s.r.o., se bude zabývat postupem výroby ručních utahovacích nástrojů, zejména bitů. Z hlediska postupu výroby bude pozornost zaměřena především na tepelné zpracování, laboratorní zkoušky pro indikaci mechanických vlastností a strojní vybavení společnosti Wera Werk. Experiment bude zahrnovat tři dílčí postupy (příprava vsázky, tepelné zpracování a odběr vzorků) s následnou indikací mechanických vlastností a statistickým zpracováním naměřených hodnot. Ze získaných výsledků bude vyvozen návrh optimalizace postupu tepelného zpracování ručních utahovacích nástrojů pro zajištění ekonomičtější výroby ve společnosti Wera Werk. Také bude vyhodnocena mikrostruktura experimentálního materiálu ve stavu polotovaru a po kalení a popuštění s využitím světelné mikroskopie.

3. LITERÁRNÍ PŘEHLED PROBLEMATIKY

3.1 POSTUPY TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ

3.1.1 Žihání

Žihání je proces tepelného zpracování tvořený ohřevem, dlouhou výdrží na teplotě a pomalým ochlazením vsázky. Existují dva základní typy žihání a to s překrystalizací a bez překrystalizace. První způsob lze uplatnit pouze u slitin, které se vyznačují alotropickou přeměnou krystalografické mřížky. Protože dosahovaná teplota přesahuje teplotu A_{c1} (A_{c3} , A_{cm}), původní feriticko-cementická struktura transformuje na austenit a při ochlazování zpět na strukturu feriticko-cementickou. Dosahované změny struktury, tedy i mechanických vlastností, jsou významné (zjemnění zrna, homogenizace chemického složení a další). Druhý typ žihání, žihání bez překrystalizace, je možné aplikovat pro všechny kovy, protože dosahované teploty se pohybují pod teplotou A_{c1} a tedy polymorfie není podstatná. Dosahovanými změnami může být odstranění vnitřní napjatosti, obnova deformovaného zrna, změna tvaru některých fází a další. Žiháním se zvyšuje rovnováha termodynamické soustavy a uplatňuje se například po tváření (kování, válcování a další). Z hlediska tepelného zpracování nástrojových ocelí jsou nejvýznamnějšími žihání na měkko a normalizační žihání [4, 5].

Žihání na měkko

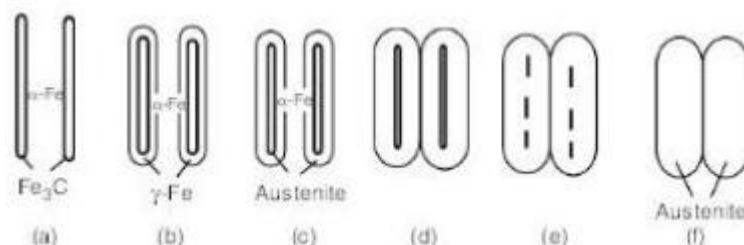
Žihání na měkko je proces tepelného zpracování bez překrystalizace vedoucí k získání globulární morfologie perlitického a sekundárního cementitu. Struktura obsahující tyto karbidy v podobě lamel má vyšší tvrdost a horší obrobitelnost, a proto je tento druh žihání aplikován před třískovým obráběním. Sbalování lamel cementitu do globulí je dlouhý proces, který je možné urychlit předešlým tvářením součástky za studena a ohřevem mírně nad teplotu A_{c1} . Vzniklá kulovitá morfologie se nemusí týkat veškerého množství cementitu ve struktuře. To je dáno poměrem sferoidizovaného a celkového množství cementitu, který může nabývat hodnoty nejvýše rovno jedné. Problém nastává při austenitizaci součástky, kdy kulovitý tvar cementitu znesnadňuje jeho rozpouštění. Poměr sferoidizovaného a celkového množství cementitu se proto volí tak, aby bylo dosaženo dobře obrobitelné struktury, která zároveň nebude vyžadovat příliš dlouhou prodlevu na kalici teplotě, popřípadě zvýšení této teploty [1, 4].

Normalizační žihání

Proces normalizačního žihání, při kterém je využito alotropické přeměny mřížky materiálu, vede především ke zjemnění tvářením zdeformovaného zrna matrice a zrovnoměrnění struktury za teploty vyšší než je teplota A_{c3} , respektive A_{cm} , nebo A_{c1} . Zmenšení střední velikosti zrna má za následek zvětšení plochy hranice zrna a tvorbu většího prostoru pro rozptýlené částice nečistot. Z toho plyne nárůst mechanických vlastností a deformačních charakteristik součástky. Normalizační žihání se s výhodou uplatňuje u legovaných ocelí, které obsahují karbidické částice. Nejen, že dojde ke zjemnění zrna matrice, ale také se docílí zmenšení těchto částic, nárůstu jejich množství a zrovnoměrnění jejich rozložení ve struktuře. Tyto změny rovněž vedou ke zlepšení mechanických vlastností, a protože je struktura s jemnými karbidy snázejí třískově obrobitelná, tak také obrobitelnosti. Normalizační žihání nemusí být prováděno u součástek žihaných na měkko [1, 6].

3.1.2 Austenitizace

Austenitizace je čistě difúzní pochod, při kterém probíhá přeměna původní feriticko-cementické struktury na austenit a je základem pro všechny přeměny s přechlazením. Důležitý je stav výchozí struktury, který ovlivňuje rychlost a výslednou teplotu austenitizace. U eutektoidní oceli nastává při teplotě Ac_1 nukleace zárodků austenitu na rozhraní mezi feritem a lamelami cementitu. Intenzivněji pak roste přeměnou krystalografické mřížky do feritu, který je svojí koncentrací uhlíku austenitu blíže než cementit. V počátku transformace se kolem rozpadajících cementických útvarů vytvoří oblast austenitu obohacující se o uhlík na úkor zmenšování cementických částic až do jejich úplného zániku. Austenit vznikající z feritu se vyznačuje menší koncentrací uhlíku než austenit vzniklý rozpadem cementitu a to je důvod existence chemické heterogenity. Po delší době výdrže na kalici teplotě se koncentrace uhlíku difúzně vyrovná a proces končí tvorbou homogenního austenitu. Celý proces je schematicky znázorněn na obr. 3.1. Bylo experimentálně zjištěno, že transformace feritu končí dříve než transformace cementitu. Při ohřevu podeutektoidní oceli se po dosažení teploty Ac_1 přemění veškerý perlit na austenit a s růstem teploty je umožněna také transformace feritu. Po překročení teploty Ac_3 vzniká struktura tvořená pouze austenitem. Výjimečně se u dvoufázových ocelí provádí ohřev pouze do oblasti teplot Ac_1 až Ac_3 pro dosažení struktury, která je tvořena austenitem a částečně rozpuštěným feritem. Nadeutektoidních ocelí tvořeny za pokojové teploty perlitem a sekundárním cementitem jsou v oblasti teplot Ac_1 až A_{cm} složeny z austenitu koexistujícího se sekundárním cementitem. Rovnováha těchto fází nastává po dosažení teploty A_{cm} a s rostoucí teplotou probíhá rozpouštění cementitu v austenitu. S postupujícím časem se difúzně vyrovnává koncentrace uhlíku až do získání homogenního austenitu. Proces probíhající za teploty Ac_1 je stejný jako u ohřevu podeutektoidní oceli. Významným faktorem je rychlost ohřevu, s jejíž rostoucí velikostí bude růst teplota transformace. Také velikost zrna výchozí struktury významně ovlivňuje dobu austenitizace. Čím bude výchozí struktura více homogenní a jemnozrnná, tím bude proces austenitizace rychleji ukončen v důsledku kratších difúzních drah. [1, 7, 8].



Obr. 3.1 Transformace perlitu na austenit při ohřevu nelegované eutektoidní oceli s 0,8% C [13] Austenite - Austenit

3.1.3 Kalení

Kalení je postup tepelného zpracování, který začíná ohřevem součástky do oblasti austenitu (u podeutektoidní oceli 30-50°C nad teplotu Ac_3 , u nadeutektoidní oceli 30-50°C nad teplotu Ac_1 , ocel s obsahem stabilních karbidů vyžaduje i mnohem vyšší teplotu ohřevu než předešlé), následuje výdrž na teplotě pro získání homogenního austenitu a prudké ochlazení. Výsledná struktura je buď martenzit, nebo bainit. Více či méně nerovnovážná kalená struktura se vyznačuje zvýšenou tvrdostí a pevností [9].

Zakalitelnost

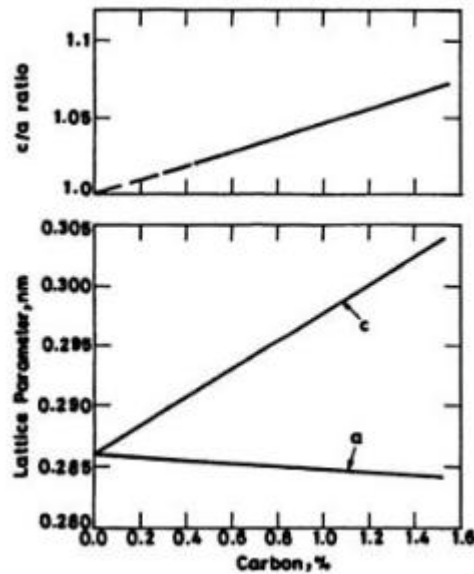
Zakalitelnost je maximální tvrdost, které může materiál dosáhnout kalením. Závisí především na množství uhlíku, který se rozpustí ve struktuře při austenitizaci. Čím větší bude množství uhlíku, tím větší bude výsledná tvrdost. S rostoucí zakalitelností roste odolnost nástroje vůči opotřebením a zvýší se tím i jeho trvanlivost [6].

Prokalitelnost

Tato vlastnost vyjadřuje schopnost materiálu získat požadovanou (předepsanou) tvrdost do co největší hloubky směrem k jádru součástky. Dobrá prokalitelnost je předností zejména vysokolegovaných ocelí, které se vyznačují výrazným posunem křivek počátků fázových přeměn v ARA diagramu směrem doprava [6].

Martenzitické kalení

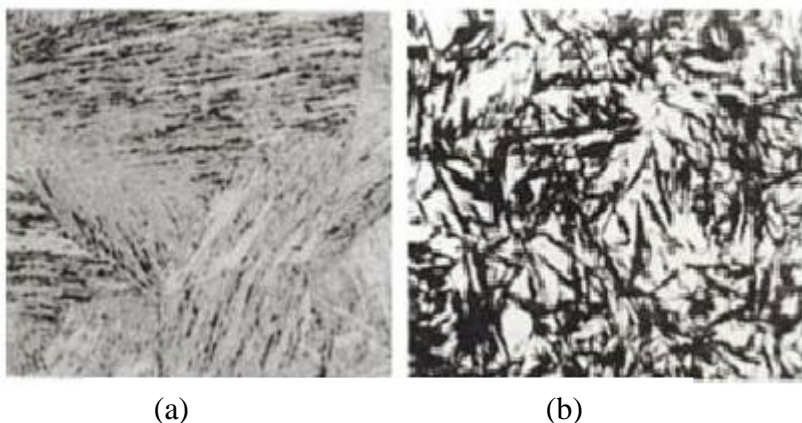
Pokud bude součástka z oblasti austenitu ochlazována rychlostí vyšší, než je rychlost kritická, dojde k úplnému potlačení difuze a to jak intersticiálně, tak substitučně obsažených atomů. Bezdifuze zapříčiní hromadný koordinovaný pohyb atomů o vzdálenost, která je pouhým zlomkem parametru krystalografické mřížky. Tento proces změny konfigurace atomů se nazývá smykový mechanismus a uplatňuje se při martenzitické přeměně mezi teplotami M_s a M_f (martenzit start a martenzit finiš). Tak jako u všech fázových přeměn s přechlazením, i u martenzitické přeměny prodělá výchozí kubická plošně středěná mřížka austenitu (FCC) alotropickou přeměnu na mřížku feritu, tedy na kubickou prostorově středěnou mřížku (BCC), která má daleko menší schopnost rozpouštět přísadu (C) v tuhém stavu. Protože při transformaci krystalografické mřížky není v důsledku potlačení difuze čas na vyloučení uhlíku po hranici zrna feritu, vzniká silně přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α , který se nazývá martenzit. To je také důvod stejného chemického složení výchozí a konečné fáze. Přeměna austenitu na martenzit je narozdíl od ostatních přeměn s přechlazením funkcí pouze teploty a nikoli času, protože přeměna nastává prakticky okamžitě (rychlost zvuku) a čas je tedy zanedbatelný. Zárodky nové fáze vznikají na hranici austenitického zrna jako výsledek interakce mezi dislokacemi, nebo jinými materiálovými poruchami. Každý zárodek roste, dokud se nezastaví o hranici zrna, nebo jiný, již existující, martenzitický útvar. Při přesycení dochází k protahování BCC mřížky, která je jediné takto schopna přijmout všechny atomy uhlíku. Výslednou mřížkou je mřížka tetragonální prostorově centrovaná (BCT), která se vyznačuje poměrem protažené a nezměněné strany mřížky (tetragonalita) a je značně elasticky deformovaná a nerovnovážná. Čím větší množství uhlíku je rozpuštěno při austenitizaci, tím více je možné výslednou strukturu přesytit a dosáhnout vyšší tetragonality ($t=1\div 1,1$) (obr. 3.2). Elastická deformace, která je homogenní, se v makroskopickém měřítku projevuje nárůstem objemu součástky a vznikem reliéfu na původně rovném povrchu. Okolí vznikajícího martenzitu vytváří jako odezvu na rostoucí objem této fáze napětí, které vede k její nehomogenní plastické deformaci. Ta vzniká buď skluzem dislokací, nebo dvojčatením, čímž se vytváří vnitřní substruktura [9, 10].



Obr. 3.2 Parametry mřížky a poměr c/a martenzitu ve slitinách Fe – C jako funkce koncentrace uhlíku [10] Lattice parameter – Parametr mřížky, c/a ratio – poměr c/a, Carbon - Uhlík

Morfologie martenzitu

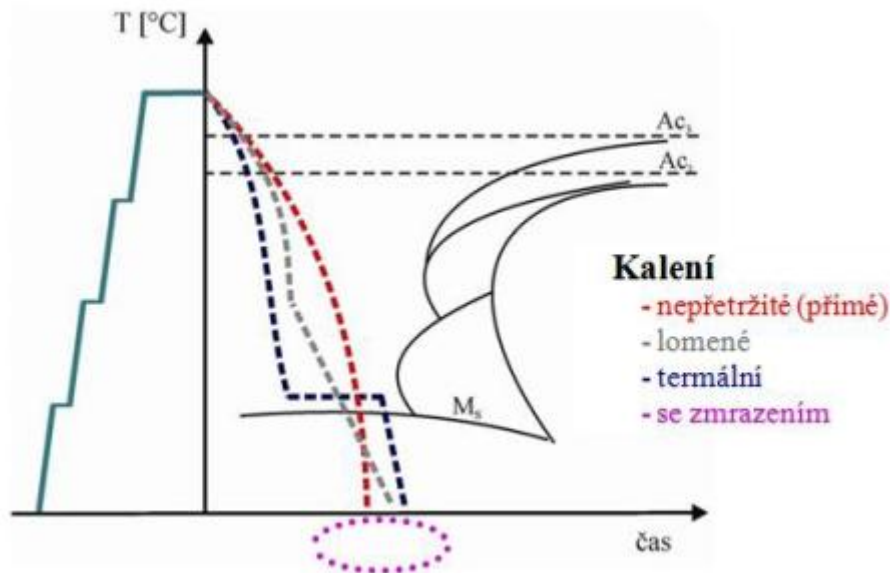
Podle mikrostruktury (substruktury) se martenzit dělí na dislokační s jehlicovitou morfologií a dvojčatový s deskovitou morfologií (obr. 3.3). Pro nízko a středně uhlíkové oceli je typický deskovitý tvar. Krystaly jsou ve struktuře uspořádány rovnoběžně v jednom směru a jejich tloušťka se pohybuje od desetin do jednotek mikrometrů. S deskovými útvary je také spojena vysoká hustota dislokací, řádově $10^{11} \div 10^{12} \text{ cm}^{-2}$. Druhá morfologie, typická pro vysokouhlíkové oceli, je jehlicovitá v podobě čočkovitých desek. Tento tvar odpovídá snížené vnitřní napjatosti a elastické deformaci. Narozdíl od desek, jehlice nezaujímají vzájemně rovnoběžné a stejnosměrné pozice. V původním austenitickém zrna vznikne jako první útvar, který se zastaví o hranici austenitického zrna a po něm následuje tvorba dalších, které se zastaví buď o hranici zrna, nebo o již vzniklou jehlici. Velikost původního austenitického zrna proto určuje maximální velikost vznikajících martenzitických útvarů [10].



Obr. 3.3 Mikrostruktura martenzitu [10]
(a) deskový martenzit (x100), (b) jehlicový martenzit (x1000)

Způsoby martenzitického kalení

Nepřetržitě kalení – Po dosažení homogenního austenitu následuje ochlazení v kalicím prostředí (voda, vzduch, olej, vakuum), jehož teplota je o něco nižší než teplota počátku martenzitické přeměny. Volba kalicího prostředí závisí na prokalitelnosti a velikosti příčného průřezu součástky. Po vychladnutí součástky následuje popouštění [1, 11]. Aplikované způsoby martenzitického kalení jsou znázorněny na obr. 3.4.



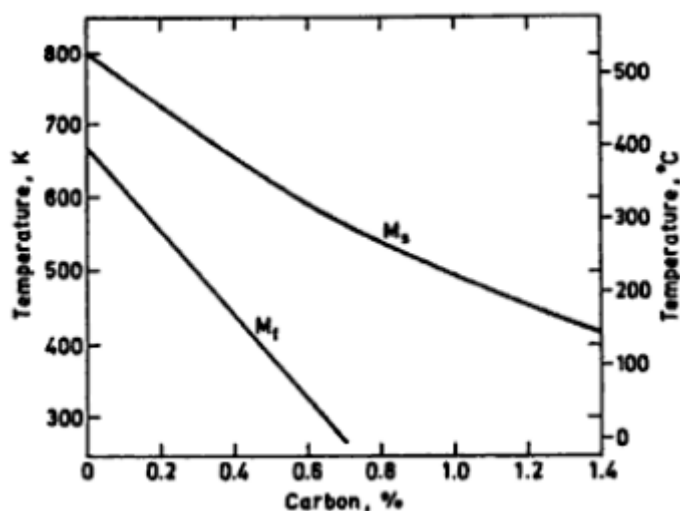
Obr. 3.4 Grafické znázornění průběhu ochlazování při aplikaci různých způsobů martenzitického kalení [12]

Lomené kalení - Při ochlazování jsou využita dvě prostředí. Prvně je součástka vložena do lázně s razantnějším ochlazovacím účinkem a po dosažení teploty o něco vyšší než je teplota M_s proběhne její vyjmutí a vložení do lázně s méně razantním ochlazovacím účinkem. Prakticky může být ocel z austenitizační teploty ochlazována do vody a následně do oleje (respektive do oleje a následně na vzduchu). V oleji probíhá ochlazování pomaleji než ve vodě, proto se v oblasti martenzitické přeměny sníží napjatost způsobená rozdílem teplot mezi povrchem a jádrem součástky oproti nepřetržitému kalení do vody. Nevýhodou je náročnost odhadnutí okamžiku, kdy má být součástka vyndána z vody a vložena do oleje. Metoda je vhodná pro nelegované a nízkolegované součástky složitějších tvarů [9, 11].

Termální kalení – Po dosažení homogenního austenitu se součástka ochlazuje v solné lázni o teplotě 20-30°C vyšší než je teplota M_s . Proběhne setrvání na této teplotě pro zajištění stejné teploty na povrchu a v jádře. Následuje ochlazení na vzduchu. Termální kalení zajišťuje minimální rozdíl teploty mezi povrchem a jádrem, čímž se sníží vnitřní napjatost při martenzitické přeměně oproti předešlým metodám. Postup je vhodný především pro vysokolegované oceli, které mohou setrvat na teplotě dlouhou dobu bez protnutí křivky startu

bainitické přeměny v ARA diagramu (legůry posouvají křivky ARA diagramu směrem doprava). Nelegované a nízkolegované oceli se takto zpracovávají v případě menších a složitějších průřezů, kdy pro vyrovnání teploty povrchu a jádra není potřeba dlouhé výdrže [1, 11].

Kalení se zmrazováním – Zajišťuje rozpad zbytkového austenitu u materiálů, které mají teplotu M_f nižší než je teplota pokojová. Tomu odpovídají oceli s nadeutektoidním obsahem uhlíku (obr. 3.5) a oceli legované. Po zpracování v peci a ochlazení ve vhodném prostředí musí být součástka vložena do speciálního mrazicího zařízení, které využívá směsi lihu a tuhého oxidu uhličitého (suchý led, -80°C), nebo tekutého dusíku (-196°C). Po vložení do zařízení martenzitická přeměna buď začíná, nebo pokračuje po předešlém kalení. V prvním případě nejprve proběhne ochlazení součástky nad teplotu M_s , dále výdrž pro vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem a ochlazení v mrazicím zařízení. Ve druhém případě se přeměna přerušila a po vložení do mrazicího zařízení pokračuje až po výrazném snížení teploty. Přesun musí být co nejrychlejší, aby nedošlo ke stabilizaci zbytkového austenitu. Martenzitické jehlice vzniklé před zmrazením jsou větší než ty, které vznikají během zmrazování. Struktura po tomto kalení bývá zatížena silnou vnitřní napjatostí, proto musí celý proces následovat popouštění. Zmrazování je možné provést i z austenitizační teploty, ale s tímto jsou spojeny další nežádoucí děje. Při vyšších teplotách vzniká během zmrazování nad součástkou parní oblak, zabraňující odvod tepla. Dalším je hrozba vzniku trhlin po příliš prudkém ochlazení [9, 11].



Obr. 3.5 Změna teploty M_s a M_f ve slitinách Fe – C jako funkce množství uhlíku [10] Temperature – Teplota, Carbon - Uhlík

Částečné kalení – Spočívá v zakalení pouze té části, u níž vyžadujeme lepší mechanické vlastnosti. Pokud proběhne austenitizace celé součástky, do ochlazovacího prostředí se vkládá ta část, u níž chceme zlepšení docílit. Také může být zajištěna austenitizace jenom té části, která se následně kalí. Ochlazovacím prostředím bývá voda, nebo olej. Tato metoda se někdy využívá při kalení nástrojů [11].

Kalici prostředí

Pro zakalení musí být materiál ochlazován nadkritickou rychlostí (obr. 3.5). Té odpovídá taková rychlost, při níž dojde k vyhnutí perlitického i bainitického nosu v ARA diagramu. Nejvýznamnější pro volbu kaliciho prostředí jsou inkubační doby (prodlevy) před perlitickým a bainitickým rozpadem. Čím delší je inkubační doba těchto přeměn, tím více času je na ochlazování. Pro oceli s nízkou prokalitelností se kalení provádí do prostředí s větším ochlazovacím účinkem (voda, vodní sprcha, vodní roztoky). Výsledná struktura je po zakalení do vody (resp. na sprše, v roztoku) zatížena silnou tepelnou napjatostí, která vzniká v důsledku rozdílu teplot na povrchu a v jádře součástky. V důsledku tohoto může dojít ke vzniku trvalé deformace, trhlin, nebo lomu součástky. Aby bylo tepelné pnutí minimalizováno, volí se ochlazovací rychlost jen o něco větší než kritická. Delší inkubační dobou se vyznačují legované oceli se zvýšenou prokalitelností, které mohou být zakaleny v méně razantním prostředí (olej, nebo dokonce vzduch). Rozdíl mezi teplotou na povrchu a v jádře se sníží, čímž klesne i tepelná napjatost [11].

Voda - Voda je nejstarším a velice účinným ochlazovacím prostředím se změnou skupenství zejména pro součástky z nelegované, nebo nízkolegované oceli s nízkou prokalitelností. Při ochlazování ve vodě vzniká téměř okamžitě parní polštář, který zabraňuje v odvodu tepla. Když teplota klesne přibližně na 400°C, parní oblak se poruší a rychlost ochlazování dosáhne svého maxima. Další zpomalení odvodu tepla nastává při poklesu teploty k bodu varu. V oblasti martenzitické přeměny se rychlost ochlazování výrazně nemění, proto bývá ve struktuře po zakalení velká napjatost. Parní polštář se dá narušit mícháním vody, nebo použitím vodní sprchy. Lepšího chladicího účinku lze docílit přidáním látek, které zvyšují teplotu varu. Naopak snížení intenzity ochlazování se provádí přidáním mýdla, vodního skla, oleje a podobně [11].

Olej - Velice často používaným ochlazovacím médiem se změnou skupenství je kalici olej. Svojí intenzitou je mírnější než voda, protože má nižší měrnou tepelnou kapacitu, tepelnou vodivost a vyšší viskozitu, která znesnadňuje proudění kolem vsázky. Výhodou oproti vodě je menší stabilita parního polštáře, který snižuje ochlazovací schopnost. Uplatňuje se zejména u legovaných ocelí, ale také u součástí z nelegovaných ocelí s malým rozměrem příčného průřezu. Velkou nevýhodou oleje je jeho stárnutí. Stárnutím je myšlena oxidace oleje, respektive navazování kyslíku na složky, které umožní chemickou reakci. Produkty oxidace (např. dehet) způsobují zhoršení kalicích vlastností oleje. Dochází ke snížení ochlazovací schopnosti, změny maxima ochlazovací rychlosti a zvýšení viskozity v důsledku vyšší hustoty produktů oxidace. Stárnutí lze zabránit přidáním vhodných složek, aditiv, které zpomalují vznik nežádoucích částic. Nežádoucí je také přítomnost vody v oleji, která zhoršuje ochlazovací schopnost v důsledku větší stability parního polštáře. V krajním případě může přítomnost vody způsobit vzplanutí lázně a požár na pracovišti. Oba nežádoucí faktory mohou způsobit neprokalení součástky a tím prodražení celého procesu [2].

3.1.4 Popouštění

Jedná se o tepelné zpracování prováděné výhradně po kalení. Skládá se z ohřevu součástky na určitou (popouštěcí) teplotu nižší než A_{c1} , výdrže na této teplotě a ochlazení na pokojovou teplotu způsobem vhodným pro daný materiál. Popouštěním je docílena přeměna základních fází (martenzit, zbytkový austenit) na fáze stabilnější (ferit + karbidy) a vznik, nebo přeměna některých menšinových fází (karbidy, karbonitridy). Výsledná struktura je oproti té výchozí blíže termodynamické rovnováze, což se projeví na snížení vnitřní napjatosti a tedy i tvrdosti a naopak nárůstu houževnatosti a deformačních charakteristik. Popouštění je členěno do čtyř stádií, mezi nimiž není striktně určena teplotní hranice, a mohou se překrývat. Dosahovaný stupeň stádia závisí na druhu materiálu a požadovaných vlastnostech [8, 9, 10].

Stádia popouštění

První stádium popouštění: Probíhá do teplot přibližně 200°C , přičemž se rozpadá tetragonální martenzit na kubický. Rozpad se uskutečňuje difuzí uhlíku z přesyceného tuhého roztoku do energeticky výhodnějších míst zprostředkovaných velkým množstvím dislokací, kde dochází ke tvorbě nerovnovážného ϵ karbidu ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$). Struktura se po popouštění vyznačuje mírným poklesem vnitřní napjatosti [9, 10].

Druhé stádium popouštění: Probíhá v rozmezí teplot přibližně od 200°C do 300°C , kdy nastává rozpad zbytkového austenitu na bainitickou strukturu. Protože se jedná o bainitickou přeměnu, můžeme sledovat zvětšení měrného objemu součástky. V tomto stádiu hrozí vznik nízkoteplotní popouštěcí křehkosti [9].

Třetí stádium popouštění: Probíhá v rozmezí teplot přibližně od 250°C do 500°C a spočívá v dalším rozpadání kubického martenzitu na sorbit. Sorbit je struktura skládající se z feritické matrice a cementitu s určitou morfologií. Při nižších teplotách vytváří cementit tyčinkové útvary a za teploty pohybující se kolem 400°C útvary kulovité. Změny vlastností jsou v tomto stádiu významné. Projevuje se zejména pokles tvrdosti a měrného objemu a naopak nárůst tažnosti a houževnatosti. Také se dále snižuje vnitřní napjatost [9].

Čtvrté stádium popouštění: Probíhá nad teplotou přibližně 500°C a pro nelegované oceli je nežádoucí. Projevuje se postupným hrubnutím zrn cementitu a feritu, u kterého rovněž může proběhnout rekrystalizace. Výsledné mechanické vlastnosti klesají a deformační charakteristiky spolu s houževnatostí rostou. Při nižších teplotách z uvedeného intervalu vzniká sorbit a za teplot blízkých se teplotě A_{c1} vzniká zrnitý perlit. Na legované oceli má čtvrté stádium pozitivní vliv v podobě sekundární tvrdosti [9].

Popouštěcí křehkost

Proces popouštění vede ke snížení hodnot mechanických vlastností a nárůstu houževnatosti. Tyto změny jsou výraznější s rostoucí teplotou, ale ne vždy jsou sledovány. Především u oceli legovaných Mn, Cr a Ni se v určitém teplotním intervalu projeví nečekaný pokles houževnatosti. Tento jev se nazývá popouštěcí křehkost a oceli legované jsou jím zatíženy více než nelegované. Existují dva teplotní rozsahy, v nichž je možné na tuto křehkost

narazit. První interval je v rozsahu 250-400°C a v něm vzniklá křehkost se nazývá nízkoteplotní. Druhá zóna, v níž může dojít k poklesu houževnatosti, se pohybuje v rozmezí 450-600°C a vzniklá křehkost se nazývá vysokoteplotní. Popouštěcí křehkost je také podpořena přítomností nečistot jako P, As, Sn a dalších [10].

Nízkoteplotní popouštěcí křehkost- Při ohřevu zakalené součástky je zpočátku tendence růstu houževnatosti. Po překročení teploty 250°C se růst zastaví, houževnatost začne naopak klesat a po dosažení teploty 300°C je takřka srovnatelná s houževnatostí nepopuštěné oceli. Zkřehnutí vzniká vlivem tvorby jemných lamel cementitu vyloučených po hranici původních austenitických zrn. Po překročení teploty 400°C lamely zhrubnou a křehkost vymizí. Nízkoteplotní popouštěcí křehkost je nevratná a může vzniknout jak u legovaných, tak u nelegovaných ocelí. Pokud se ocel popustí za teplot vyšších než 400°C, vznik křehkosti při následném popouštění v teplotním intervalu 250-400°C už nehrozí a v tom spočívá její nevratnost [10].

Vysokoteplotní popouštěcí křehkost- Ke vzniku vysokoteplotní popouštěcí křehkosti dochází vždy v teplotním intervalu 450-600°C. Při popouštění za teploty vyšší než 600°C a následném pomalém ochlazení se křehkost také může objevit ve zmiňovaném teplotním rozsahu. Proto se takto zpracovávaná ocel ochlazuje vyšší rychlostí, aby nebyl potřebný čas na rozvoj křehkosti. Tento jev je způsoben segregací nečistot v podobě P, As, Sb, Sn, S a dalších na hranici zrna a také je podpořen přítomností prvků jako Ni, Mn a Cr. Naopak přidáním určitého množství Mo (0,2-0,3%) se křehkost snižuje. Pokud se vysokoteplotní popouštěcí křehkost po popouštění neobjeví, její vznik není vyloučen při dalším popouštění, a proto se jedná o vratný jev [10].

3.1.5 Tepelné zpracování ve vakuu

Tepelné zpracování ve vakuu s vysokotlakým kalícím plynem je stále častěji uplatňovaná technologie s velkými výhodami oproti tradičním prostředím. Je dosahováno krátkého ekonomicky úsporného procesu, který lze aplikovat na širokou škálu strojních součástek a materiálů. Mezi hlavní výhody, pro které je vakuum stále přijatelnější, patří absence i malé vrstvy oxidů (lesklý povrch), znemožnění oduhličení povrchu, možnost sledovat teplotu vsázky skrze vložené termočlánky, na obsluhu nenáročný proces, rovnoměrnost teplotního pole uvnitř retorty, možnost různě intenzivního ochlazování (minimalizace tepelné napjatosti) a další. Termočlánky vkládané ke vsázce umožňují zápis průběhu celého cyklu tepelného zpracování a reprodukci tohoto postupu a výsledků. Ohřev ve vakuové peci probíhá konvekcí (prouděním) a radiací (zářením) [2, 13].

Tepelný cyklus tepelného zpracování

Ohřev ve vakuu: Ohřev se ve vakuu realizuje konvekcí a zářením. V intervalu nižších teplot (do 850°C) je podstatným mechanismem konvekce tepla, která zajišťuje rychlý a rovnoměrný ohřev vsázky skrze atomy inertního plynu. V rozsahu vyšších teplot (nad 850°C) dominuje záření tepla [13, 14].

Výdrž na teplotě: Dosažená požadovaná teplota se kontroluje prostřednictvím termočlánků vložených ke vsázce. Ty zajišťují jednak dosažení přesné teploty, a také výdrž po stanovený čas potřebný pro vyvolání cílených změn. Celý proces je zaznamenáván pomocí zapisovače, a proto jsou získané výsledky dosažitelné i při dalších cyklech [14].

Ochlazování: Při kalení součástky se jako ochlazovací média používají vysokotlaké plyny. Důležité je, aby rychlost ochlazování byla dostatečně velká a zároveň nejnížší možná pro dosažení martenzitické struktury s požadovanou prokalitelností. Kromě toho je také cílem minimalizovat napjatost uvnitř součástky, která závisí na rychlosti ochlazování. Ta se pro docílení co nejmenších deformací volí nepatrně vyšší než je rychlost kritická s ohledem na požadovanou prokalitelnost. Na nárůst napjatosti má také vliv způsob ochlazování. Vakuové pece umožňují při ochlazování vsázky střídavý výstup vysokotlakého inertního plynu z protilehlých stěn komory pro zvýšení homogenity kalicího procesu. Proudící plyn vychází buď podle nastavené časové periody, nebo při dosažení teplotního rozdílu (např. 50°C), měřeného termočlánky. [13, 14].

Příčina deformací

Při ohřevu, respektive ochlazování vzniká teplotní rozdíl mezi povrchem a jádrem součástky. Ten způsobí vznik vnitřní napjatosti, jejímž důsledkem je deformace. Teplotní rozdíl bude tím větší, čím bude rychlejší změna teploty v pecním prostoru a může také dojít ke vzniku trhlin na povrchu materiálu jako projev kumulace deformační energie. Vznik deformace je možné minimalizovat buď pomalou změnou teploty, nebo stupňovitým ohřevem, respektive ochlazováním, při kterém se provádí výdrž pro vyrovnání teploty na povrchu a v jádře součástky. Příčinou deformací vzniklých po tepelném zpracování mohou být také předcházející procesy jako tváření, nebo obrábění, během nichž se v materiálu akumuluje deformační energie [13, 14].

Vakuová pec

Proces tepelného zpracování začíná vytvořením vakua v topné komoře zařízení. Vývěva, která redukuje množství vzduchu na minimum, vytvoří v komoře tlak přibližně 0,5 mbar. Následuje proces vytápění, při kterém pokračuje odsávání vzduchu. Zpracovávaná součástka obklopena vakuem prakticky nevstupuje s okolním prostředím do chemické reakce. Velice důležitá je těsnost topné komory. Odsávání vzduchu vývěvou může probíhat skrze otvory například v těsnění dveří a dosažené vakuum obsahuje jisté nežádoucí množství kyslíku. Ten způsobuje vznik okují na povrchu součástky, její oduhličení, a také spalování grafitických součástí, které tvoří vnitřek komory [15].

Evakuovatelná pec

Stejně jako u vakuových, i u evakuovatelných pecí začíná proces tepelného zpracování vyčerpáním vzduchu na požadovanou hodnotu vakua. Dále je topná komora zaplněna dusíkem a probíhá ohřev. Vzduch už dále odčerpáván není a jeho reziduální množství se smíchá s dusíkem. Problém by nastal při netěsnostech komory, kdy by zbytkové množství vzduchu dosahovalo nežádoucích hodnot a vzniklý efekt by byl obdobný jako u

pece vakuové. Přebytek vzduchu je možné odstranit opakovaným zaplyněním, při kterém se vzduch s dusíkem zředí natolik, že je neškodný. Už při výrobě komory se na stěnách tvoří velice tenké oxidické vrstvy (např. na bázi Cr), které jsou žádané a při tepelném zpracování neškodné ve vztahu ke vsázce. Vsázka musí být před vložením do pece důkladně zbavena nečistot v podobě olejů a uhlovodíků. Tyto se v komoře za vysokých teplot disociují a vzniklý volný atomární vodík vyvazuje kyslík z tenké vrstvy oxidů na stěně komory. Vznikající vodní pára reaguje s povrchem součástky a způsobuje tvorbu okují. Krakování uhlovodíků má také za následek vznik volného uhlíku, který se usazuje pod okujemi na povrchu součástky. Výpary nečistot vsázky způsobují mimo jiné i nežádoucí nárůst tlaku v komoře [15].

Ochranné atmosféry na bázi dusíku

V praxi jsou běžně používané atmosféry tvořené dusíkem, nebo směsí dusíku s vodíkem a metanolem. Na rozdíl od atmosfér exotermických a endotermických odpadá nutnost vyvíječe plynu. Dusík, respektive dusík a další plyny, je přiváděn přímo do topné komory. Snadná regulace průtoku jednotlivých plynů zajišťuje vznik pružné atmosféry, která je schopna rychlému přizpůsobení změnám chemického složení v komoře. Vzniklá prostředí nejsou škodlivá a na rozdíl od plynu vznikajícího štěpením amoniaku nehrozí únik nebezpečných látek do okolí. Vyvíječe exo a endo plynů vyrábějí v čase proměnlivé chemické složení produktu a to se odráží také na stabilitě chemického složení atmosféry v retortě. Navíc vyvíječe nejsou natolik pružné, aby změny chemického složení v atmosféře komory dostatečně rychle svojí činností vyrovnávaly. U atmosfér na bázi dusíku je zajištěno nejen konstantní chemické složení, ale také vysoká čistota prostředí a rovnoměrné teplotní pole se schopností rychlého ohřevu vsázky. Nepřítomnost, nebo jen velmi malé množství vzduchu a oxidu uhličitého zabraňuje vzniku okují na povrchu vsázky. Nežádoucí je také vyšší obsah oxidu uhelnatého, který je výbušný, proto je také redukován na minimální hodnotu. Stejný efekt má vodík záměrně přiváděný do komory s dusíkem pro jeho tepelnou vodivost při koncentraci vyšší než 5%. Při nižším množství nehrozí vznik výbuchů v komoře a ohrožení obsluhy stroje. Další výhody dusíkových atmosfér na rozdíl od těch vyvíjených nedokonalým spalováním uhlovodíků spočívají v zamezení oduhličení povrchu vsázky a vzniku okují, absenci nutnosti kontroly a čištění vyvíječů a použití cenově příznivých agregátů. Při poruše pece, nebo výpadku elektrického proudu se provádí výplach komory dusíkem jako prevence proti výbuchům. Dusíku se také využívá jako ochlazovacího média při kalení. Výhodou je možnost dosažení minimálních deformací v souvislosti s řízením ochlazovací schopnosti a vyřazení operace praní po zakalení. Dalším pozitivním přínosem dusíku jako ochlazovacího prostředí je zvýšení bezpečnosti práce eliminací solných a olejových lázní [2, 15, 16].

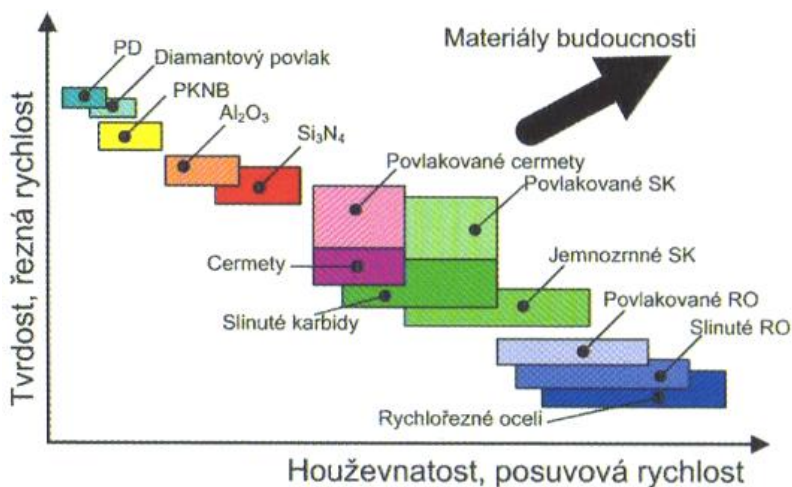
3.2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ

3.2.1 Rozdělení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli různých kvalit a vlastností slouží pro široký rozsah aplikací. Na základě chemického složení a dosažitelné struktury je možno usuzovat na výkonnost nástroje a jeho uplatnění. S předešlými parametry souvisí také výsledné mechanické a technologické vlastnosti, které jsou u nástrojů rozhodující. Pro dělení těchto ocelí existuje celá řada hledisek, nejvýznamnější jsou však uvedeny ve schématu obr. 3.6 [17]. Obr. 3.7 představuje srovnání vlastností vysokolegované rychlořezné oceli s dalšími řeznými materiály.



Obr. 3.6 Schéma rozdělení nástrojových ocelí [6, 18]



Obr. 3.7 Vliv mechanických vlastností nástrojového materiálu na pracovní podmínky [3]

3.2.2 Postup tepelného zpracování nástrojových ocelí

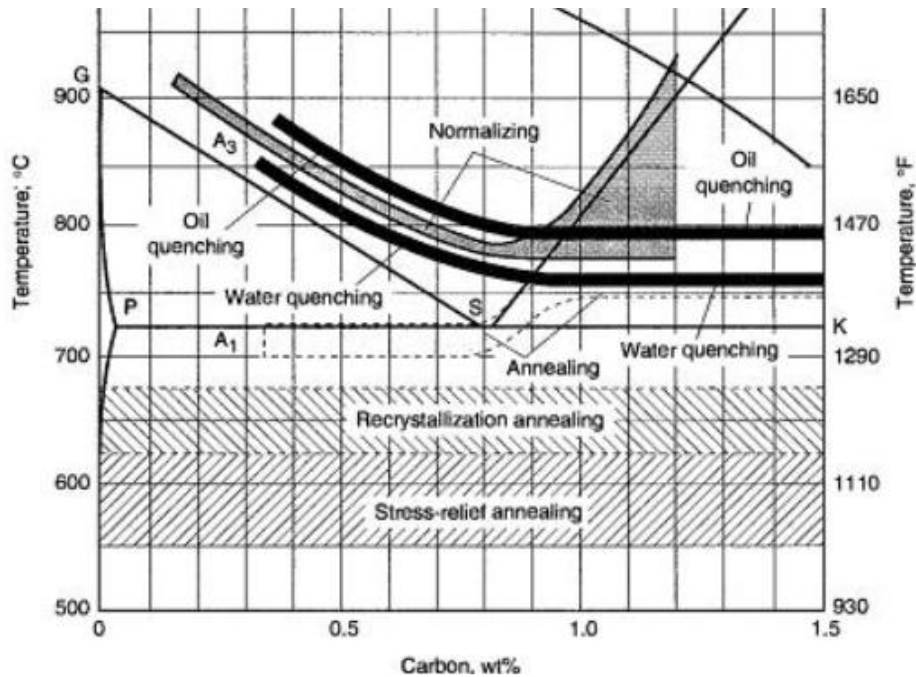
Tepelné zpracování ovlivňuje proces výroby nástroje již při tvorbě požadovaného tvaru, kdy je nutné splnění dostatečné obrobitelnosti a tvářitelnosti oceli. Podle funkce nástroje je volena vhodná výsledná mikrostruktura spojená s chemickým složením oceli. Důraz bývá kladen na homogennost mikrostruktury, zejména pak rozložení karbidických částic, jemnozrnnost a odstranění napjatosti vzniklé během předešlých operací (třískové obrábění, tváření) [1, 8].

Normalizace

Celý proces tepelného zpracování začíná ohřevem nástroje těsně nad teplotu překrystalizace, následuje výdrž po stanovenou dobu a ochlazování na vzduchu. Tento postup, nazývaný jako normalizace, umožňuje zrovnoměnění a zjemnění struktury. U legovaných nástrojových ocelí se během výdrže na relativně vysoké teplotě projeví precipitace karbidických částic, jejichž sferoidizace se uskuteční až v průběhu žihání. Na vysokolegované nástrojové oceli se tento postup neuplatňuje z důvodu vysoké prokalitelnosti a tedy možnosti vzniku martenzitu při ochlazování na vzduchu [8, 17].

Žihání

Nejčastěji aplikovaným způsobem žihání nástrojových ocelí bývá žihání na měkko. Docílen je pokles tvrdosti a získání relativně snadno obrobitelné struktury před procesem třískového obrábění konečného tvaru nástroje. Výchozí strukturu tvoří feritická matrice s dispergovanými částicemi karbidů, které jsou v následujícím procesu sferoidizovány. Cyklus začíná ohřevem součástky pod teplotu A_{c1} (podeutektoidní ocel), respektive nad teplotu A_{c1} (nadeutektoidní ocel) jak znázorňuje obr. 3.8. Následuje výdrž, během níž se uskutečňuje zjemňování a sferoidizace karbidů doprovázená poklesem energie a plochy mezifázové hranice. Použitím vyšších teplot výdrže se zkracuje doba potřebná pro sferoidizaci. Ochlazování probíhá na vzduchu, nebo řízeně v peci (obzvláště u vysokolegovaných ocelí) [17, 19].



Obr. 3.8 Schematický diagram znázorňující přibližné teplotní rozsahy tepelného zpracování různých uhlíkových a nástrojových ocelí v souvislosti s diagramem Fe – C [17] Carbon – Uhlík, Temperature – Teplota, Normalizing – Normalizace, Oil quenching – Kalení v oleji, Water quenching – Kalení ve vodě, Annealing – Žihání, Recrystallization annealing – Rekrystalizační žihání, Stress-relief annealing – Žihání k odstranění pnutí

Austenitizace

Kalící teploty jsou dány především požadovanými vlastnostmi nástroje a s tím souvisejícím chemickým složením. V případě vysokolegovaných rychlořezných ocelí se s ohledem na požadovanou tvrdost ohřev provádí do oblasti teplot blízkých teplotě tání, aby došlo k rozpuštění určitého množství žádoucích typů karbidů. V austenitu rozpuštěný uhlík a legující prvky přispívají k nárůstu tvrdosti po kalení a k vyšším hodnotám sekundární tvrdosti po vysokoteplotním popouštění. Vysoká austenitizační teplota má i negativní dopad na mikrostrukturu v podobě hrubnutí zrna austenitu a poklesu teploty Ms. Běžná doba výdrže se při austenitizaci nástrojových ocelí pohybuje mezi deseti až dvaceti minutami, u nástrojových ocelí se z důvodu vysoké teploty volí prodleva maximálně 150 vteřin. Pokles teploty Ms pod teplotu pokojovou způsobuje stabilizaci a zvýšení množství zbytkového austenitu a nutnost zmrazování oceli po kalení [1, 17, 18].

Kalení

U všech typů nástrojových ocelí s výjimkou ocelí vysokolegovaných kalení probíhá podle postupu uvedeného v podkapitole 3.1.3. Vysokolegované oceli, například rychlořezné, se vyznačují výbornou prokalitelností, takže pro dosažení martenzitické struktury se stoprocentní prokalitelností postačuje jako kalící prostředí vzduch. S výhodou se u těchto ocelí aplikují také vysokotlaké kalící plyny, jejichž výhodou je netečnost vůči struktuře nástroje a možnost volby ochlazovací intenzity. Příliš pomalé ochlazování může vést k precipitaci karbidů a tím ke snížení tvrdosti martenzitu a sekundární tvrdosti [19].

Popouštění

Podstata popouštění nelegovaných a nízkolegovaných nástrojových ocelí je totožná s obsahem podkapitoly 3.1.4. Vysokolegované nástrojové oceli jsou oproti zmíněným významné schopností sekundárního vytvrzení ve čtvrtém stádiu popouštění [19].

Sekundární tvrdosti bývá docilováno u ocelí legovaných karbidotvornými prvky (Cr, W, V, Mo) při popouštění v rozsahu teplot 500-700°C. Důležité je, aby bylo při austenitizaci rozpuštěno potřebné množství karbidů. Různé typy karbidů vyžadují pro rozpuštění různé austenitizační teploty, takže na výši ohřevu bude záviset kvalita budoucí sekundárně vytvrzené struktury. Cílem tohoto procesu je nárůst především tvrdosti, ale také pevnosti v důsledku precipitace jemných karbidů a eliminaci zbytkového austenitu. Aby byla dosažená tvrdost co nejvyšší, musí se při austenitizaci rozpustit co nejvíce karbidů a po jejich opětovné precipitaci při popouštění musejí být co nejjemnější a rovnoměrně rozložené v matici. Nerozpuštěné karbidy jsou hrubší než ty nově vznikající a k sekundární tvrdosti nepřispívají. Protože se jedná o čistě difuzní proces, precipitace je urychlena volbou vyšší popouštěcí teploty z uvedeného teplotního intervalu. Při ohřevu nad teplotní rozsah dochází vlivem srůstání karbidů ke vzniku hrubých precipitátů a mechanické vlastnosti soustavy klesají [8, 10, 18].

3.2.3 Strukturní složky nástrojových ocelí

Zbytkový austenit

Po zakalení zůstává ve struktuře martenzitu určitý podíl výchozí fáze, která se nazývá zbytkový austenit. Jeho vznik je zapříčiněn charakterem martenzitické přeměny, díky kterému není možná transformace veškerého austenitu. Přítomnost zbytkového austenitu je u většiny ocelí nežádoucí a to z důvodu poklesu tvrdosti, meze kluzu a obrusitelnosti nástrojů. Naopak snižuje vnitřní napjatost po kalení, která způsobuje deformaci nástroje, případně vznik trhlin (lomu) a zvyšuje houževnatost. Redukci množství zbytkového austenitu umožňuje popouštění, kdy se rozpadá na popouštěný martenzit a karbid. Transformace, v případě vysokouhlíkové oceli, je také možná po delší době používání nástroje a to i za pokojové teploty. Dodatečná přeměna probíhající po tepelném zpracování způsobuje nárůst vnitřní napjatosti a tím i riziko vzniku trhlin. Rozpad austenitu během používání nástroje je nežádoucí hlavně u měřidel, kterým se tímto zvyšuje objem a snižuje přesnost. Množství zbytkového austenitu ve výsledné struktuře, je ovlivněno množstvím rozpuštěného uhlíku a karbidotvorných prvků, velikostí kalící teploty (s rostoucí teplotou roste množství zbytkového austenitu) a rychlostí ochlazování. [6, 8, 17].

Karbidy

Vznik karbidů (M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 a další) v matici součástky je podmíněn přítomností karbidotvorných legujících prvků (Cr, W, V, Mo, Fe), z nichž nejvýznamnějším je Cr. Tvrdost vyloučených částic je vždy větší než tvrdost matrice a tím vzrůstá odolnost proti opotřebení a životnost nástroje. Výsledné mechanické vlastnosti ovlivňuje typ, velikost a

rozložení karbidických částic. Požadované homogenní mechanické vlastnosti jsou docíleny při rovnoměrném rozložení karbidů. Nežádoucí je vznik karbidické řádkovitosti, nebo vyloučení částic po hranici zrn v podobě karbidického síťoví. Je žádoucí, aby byly vyloučené karbidy co nejjemnější pro dosažení co nejlepších užitečných vlastností. V opačném případě součástka ztrácí například svoji tvrdost a tím i životnost a schopnost zamezit růstu zrna při zvýšených teplotách [6].

3.2.4 Vliv tepelného zpracování na výsledné vlastnosti nástrojových ocelí

Pevnost

U nástrojových ocelí bývá zjišťována pevnost při různých způsobech namáhání, ale jako nejvíce reprezentativní se jeví zkouška pevnosti v ohybu. Na výslednou pevnost má vliv stav matrice, která bývá složena z martenzitu a zbytkového austenitu, velikost a rozložení karbidů a stav povrchu součástky. Pokud budou ve struktuře hrubé martenzitické jehlice a větší podíl zbytkového austenitu, pevnost poklesne. Stejnětak zhrubnutí a nerovnoměrné rozložení karbidů přispívá ke snížení pevnosti. Nežádoucí bývá karbidická řádkovitost, způsobující odlišnost v pevnosti ve směru řádků a ve směru kolmém na řádky karbidů. Nízká drsnost povrchu zajišťuje eliminaci reliéfu a koncentrace napětí [6].

Houževnatost

Houževnatost je vlastnost vyžadovaná u nástrojů, které musejí odolávat vzniku trhlin při rázovém namáhání. Příkladem může být soustružnický nůž, který obrábí vnější válcovou plochu součástky s drážkou pro pero. Při vyjetí břitu nástroje z materiálu do volného prostoru drážky je nůž odlehčen a při opětovném najetí do záběru rázově zatížen. Houževnatost bývá posuzována ze zkoušky rázem v ohybu prováděné na Charpyho kladivě, nebo z hodnot pevnosti a průhybu získaných kvazistatickým ohybem. Významný vliv na houževnatost má hrubost zrna matrice a velikost a rozložení karbidů. S rostoucím zrnem matrice a rozměrem karbidů klesá houževnatost. Také karbidy vyloučené v podobě síťoví po hranici zrna snižují hodnotu houževnatosti [6].

Obrusitelnost

Jedná se o důležitou technologickou vlastnost součástek z nástrojové oceli, které se po tepelném zpracování brousí pro dosažení konečného tvaru a odstranění oduhličené, nebo okujené vrstvy materiálu. Obrusitelnost závisí na druhu matrice, typu, velikosti a rozložení karbidů a na množství zbytkového austenitu. Pokud bude struktura součástky tvořena tvrdou maticí, nebo vysoce kvalitními karbidy (na bázi vanadu), broušení musí být prováděno s menší přítlačnou silou, aby nadměrně nevzrostla teplota součástky. To může mít za následek místní transformaci struktury na austenit a po ochlazení zpět na martenzit, který není popuštěný, a proto hrozí vznik trhlin a ztráta houževnatosti. Dalšími významnými vlastnostmi jsou například teplotní stálost a karbidická stejnorodost [6].

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 VÝROBA RUČNÍCH UTAHOVACÍCH NÁSTROJŮ VE SPOLEČNOSTI WERA WERK S.R.O.

Experimentální část závěrečné práce proběhla v pobočce společnosti Wera Werk s.r.o. v Bystřici nad Pernštejnem se sídlem v německém městě Wuppertal, která se již více než 50 let zabývá výrobou, odbytem a inovací utahovacího náradí. Firma, disponující výkonným provozem a moderními technologiemi, v dnešní době vyrábí široký sortiment produktů v podobě šroubováků, úhlových klíčů, bitů a jejich držáků a další [20].

7. PŘEHLED POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

ARA	anizotermický rozpad austenitu
Ms	martenzit start
Mf	martenzit finiš
FCC	face-centred cube
BCC	body-centred cube
BCT	body-centred tetragon
t	tetragonalita
ε	nestabilní intermediární fáze Fe ₂ ,4C
N ₂	dusík
Rm	mez pevnosti v tahu [MPa]
A5	tažnost [%]

8. POUŽITÁ LITERATURA

- [1] *Kurz tepelného zpracování: učební texty*. 1. vyd. Praha: Ecosond, 2009, 181 s. ISBN 978-80-904462-1-2 (kroužková vazba).
- [2] ASOCIACE PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVŮ. *20. dny tepelného zpracování*. Praha: Ecosond, 2004, 434 s. ISBN 80-239-3561-5.
- [3] HUMÁR, Anton. *Materiály pro řezné nástroje*. Praha: MM publishing, 2008. 235 s. ISBN 978-80-254-2250-2(váz.).
- [4] MACEK, Karel; ZUNA, Petr; JANOVEC, Jiří. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. Praha: České vysoké učení technické, 2008. 133 s. ISBN 978-80-01-04186-4(brož.).
- [5] PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu II*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., c 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [6] FREMUNT, Přemysl; KREJČÍK, Jiří; PODRÁBSKÝ, Tomáš. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994. 229 s.
- [7] MACEK, Karel; ZUNA, Petr; JANOVEC, Jiří. *Tepelné úpravy kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: České vysoké učení technické, 1993. 84 s. ISBN 80-01-01002-3.
- [8] E. TOTTEN, George. *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* [online]. 2. vyd. Portland, Oregon, U.S.A.: CRC Press, 2006 [cit. 2012-02-03]. ISBN 13:978-0-8493-8455-4 (alk. paper). Dostupné z: <http://www.scribd.com/doc/24970911/Steel-Heat-Treatment-Metallurgy-and-Technologies>.
- [9] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 1999. 274 s. ISBN 80-708-2582-0.
- [10] C. SHARMA, Romesh. *Principles of heat treatment of steels* [online]. New Delhi: New Age International, 1996 [cit. 2012-01-15]. ISBN 81-224-0869-9. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=wWVgfUK0efYC&printsec=frontcover&dq=heat+treatment&hl=cs&ei=9yW9TtaTJcjHswbdqbSFAw&sa=X&oi=book_result&ct=result&resnum=3&ved=0CDgQ6AEwAg#v=onepage&q&f=false.
- [11] HLUCHÝ, Miroslav; PAŇÁK, Rudolf; MODRÁČEK, Oldřich. *Strojírenská technologie 1*. 3., přeprac. vyd. Praha: Scientia, 2002. 173 s. ISBN 80-718-3265-0.
- [12] NĚMEC, Karel. *Nástrojové oceli. Ústav materiálových věd a inženýrství* [online]. [cit. 2012-02-07]. Dostupné z: ime.fme.vutbr.cz/files/vyuka/3SV/04C-3SV.ppt.
- [13] *Tepelné zpracování ve vakuu. Bodycote* [online]. Liberec, © 2009 [cit. 2012-03-18]. Dostupné z: http://www.bodycote.cz/images/files/Verfahren_Vakuumwaermebehandlung_CZ_02-S.pdf.

- [14] ASOCIACE PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVŮ. *18. dny tepelného zpracování s mezinárodní účastí*. Praha: Ecosond, 2000, 431 s. ISBN 80-238-5972-2.
- [15] ASOCIACE PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVŮ. *17. dny tepelného zpracování s mezinárodní účastí*. Praha: Ecosond, 1998, 370 s. ISBN 80-238-2983-1.
- [16] ASOCIACE PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVŮ. *Zabezpečení jakosti v provozech tepelného zpracování*. Praha: Ecosond, 2007, 168 s. ISBN 978-80-254-0495-9.
- [17] ROBERTS, George, George KRAUSS a Richard KENNEDY. *Tool steels* [online]. 2. USA: ASM International, 1998, May 2000 [cit. 2012-02-25]. ISBN 0-87170-599-0. Dostupné z:
http://books.google.cz/books?id=ScphevR_eP8C&printsec=frontcover&dq=tool+steel&hl=cs&sa=X&ei=ZB09T-qjJIKQ4gTg4oisCA&ved=0CE4Q6AEwAw#v=onepage&q=tool%20steel&f=false.
- [18] SOHAR, Christian Rudolf. *Lifetime Controlling Defects in Tool Steels* [online]. Vienna University of Technology, Austria: Springer Berlin Heidelberg, 2011, 224 s. [cit. 2012-02-25]. ISBN 978-3-642-21645-9. Dostupné z:
<http://www.springerlink.com/content/978-3-642-21645-9/fulltext/#section=938885&page=4&locus=21>.
- [19] JURČI, Peter. *Tepelné zpracování nástrojových ocelí = Heat treatment of tool steels*. Praha: České vysoké učení technické, 2005, 22 s. ISBN 80-01-03370-8 (brož.).
- [20] WERA WERK. *Nářadí pro lepší pracovní výsledky* [online]. 2005 [cit. 2012-02-26]. Dostupné z: <http://www.werawerk.cz>.
- [21] VRASPIROVÁ, E. *Aplikace povrchových úprav na ruční nástroje*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 60 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Pavel Doležal, Ph.D.
- [22] FILIP, Radek. *Pokyn k práci 30/04-01: Vakuové kalení, kalící a popouštěcí pec IPSEN, vakuumwärmebehandlung*. 2004.
- [23] LINDE. *Návod k obsluze pro kryogenní mrazicí box CRYOFLEX CBF 300 P*. 2005.
- [24] FILIP, Radek. *Pokyn k práci - 30/04-01: Technologický postup č. 1*. 2011, 1 s.
- [25] SETNIČKA, Rudolf. *Pokyn k práci - 30/02-01: Návod k obsluze - popouštěcích pecí s nucenou cirkulací vnitřní atmosféry, Bedienungsanleitung für Luftöfen*. 1999.
- [26] *Závodní norma WERA: Dodací podmínky pro nástrojářské oceli*. 1995, 20 s.