

VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra tváření materiálu



DIPLOMOVÁ PRÁCE

Ověření přesnosti matematického modelu pro predikci fázových podílů a mechanických vlastností programu TTSteel při kalení ocelí

Validation of TTSteel mathematical model for prediction of structure components and mechanical properties during hardening of steel

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra tváření materiálu

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Petr Dvořáček**

Studijní program: N2109 Metalurgické inženýrství

Studijní obor: 2109T034 Technologie tváření a úpravy materiálu

Téma: **Ověření přesnosti matematického modelu pro predikci fázových podílů a mechanických vlastností programu TTSteel při kalení ocelí**
Validation of TTSteel mathematical model for prediction of structure components and mechanical properties during hardening of steels

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Teoretické aspekty kalení
3. Program TTSteel
4. Cíle experimentu
5. Popis experimentu
6. Analýza výsledků
7. Diskuse a závěr

Seznam doporučené odborné literatury:

- [1] FABÍK, R. *Technologie tváření – E-learningový kurz*, VŠB-TU Ostrava, 2008.
- [2] DOBRZANSKI, A. L. *Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe*, WNT, Gliwice- Warszawa, 2006, ISBN 83-204-3249-9.
- [3] SIBERNAGEL, A. a kol. *Zušlechťování součástí z ocelí českých značek*. Kovosil Ostrava, Ostrava 2006, ISBN 80-901572-9-7.
- [4] KONTOROVÍČ, I. E. *Tepelné zpracování oceli a litiny, kniha II Legované oceli*. SNTL Praha, 1953.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

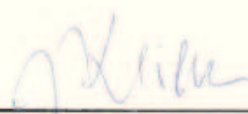
Vedoucí diplomové práce: **doc. Ing. Richard Fabík, Ph.D.**

Konzultant diplomové práce: **Ing. Libor Walder**

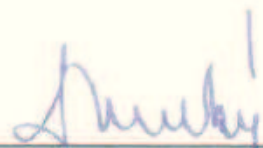
Datum zadání: 30.11.2012

Datum odevzdání: 30.04.2013





prof. Ing. Jiří Klíber, CSc.
vedoucí katedry



prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan fakulty

Zásady pro vypracování diplomové práce

I.

Diplomovou prací (dále jen DP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání diplomové práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list | 5. Obsah DP |
| 2. Zásady pro vypracování DP | 6. Textová část DP |
| 3. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 7. Seznam použité literatury |
| 4. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | 8. Přílohy |

ad 1) Titulním listem je originál zadání DP, který student obdrží na své oborové katedře.

ad 2) Tyto „Zásady pro vypracování diplomové práce“ následují za titulním listem. („Zásady pro vypracování diplomové práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 3) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listě (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání DP. V případě, že DP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnícké nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním DP.

ad 4) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listě česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 5) Obsah DP se uvádí na zvláštním listě. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části DP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 6) Textová část DP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním DP;
- Vlastní rozpracování DP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků DP z hlediska stanoveného zadání.

DP bude zpracována v rozsahu min. cca 45 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman (nebo podobné) 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 8).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury.

Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 7) DP bude obsahovat alespoň 15 literárních odkazů, z toho nejméně 5 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu DP.

ad 8) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Diplomovou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahoře: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *DIPLOMOVÁ PRÁCE*

dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě.

IV.

Diplomová práce, která neodpovídá těmto zásadám, nemůže být přijata k obhajobě. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem magisterského, resp. navazujícího magisterského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2012/2013.

Ostrava 30. 11. 2012

Prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
 děkan fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
 VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o diplomové práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své diplomové práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

MÍSTOPŘÍSEŽNÉ PROHLÁŠENÍ

Místopřísežně prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 20.8. 2013

.....
Petr Dvořáček
.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

Poděkování

Velmi rád, bych touto cestou poděkoval panu doc. Ing. Richardu Fabíkovi, Ph.d. za odborné vedení, trpělivost a cenné připomínky v průběhu zpracování mé diplomové práce. Také bych chtěl poděkovat Ing. Liborovi Walderovi za jeho spolupráci a poskytnuté informace.

Abstrakt

Diplomová práce je zaměřena na kalení vybraných ušlechtilých ocelí v běžných provozních podmínkách kalíren. Hlavní náplní této práce je srovnání výsledných hodnot kalených ocelí na provoze, s výsledky programu TTSteel. Na základě dosažených výsledků jeho případná možnost uplatnění v provozních podmínkách kalíren. Srovnávanými vlastnostmi byla tvrdost a mikrostruktura. Teoretická část je zaměřena na základní principy tepelného zpracování, popisuje hlavní fyzikální faktory ovlivňující vlastnosti tepelně zpracovaných ocelí. Okrajově jsou v této části popsány vlastnosti ocelí dle jejich zařazení a použití. V praktické části je provedeno vyhodnocení výsledných hodnot po zakalení v provozu kalírny, vyhodnocení dosažených výsledků vygenerovaných programech TTSeel a jejich následné porovnání s výsledky kalírny. Celkové zhodnocení a vyjádření jsou uvedeny v závěrečné části.

Abstract

The present Diploma Work concentrates on hardening of selected grades of fine steel under standard running conditions in hardening shops. It focuses on comparison between resultant values of hardened steels reached in hardening shop and computed using TTSteel software. The goal is to assess based on the actual results the usability of the software in hardening shops. The characteristic to compare were hardness and microstructure. The theoretical part of the present Diploma Work focuses on fundamentals of heat treatment and describes main physical factors that would influence characteristics of heat treated steels. A reference is made to the characteristics of various grades of steel by their classification and usage. The practical part of the present Diploma Work brings the evaluation of resulting values reached by actual hardening; those computed using the TTSteel software and their mutual comparison. The final assessment and conclusion come in the final chapter.

OBSAH

1	ÚVOD.....	1
2	TEORETICKÉ ASPEKTY KALENÍ.....	2
2.1	ÚVOD DO TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ.....	2
2.1.1	Žihání.....	4
2.1.2	Zušlechťování.....	4
2.1.3	Popouštění.....	4
2.2	FYZIKÁLNÍ ZÁKLADY OHŘEVU.....	6
2.2.1	Měrná tepelná kapacita.....	6
2.2.2	Součinitel tepelné vodivosti.....	7
2.2.3	Hustota.....	8
2.2.4	Součinitel teplotní vodivosti.....	8
2.2.5	Teplotní délková roztažnost.....	9
2.2.6	Teplotní délková roztažnost.....	9
2.2.7	Mechanické vlastnosti.....	9
2.2.8	Tepelná pnutí.....	9
2.3	FÁZOVÉ PŘEMĚNY V OCELI BĚHEM OHŘEVU A OCHLAZOVÁNÍ.....	10
2.3.1	Termodynamika fázové přeměny.....	11
2.3.2	Difúze.....	11
2.3.3	Austenitizace.....	12
2.3.4	Vliv rychlosti ochlazování na strukturu materiálu.....	13
2.3.5	Rozpad austenitu.....	13
2.3.6	Izotermický rozpad austenitu.....	14
2.3.7	Perlitická přeměna.....	17
2.3.8	Bainitická přeměna.....	18
2.3.9	Martenzitická přeměna.....	21
2.4	TECHNOLOGIE KALENÍ.....	24
2.4.1	Kalitelnost.....	26
2.4.2	Prokalitelnost.....	26
2.4.3	Kalení do studené lázně.....	27
2.4.4	Kalení lomené.....	27
2.4.5	Kalení termální.....	28
2.4.6	Kalení izotermické.....	28
2.4.7	Kalení se zmrazením.....	29
2.4.8	Kalící prostředí.....	29
2.5	PNUTÍ A DEFORMACE PŘI TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ.....	32
2.5.1	Vznik trhlin.....	32
2.5.2	Typy trhlin.....	34
3	OCELI PRO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....	34
3.1	OCELI SE ZVÝŠENOU MEZÍ KLUZU.....	34
3.2	NELEGOVANÉ OCELI TŘÍDY 12.....	35
3.3	NÍZKOLEGOVANÉ OCELI TŘÍDY 13.....	35
3.4	NÍZKOLEGOVANÉ OCELI TŘÍDY 14.....	36
3.5	NÍZKOLEGOVANÉ OCELI TŘÍDY 15.....	36
3.6	NÍZKOLEGOVANÉ OCELI TŘÍDY 16.....	37
3.7	NÁSTROJOVÉ OCELI.....	37
3.7.1	Nízkolegované nástrojové oceli.....	38
3.7.2	Vysokolegované nástrojové oceli.....	38

3.7.3	<i>Rychlořezné nástrojové oceli</i>	39
3.7.4	<i>Tepelné zpracování nástrojových ocelí</i>	40
3.7.5	<i>Austenizace uhlíkových nástrojových ocelí</i>	41
3.7.6	<i>Kalitelné chromové oceli</i>	41
4	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	42
4.1	CÍLE EXPERIMENTU	42
4.2	PROGRAM TTSTEEL	42
4.2.1	Úvod	42
4.2.2	Vymezení použitelnosti programu TTSteel	43
4.3	POPIS EXPERIMENTU	43
4.3.1	Použití jakosti oceli.....	44
4.3.2	Elektrická odporová komorová pec MIWYCALOR U.....	47
4.3.3	Chladicí lázeň.....	48
4.4	VÝSLEDKY PROVOZNIHO KALENÍ.....	49
4.4.1	Jakost dle ČSN 12050.....	49
4.4.2	Jakost dle ČSN 13240.....	52
4.4.3	Jakost dle ČSN 14220.....	55
4.4.4	Jakost dle ČSN 15260.....	58
4.4.5	Jakost dle ČSN 16343.....	61
4.4.6	Jakost dle ČSN 19312.....	63
4.5	VÝSLEDKY SIMULACE KALENÍ V PROGRAMU TTSTEEL.....	66
4.5.1	Hlavní myšlenka simulace	66
4.5.2	Výsledky TTSteel pro ocel 12050.....	68
4.5.3	Výsledky TTSteel pro ocel 13240.....	71
4.5.4	Výsledky TTSteel pro ocel 14220.....	73
4.5.5	Výsledky TTSteel pro ocel 15260.....	75
4.5.6	Výsledky TTSteel pro ocel 16343.....	77
4.5.7	Výsledky TTSteel pro ocel 19312.....	78
5	ZÁVĚR	80
	LITERATURA:	81

1 ÚVOD

Kovy mají zcela výlučné postavení mezi ostatními technickými materiály pro své mechanické i fyzikální vlastnosti pro svou schopnost tvarování. Jejich předností je kromě výjimečných mechanických vlastností schopnost tyto vlastnosti v širokém rozmezí měnit. Těchto důležitých změn lze dosáhnout vhodně voleným způsobem tepelného zpracování. Tepelné zpracování se po staletí opíralo řemeslnou zručností a zkušeností, technický pokrok je postavil na vědecký základ. To umožnilo pochopit změny vlastností kovů způsobených tepelným zpracováním a zavést jeho nové způsoby. Zušlechťování ocelí vyjadřuje operace kalení a následné popouštění. Někdy bývá nesprávně vykládáno jako užívání legujících prvků v ocelích pro zlepšení jejich vlastností. Tepelným zpracováním rozumíme záměrné využívání fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu ke změně struktury a tím k získání požadovaných mechanických nebo strukturních vlastností výrobku nebo polotovaru. Na rozdíl od ostatních strojařských technologií, třískové obrábění, tváření nedochází při tepelném zpracování ke změně tvaru součásti, resp. je tato změna nežádoucí, ale pouze k vyžadovaným změnám vlastností použitého materiálu výrobků. Tepelné zpracování je ovšem také spojeno s finančními náklady a vysokou spotřebou energie. Statistické údaje vyčíslují ve strojírenské výrobě podíl pracnosti na 2 %, spotřebu energie cca 20 %. Je proto nutno pečlivě posoudit vhodnost a způsob tepelného zpracování. Zvýšené výrobní náklady a energetická náročnost je však několikanásobně kompenzována poklesem hmotnosti výrobku, možností změny konstrukčního řešení, zjednodušením technologického postupu, zvýšením užitkových vlastností, životnosti a spolehlivosti. Zde se tedy projevuje energetický paradox tepelného zpracování. Jednou z příčin nedocení procesů tepelného zpracování a jeho nedostatečného využití je skutečnost, že tato výroba byla prováděna pouze na základě empirických poznatků a v nedokonalých technologických zařízeních. Technicky účelné a ekonomické podmínky tepelného zpracování musí tedy vycházet jak z vědeckých poznatků materiálových vlastností, tak z technického vývoje výrobních zařízení i z provozních zkušeností.

2 TEORETICKÉ ASPEKTY KALENÍ

2.1 Úvod do tepelného zpracování

Tepelným zpracováním se rozumí ohřátí materiálu (oceli) v tuhém stavu na určitou teplotu a jeho následující různě rychlé ochlazení. Je to např. žíhání, kalení, popouštění, zušlechťování aj. (**tab. 1**). Při chemicko-tepelném zpracování (ChTZ) se mění chemické složení materiálu (oceli) tím, že se do něho v tuhém stavu při určité teplotě dodává určitý prvek, např. uhlík při cementování, dusík při nitridování, hliník při alitování atd.

Tabulka 1 Přehled způsobů tepelného zpracování

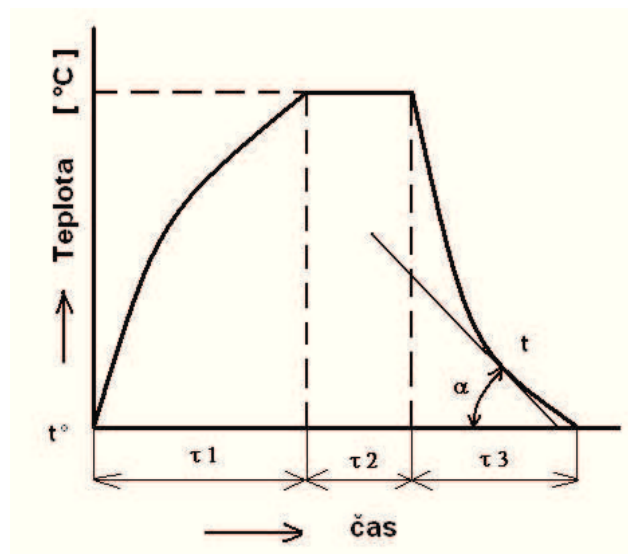
Přehled hlavních postupů tepelného zpracování ocelí			
tepelné zpracování	žíhání	bez překrystalizace	~ ke snížení pnutí ~ rekrystalizační ~ na měkko
		s překrystalizací	~ normalizační ~ izotermické ~ homogenizační ~ ke zhrubnutí zrna
		austenitických ocelí	~ rozpouštěcí ~ stabilizační
	kalení a popouštění	objemové	~ nepřetržité (přímé) ~ přetržité (stupňovité)
		povrchové	
		popouštění	~ při nízkých teplotách (napouštění) ~ při středních a vysokých teplotách
		vytvrzování	
		umělé stárnutí	
Chemicko-tepelné zpracování	objemové ChTZ	žíhání pro zmenšení obsahu vodíku	~ žíhání po moření ~ žíhání protivločkové
		žíhání pro zmenšení obsahu uhlíku	~ žíhání elektroplechů ke snížení ztrát výkonu
	povrchové ChTZ	difúzní sycení povrchu kovy	~ chromování ~ hliníkování ~ zinkování ~ křemíkování
Tepelně-mechanické zpracování			~ vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování ~ nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování

V podstatě jde vždy o souhrn těchto operací:

- ohřev na určitou teplotu
- výdrž na této teplotě a ochlazování určitou rychlostí na určitou teplotu

V některých případech se mohou tyto operace provádět vícekrát za sebou za různých podmínek. Vlastnosti každého materiálu jsou dány jeho vnitřní stavbou (strukturou) a chemickým složením. Mají-li se změnit jeho vlastnosti, musí se tedy změnit i struktura, popřípadě jeho chemické složení. Toho se dosáhne tepelným nebo chemicko-tepelným zpracováním. Tepelný cyklus, kterému podrobujeme zpracovávaný materiál za účelem dosažení požadovaných vlastností, můžeme v závislosti na čase rozdělit na tři samostatné části (**obr. 1**):

- ohřev [τ_1]
- výdrž (prodlevu) [τ_2]
- ochlazování [τ_3]



Obr. 1 Základní fáze ohřevu

V této diplomové práci je hlavní pozornost věnována kalení. Uvedme si zde ještě pár podrobnějších informací o žíhání a popouštění.

2.1.1 Žihání

Procesy žihání se vyznačují velmi malou rychlostí změn teploty, čímž vznikají struktury blízké rovnovážným. Změny struktury při žihání jsou spojeny s fázovými přeměnami (žihání s překrystalizací) nebo pouze se změnami uspořádání fází (žihání bez překrystalizace). Žihání bez překrystalizace představuje žihání ke snížení pnutí, rekrytizační žihání k odstranění deformační textury po tváření za studena a žihání na měkko, jehož cílem je sferoidizace karbidů za účelem zlepšení obrobitelnosti materiálu. Žihání s překrystalizací představuje především normalizační žihání, sloužící ke zjemnění austenitického zrna, a homogenizační žihání pro omezení segregace (odmíšení) difúzním vyrovnáním obsahu legur. Uvedené procesy žihání se využívají především jako mezioperační žihání, obvykle se těmito postupy nedosahuje výsledných užitečných vlastností materiálu.

2.1.2 Zušlechťování

Pro dosažení vhodné struktury a vlastností materiálu se nejčastěji využívá zušlechťování. Proces zušlechťování se skládá z kalení a popouštění. Kalení se provádí tak, že se ocel ohřeje na teplotu nad A_3 , následuje výdrž na teplotě a rychlé ochlazení na pokojovou teplotu. Z hlediska struktury je tento proces založen na vzniku a řízeném rozpadu austenitu. Po kalení následuje popouštění, tj. ohřev na teplotu pod A_1 , výdrž a ochlazení.

2.1.3 Popouštění

Popouštění je ohřev kaleného předmětu na určenou teplotu pod A_1 , výdrž na této teplotě k vytvoření struktur bližších k rovnovážnému stavu u oceli s martenzitickou nebo bainitickou strukturou a další ochlazení na teplotu okolí způsobem vhodným pro danou ocel. Fázové přeměny, ke kterým dochází, se týkají nejen základních fází (martenzitu a zbytkového austenitu), ale i minoritních fází (karbidů, karbonitridů aj.), které buď již existují v zakaleném stavu, nebo vznikají během popouštění. Při popouštění kalené oceli (nerovnovážná struktura martenzitu + zbytkového austenitu) se obvykle rozlišují čtyři stádia popouštění, i když teplotní hranice mezi nimi nelze jednoznačně vymezit (jednotlivé pochody se mohou navzájem překrývat):

- první stádium popouštění (do cca 200 °C) spočívá v rozpadu uhlíkem silně přesyceného tuhého roztoku α' - tetragonálního martenzitu na nerovnovážený karbid ϵ ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) (s těsně uspořádanou šesterečnou mřížkou) a nízkouhlíkový martenzit (cca 0.25 % C). Tento produkt vznikající v I. stádiu popouštění bývá označován jako popuštěný (kubický) martenzit. Vznik kubického martenzitu je doprovázen mírným snížením vnitřních pnutí.
- ve druhém stádiu popouštění (cca 200 až 300 °C) probíhá rozpad zbytkového austenitu ve strukturu bainitického typu. Mechanismus přeměny lze považovat za stejný jako při rozpadu austenitu za stejných teplot po přímém ochlazení z oblasti stabilního austenitu. Ze změn vlastnosti je nejvýznamnější zvětšení měrného objemu oceli.
- ve třetím stádiu popouštění (nad cca 250 °C) vzniká rovnovážný tuhý roztok α ferit. Za nižších teplot mají částice cementitu tyčinkovou morfologii, při vyšších teplotách (cca 400 °C) se tyčinkové karbidy rozpouštějí a vznikají kulovitá zrnka cementitu. Přeměna nízkouhlíkového martenzitu ve ferit je charakterizována postupným snižováním obsahu uhlíku v tuhém roztoku a změnou substruktury spojenou s pochody zotavování. Přeměny ve třetím stádiu popouštění jsou doprovázeny výraznou změnou vlastnosti oceli, snižuje se tvrdost, zvětšuje se tvárnost a houževnatost, klesá zbytkové pnutí a zmenšuje se měrný objem. Výsledek pochodů je feriticko-cementická struktura nazývaná sorbit.
- jako čtvrté stádium popouštění (cca nad 500 °C) bývá označováno postupné hrubnutí částic cementitu, rekystalizace a hrubnutí feritického zrna. Pevnostní vlastnosti dále klesají, zvětšuje se houževnatost a plasticita oceli. Struktura, která se získá za nižších popouštěcích teplot v tomto rozmezí, je sorbit, za největších teplot (pod A_1) zrnitý perlit. U legované oceli zahrnuje čtvrté stádium popouštění buď jen obohacování cementitu karbidotvornými prvky, nebo i vznik nových karbidů s odlišnou mřížkou, než má cementit. Precipitace těchto karbidů je podmíněna difuzí legovacího prvku, kterým je karbid tvořen. Převážná většina reakcí při popouštění uhlíkových a nízkolegovaných ocelí je doprovázena snižováním tvrdosti oceli. U některých ocelí s karbidotvornými přísadami dochází však při popouštění za teploty cca 500 °C ke zvýšení tvrdosti, jež souvisí s precipitací jemných částic speciálních karbidů a označuje se jako sekundární tvrdost.

2.2 Fyzikální základy ohřevu

Při hledání optimálních podmínek tepelných úprav materiálu musíme přihlížet k jeho výchozím fyzikálním vlastnostem a k jejich změnám během zpracování. V této kapitole se budeme zabývat hlavními charakteristikami tepelných vlastností kovů a slitin. K nim patří měrná tepelná kapacita, tepelná vodivost, teplotní vodivost a teplotní součinitel délkové roztažnosti, hustota.

2.2.1 Měrná tepelná kapacita

Měrná tepelná kapacita je veličina charakteristická pro danou látku. Měrná tepelná kapacita pevných a kapalných látek se mění s teplotou. Proto v tabulkách MFChT najdeme hodnoty udané při jediné teplotě. U plynů a par je situace složitější. Měrná tepelná kapacita závisí nejen na teplotě, ale také na tlaku a zejména na podmínkách, za kterých se teplo plynu předává. Podle toho rozeznáváme měrnou tepelnou kapacitu c_p za stálého tlaku a měrnou tepelnou kapacitu c_V za stálého objemu. Vliv chemického složení je sotva znatelný, pro oceli při pokojové teplotě $c = 469$ až 511 [$\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$] a pro uhlíkové oceli v teplotním rozmezí 0 až 100 °C je $c = 466,5 + 19,1\cdot w_c$, kde w_c je hmotnostní podíl uhlíku v oceli (%). Jednotkou tepelné kapacity je $\text{J}\cdot\text{K}^{-1}$. Daleko výhodnější je stanovit, kolik tepla je potřeba k ohřátí látky o známé hmotnosti. Proto zavedeme měrnou tepelnou kapacitu c

$$c = \frac{C}{m} = \frac{Q}{m\Delta t} \quad [1]$$

kde m je hmotnost tělesa. Jednotkou měrné tepelné kapacity je $\text{J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{kg}^{-1}$. Máme-li směs složenou z více druhů látek o hmotnostech m_1, m_2, \dots a měrných tepelných kapacitách c_1, c_2, \dots , pak výsledná měrná tepelná kapacita směsi je

$$c = \frac{c_1 m_1 + c_2 m_2 + \dots}{m} \quad [2]$$

kde m je celková hmotnost směsi. Toto pravidlo platí i pro slitiny kovů. Ze vztahu pro měrnou tepelnou kapacitu můžeme vypočítat teplo

$$Q = cm\Delta T \quad [3]$$

Jednotkou tepla je jeden joule. Starší nebo také technickou jednotkou pro množství tepla je kilokalorie ($kcal$), která představuje množství tepla potřebné k ohřátí 1 kg čisté vody

z 14,5 °C na 15,5 °C. Jedna kcal představuje asi 4,18 J. Větší měrná tepelná kapacita prodlužuje dobu ohřevu a zvyšuje jeho energetickou náročnost.

2.2.2 Součinitel tepelné vodivosti

Součinitel tepelné vodivosti lze definovat jako množství tepla, které musí za jednotku času projít tělesem, aby na jednotkovou délku byl jednotkový spád. Přitom se předpokládá, že teplo se šíří pouze v jednom směru. Základní jednotkou je Watt na metr a Kelvin ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). Hodnota součinitele tepelné vodivosti se zjišťuje experimentálně.

Tepelná vodivost je u čistých kovů nejvyšší (u železa $\lambda \approx 75 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$), kdežto přísadovými prvky se snižuje. Pro součinitel tepelné vodivosti ocelí feritických (λ_f), perlitických (λ_p), martenzitických (λ_m) a austenitických (λ_a) platí, že

$$\lambda_f > \lambda_p > \lambda_m > \lambda_a \quad [4]$$

Součinitel tepelné vodivosti se snižuje zhuštěním mřížkových poruch, jímž se vyznačuje struktura litá, tvářená za studena či zakalená.

Nad teplotou 900 °C se součinitel tepelné vodivosti všech druhů oceli ustaluje na hodnotě $25 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$.

Pro nelegované (uhlíkové) oceli ($w_c < 0.4 \%$) při teplotě 0 °C

$$\lambda_0 = \frac{419}{5.74 + 2.43w_c + 5.09w_{Si} + 2.46w_{Mn}} \quad [5]$$

a pro nelegované (uhlíkové) oceli ($w_c > 0.4 \%$) při teplotě 0 °C

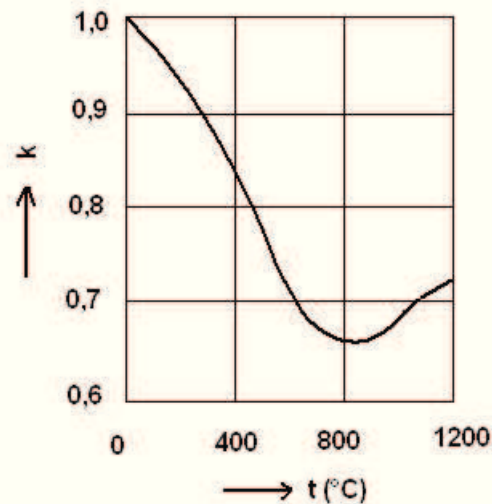
$$\lambda_0 = \frac{419}{4.4 + 8.7w_c + 3.67w_{Si} + 1.9w_{Mn}} \quad [6]$$

kde w_i je hmotnostní podíl i-tého prvku v oceli (%).

Pro nelegované (uhlíkové oceli) při teplotách $t > 0 \text{ °C}$

$$\lambda = k \cdot \lambda_0 \quad [7]$$

kde k je opravný součinitel, jeho závislost na teplotě je zřejmá na (**obr. 2**).



Obr. 2

2.2.3 Hustota

Hustota je nejnižší u čistých kovů, např. pro železo $\rho = 7880 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, pro oceli při teplotě $0 \text{ }^\circ\text{C}$,

$$\rho_0 = 7876 - 40w_c - 16w_{\text{Mn}} - 73w_{\text{Si}} - 164w_s - 117w_p + 11w_{\text{Cu}} + 4w_{\text{Ni}} + w_{\text{Cr}} + 95w_w - 120w_{\text{Al}} \quad [8]$$

kde w_i je hmotnostní podíl i -tého prvku v oceli (%).

U nelegovaných ocelí $\rho = 7800 - 7850 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, u vysokolegovaných ocelí, především wolframových, až $8690 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Větší hustota prodlužuje dobu ohřevu a zvyšuje jeho energetickou náročnost.

2.2.4 Součinitel teplotní vodivosti

Změna teploty s časem, ke které dochází v teplotním poli ve výrobku při nestacionárním vedení tepla je přímo úměrná tepelné vodivosti, ale nepřímo úměrná měrné tepelné kapacitě c_p a hustotě ρ . Proto se zavádí veličina, která charakterizuje rychlost změn teploty při ohřevu nebo při ochlazování výrobku.

Je to součinitel teplotní vodivosti nebo prostě teplotní vodivost:

$$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \quad (\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}) \quad [9]$$

U uhlíkových ocelí při teplotě 0 °C se pohybuje $a = 111$ až $166 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, u legovaných ocelí je $a < 111 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Teplotní závislost je obdobná jako u součinitele tepelné vodivosti; při $t > 900$ °C lze pro většinu ocelí psát, že $a \approx 39 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Větší součinitel teplotní vodivosti zkracuje dobu ohřevu a snižuje jeho energetickou náročnost.

2.2.5 Teplotní délková roztažnost

Tato roztažnost je nejnižší u čistých kovů, např. u železa při teplotě 0 °C je teplotní délková roztažnost $\alpha = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Vliv uhlířuje příznačným rysem austenitických ocelí. Při ohřevu se teplotní délková roztažnost zvětšuje až na maximum při teplotě rekystalizace, a poté se zmenšuje následkem menšího objemu nové fáze. Větší teplotní roztažnost vyvolává větší tepelná pnutí; čelí se tomu snížením rychlosti ohřevu, což je však spojeno se zvýšením energetické náročnosti ohřevu.

2.2.6 Teplotní délková roztažnost

Mechanické vlastnosti mají velký vliv na odolnost ohříváných těles proti tepelným pnutím, která zákonitě doprovázejí každý ohřev. Za výstižnou charakteristiku pružných vlastností kovů se považuje modul pružnosti v tahu E. Nad teplotou 500 – 550 °C ztrácí většina oceli pružné vlastnosti a přechází do plastického stavu.

2.2.7 Mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti mají velký vliv na odolnost ohříváných těles proti tepelným pnutím, která zákonitě doprovázejí každý ohřev. Za výstižnou charakteristiku pružných vlastností kovů se považuje modul pružnosti v tahu E. Nad teplotou 500 – 550 °C ztrácí většina oceli pružné vlastnosti a přechází do plastického stavu.

2.2.8 Tepelná pnutí

Tepelná pnutí vznikají při ohřevu tělesa následkem objemových změn, které jsou důsledkem nerovnoměrného rozdělení teploty v ohřívaném tělese. Pro vznik a důsledky pnutí je obzvlášť nebezpečná oblast nízkých teplot (< 550 °C), kdy je ocel v pružném stavu a není schopna vzdorovat velkým pnutím. V počáteční fázi ohřevu se to projevuje tak, že povrchové vrstvy zahřáté na vyšší teplotu mají tendenci zvětšovat svůj objem, čemuž však brání ještě neprohřátá jádrová oblast, takže na povrchu vzniknou tepelná pnutí tlaková a v jádře tahová. Při ohřevu mohou vzniknout i pnutí překrytizační a je nutno připustit, že v tělese se již akumulovala před ohřevem pnutí zbytková jako důsledek předchozího

ochlazování. Jestliže překryšalizační pnutí uhlíkových ocelí nejsou nebezpečná, pak u legovaných ocelí je již nezbytné s jejich účinkem počítat. Zvažovat je nutno i pnutí zbytková, neboť se vyznačují stejným znaménkem jako pnutí tepelná, čímž se jejich účinek sčítá. Tepelná pnutí nesmějí při ohřevu překročit dovolené napětí σ_D , což lze zabezpečit přípustným teplotním rozdílem v ohřívaném tělese ΔT .

Platí, že

$$\Delta T = \frac{k\sigma_0}{\alpha E} \quad (\text{K}) \quad [10]$$

k - tvarový součinitel

α - teplotní délková roztažnost (K^{-1})

E - modul pružnosti v tahu (MPa)

2.3 Fázové přeměny v oceli během ohřevu a ochlazování

Při studiu fázových přeměn hledisko termodynamické, kinetické a mechanismus přeměny:

- termodynamika zkoumá stabilitu fází (velikost energie k fázové přeměně)
- kinetika (rychlost přechodu soustavy z nestabilního do stabilního stavu) - parametry rychlost nukleace, rychlost růstu a celková rychlost přeměny - závislé především na stupni přechlazení (přehřátí) soustavy
- mechanismus:
 - difúzní - vznik a postupný růst zárodků nové fáze nekoordinovaným pohybem atomů a bývá doprovázen změnou objemu eventuálně rozdílným chemickým složením nové a matečné fáze - rychlosti řízeny difúzí (teplotně závislé)
 - bezdifúzní - koordinovaný pohyb atomů, vztah mezi krystalografickou mřížkou nové a původní fáze – pohyb atomů v rámci parametru mřížky, stejné chemické složení - pohyb fázového rozhraní rychlostí zvuku – růst atermický (nezávislý na teplotě)
- některé přeměny kombinace obou

2.3.1 Termodynamika fázové přeměny

Za určitých podmínek dochází v kovech a slitinách k fázovým přeměnám (transformacím), při kterých se původní fáze mění na jinou fázi. Fázové přeměny, které probíhají při tuhnutí taveniny se nazývají primární fázové přeměny. Změny fází ve struktuře kovů označujeme jako sekundární fázové přeměny, překrytalizované fázové přeměny nebo fázové přeměny v tuhém stavu.

Společným znakem všech fázových přeměn je tendence soustavy dosáhnout při změně okolních podmínek rovnovážný stav s minimální hodnotou Gibbsovy volné energie, která je definovaná jako:

$$G = H - T \cdot S \quad [11]$$

Kde: H – entalpie soustavy

T – absolutní teplota

S – entropie soustavy (uspořádání)

Termodynamicky je stabilní ta fáze, která má při dané teplotě nejnižší hodnotu Gibbsovy volné energie G.

2.3.2 Difúze

Je procesem, při kterém se atomy samovolně pohybují v pevné látce na vzdálenost větší než meziatomová. Atomy se zpravidla pohybují z místa s vyšší koncentrací daného prvku do místa s jeho nižší koncentrací.

Proces difúze je možno popsat dvěma Fickovými zákony:

1. Fickův zákon: Změna koncentrace přísadového prvku v jednom směru (stacionární difúze)
2. Fickův zákon: Změna koncentrace přísadového prvku ve všech třech osách v závislosti na čase

Důležitým faktorem při difúzi je koeficient difúze D [cm/s], který charakterizuje rychlost difúze. V případech anizotropních materiálů vykazuje různé hodnoty v jednotlivých směrech, a v případech izotropních materiálů je konstantní v různých směrech a od teploty závisí exponenciálně.

Lze jej vypočítat dle vztahu:

$$D = D_0 \cdot e^{Q/RT} \quad [12]$$

Kde: D_0 – koeficient závislý na typu krystalické struktury (nezávisí na teplotě)

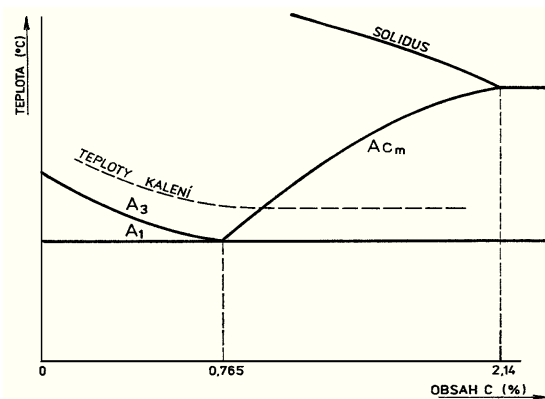
Q – aktivační energie difúze

R – univerzální plynová konstanta

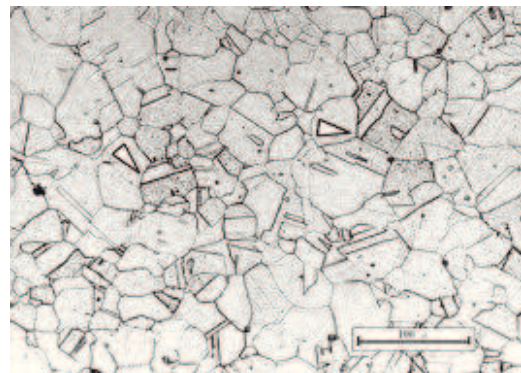
T – absolutní teplota [K]

2.3.3 Austenitizace

Při ohřevu dochází k obrácenému postupu než při ochlazování, tzn., že obecné zásady platí i naopak. U podeutektoidní oceli dochází při ohřevu nejprve k přeměně perlitu na austenit a pak k postupné přeměně feritu na austenit (**obr. 3**). U eutektoidní oceli se při dosažení teploty Ac_1 perlit mění na austenit (**obr. 4**).



Obr. 3 Teplota kalení a přeměny austenitu



Obr. 4 Austenit

U nadeutektoidní oceli je průběh přeměny obdobný jako u oceli podeutektoidní, jen s tím rozdílem, že teplota Ac_3 je nahrazena teplotou Ac_m a ferit sekundárním cementitem. Překrytím nebo rozpouštěním segregátů však změny struktury nekončí. Dalším zvyšováním teploty a prodlužováním výdrže na teplotě dochází k růstu zrna. Velikost zrn

je důležitá zejména u slitinových ocelí, neboť má velký vliv na některé význačné vlastnosti. Tak např. čím je zrna jemnější, tím horší je tvárnost a obrobiteľnosť ale vyšší tažnosť, zúžení a houževnatost, nižší tvrdost, značně menší prokalitelnost, menší vnitřní pnutí atd. Jemnozrnnost může vést k nežádoucímu zhoršení některých vlastností (tvárnosti, prokalitelnosti atd.), avšak nadměrná hrubozrnnost vede vždy k nepřijatelnému zhoršení vlastností.

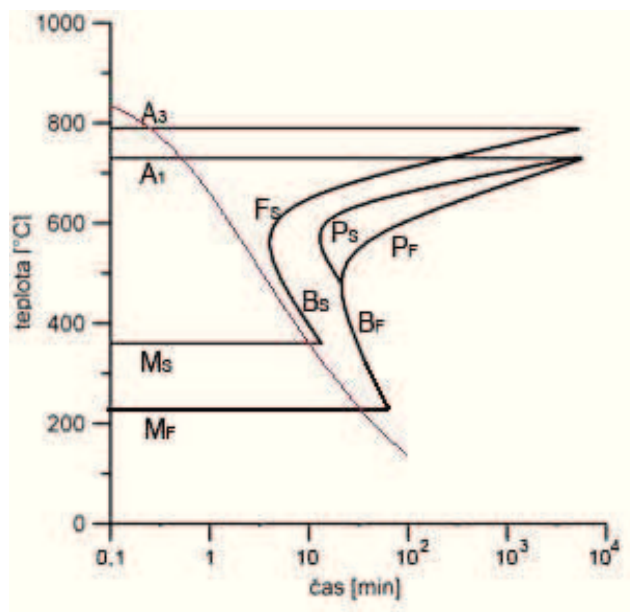
2.3.4 Vliv rychlosti ochlazování na strukturu materiálu

Při pomalém ochlazování existuje austenit jen do teploty A_{r1} , při které nastává jeho eutektoidní rozpad na perlit. To platí za podmínek termodynamické rovnováhy, kdy je k dispozici dostatečný čas potřebný k proběhnutí příslušných dějů, především difúze. Při teplotě nad A_1 existuje austenit libovolně dlouho, a proto se nazývá stabilní austenit.

Při dostatečně rychlém ochlazení pod teplotu A_1 jsou difúzní děje potlačovány. Čím je rychlost ochlazování slitiny vyšší, tím více jsou zpomaleny difúzní pochody, protože nemají dostatek času se uplatnit. Slitina se tím dostává do stavu nerovnovážného. Při překročení určité hranice rychlosti ochlazování nastane potlačení difúzních pochodů úplně. Austenit se přechladí a dostane se do stavu nestabilního. Takový austenit se nazývá nestabilní a za určitý čas se rozpadá. Doba rozpadu je přesně daná a závisí na chemickém složení a na výši teploty oceli. Nejnižší teplota, při níž může existovat stabilní austenit je A_1 , nejnižší teplota, při níž může existovat nestabilní austenit, je teplota jeho transformace na martenzit označená M_s .

2.3.5 Rozpad austenitu

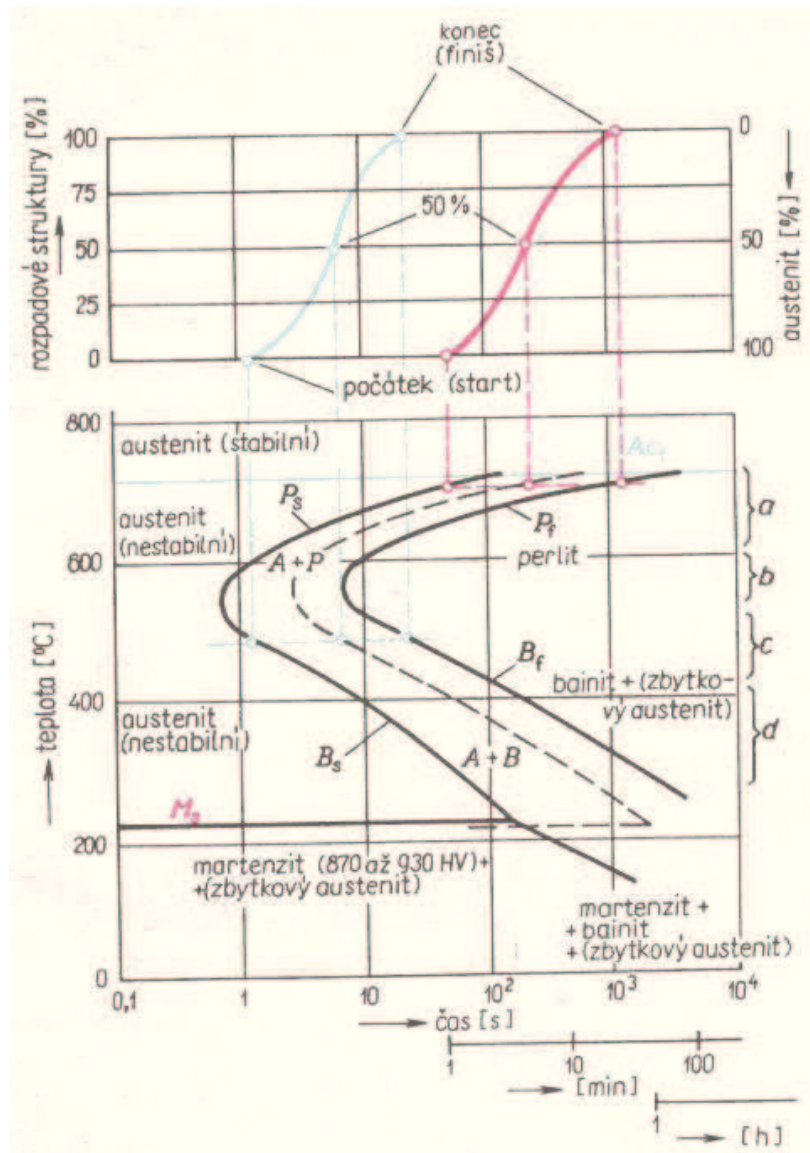
Největší význam při tepelném zpracování má rozpad austenitu. Umožňuje totiž kalení a zušlechťování ocelí, lze ho realizovat dvěma způsoby. První způsob záleží v tom, že slitinu ohřejeme do oblasti austenitu, ponecháme ji na této teplotě tak dlouho, dokud neproběhne úplná austenitizace, a pak prudce ochladíme (teoreticky nekonečně velkou ochlazovací rychlostí) na určitou teplotu. Tu pak udržujeme konstantní (izotermickou) a sledujeme, jak probíhá rozpad austenitu v závislosti na čase. Mluvíme pak o izotermickém rozpadu austenitu (IRA). Při druhém způsobu provedeme z austenitizační teploty plynulé postupné ochlazování až na normální teplotu (což je v praxi nejčastější případ) a sledujeme na něm průběh rozpadu. Mluvíme potom o anizotermickém rozpadu austenitu ARA (**obr. 5**).



Obr. 5 ARA diagram

2.3.6 Izotermický rozpad austenitu

Princip izotermického rozpadu austenitu spočívá v co nejrychlejším (teoreticky nekonečně rychle) ochlazením austenitu na různé teploty nižší než A_{r1} , pod kterou již austenit nemůže dlouhodobě existovat. Při výdrži na těchto teplotách se pak sleduje, kdy a jaké struktury budou z austenitu za izotermických podmínek vznikat, což se zaznamenává do diagramu teplota - čas. Tento způsob tepelného zpracování se vyskytuje při ochlazování velmi malých nebo tenkých (pásů, plechů) výrobků. Ochladí-li se austenit co nejrychleji na různé teploty nižší než A_{r1} , ale vyšší než M_s , budou za různou dobu po ochlazení t , které se říká inkubační, vznikat ve struktuře první zárodky nové fáze. Austenit, který se dostává, po inkubační dobu do stavu nestabilního, se transformuje na různé struktury v závislosti na transformační teplotě. Po určité době bude celá transformace austenitu na novou fázi ukončena. Jednotlivé doby začátků a konců transformací při teplotách vyšších než M_s se zakreslí do diagramu teplota-čas jako body S (start) a F (finish) (**obr. 6**). Propojením všech bodů S a F spolu s izotermou M_s vznikne diagram izotermického rozpadu austenitu, zkráceně diagram IRA.

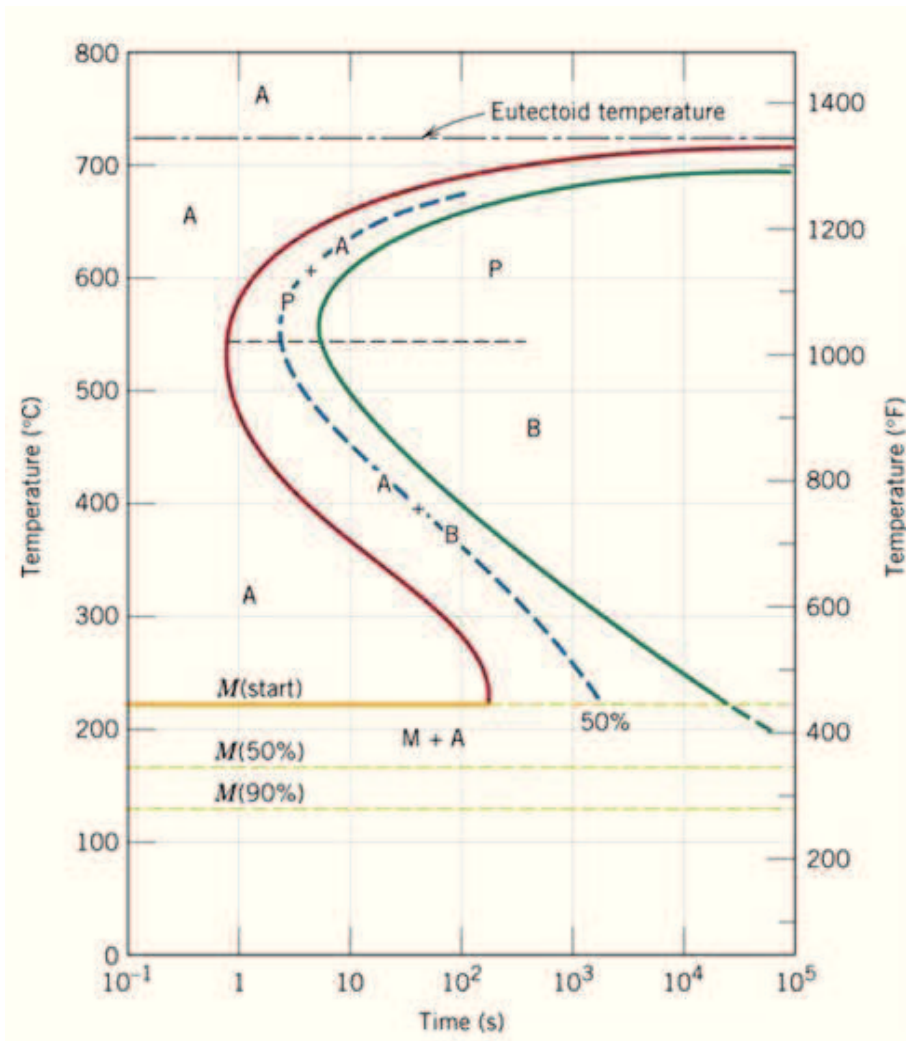


Obr. 6 Diagram IRA pro eutektoidní uhlíkovou ocel

- a) oblast hrubšího perlitu (HV=230)
- b) oblast jemného a velmi jemného perlitu (HV=290 až 340)
- c) oblast horního bainitu (HV=360 až 420)
- d) oblast spodního bainitu (HV=470 až 650)

Z tohoto diagramu plyne, že rychlost rozpadu i inkubační doby jsou různé při různých teplotách. Nejkratší inkubační doba a doba rozpadu je při teplotě 550 °C, kde

křivky rozpadu tvoří tzv. nos. V anglické literatuře se tento diagram označuje písmeny TTT. Někdy se podle svého tvaru tyto křivky nazývají C-křivky (**obr. 7**).



Obr. 7 Diagram přeměn

A – austenit (difúzní mechanismus)

P – perlit (difúzní mechanismus)

B – bainit (difúzní mechanismus)

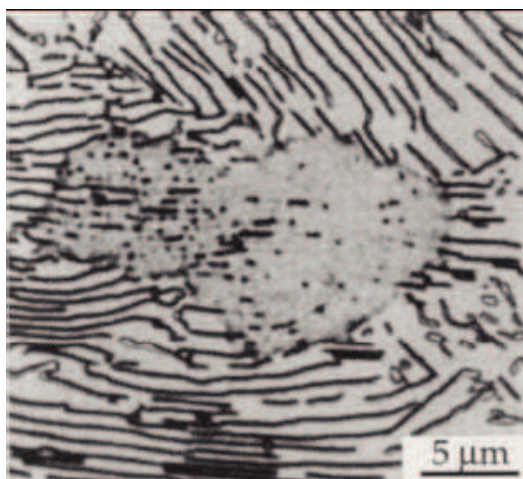
M – martenzit (bezdifúzní mechanismus)

Z hlediska přehlednosti diagramu je souřadnicová časová osa zakreslena v logaritmicke stupnici, kdežto pořadnice teplot je rovnoměrná. Zprvu zkracování doby začátků a ukončení transformace a pozdější jejich opětne prodlužování souvisí jednak s uvolňováním volné energie soustavy v důsledku jejího ochlazování, jednak s difúzí atomů.

Při vyšších teplotách vlivem uvolněné energie a značné difúze se inkubační doby zkracují. Při poklesu pod teplotu nosu však začíná převládat negativní vliv nízké difúze, jejíž účinek je již v důsledku poměrně nízké teploty značně omezen. Doby začátků a ukončení transformace se tím opět začínají prodlužovat. Difúze i při snižujících se teplotách funguje stále, i když stále pomaleji a to až po určitou teplotní hranici, která se označuje M_s . Při jejím podkročení přestávají fungovat difúzní pochody zcela a transformace austenitu se děje bezdifúzně.

2.3.7 Perlitická přeměna

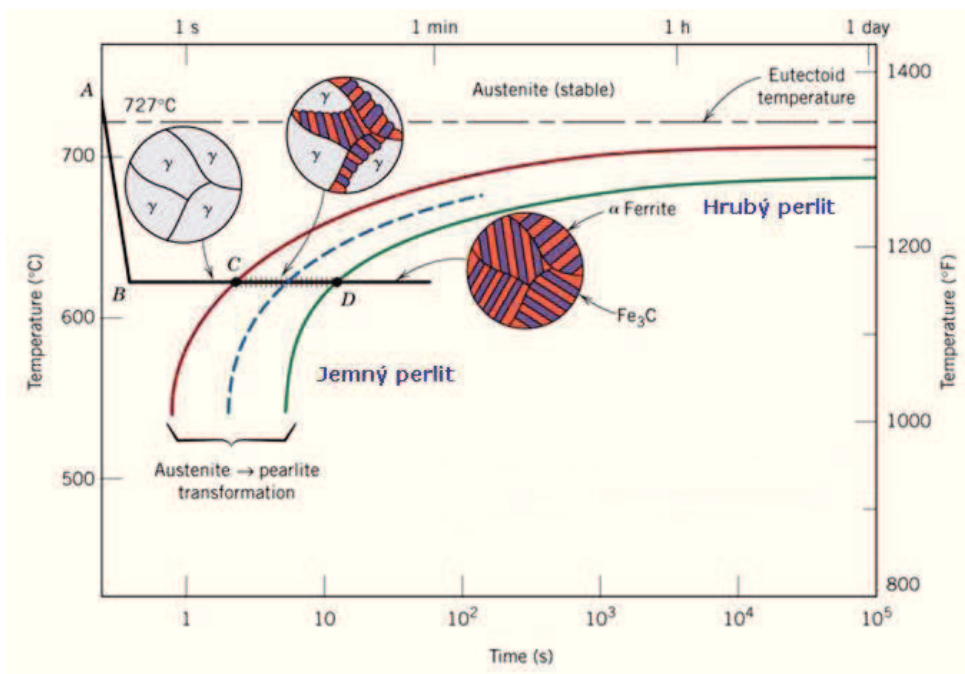
Perlit je pravděpodobně nejznámější mikrostruktury v celé vědě metalografie. Již před 100lety bylo Sorbym zveřejněno, že předpokládá vznik lamelární směsi feritu a cementitu. Perlit je velmi častou složkou široké škály ocelí. Při pomalém ochlazení se u eutektoidní (perlitické) oceli přeměňuje austenit při eutektoidní teplotě ($A_1 = A_3 = A_{cm}$) perlitickou transformací na lamelární perlit, u kterého jsou tloušťky lamel úměrné poměrnému množství obsahu feritu a cementitu, tedy cca 7:1. U podeutektoidních ocelí se pod teplotou A_3 austenit postupně transformuje nejdříve na proeutektoidní ferit, u nadeutektoidních ocelí pod teplotou A_{cm} nejdříve na proeutektoidní (sekundární) cementit. Teprve při teplotě A_1 proběhne transformace na perlit (**obr. 8**). Ochladí-li se u eutektoidní oceli austenit co nejrychleji na různé teploty nižší než A_{r_1} a asi 550 °C, budou za různou inkubační dobu vznikat ve struktuře první zárodky. Po určité době bude celá transformace austenitu na perlit ukončena.



Obr. 8 Mikrostruktura ukazující austenit s perlitem

Spojením bodů začátků a ukončení transformace austenitu na perlit vzniknou v IRA diagramu dvě křivky, které se označí P_s (perlit start) a P_f (perlit finish). Při snižující se

teplotě ochlazování se inkubační doby začátků i doby ukončení transformace austenitu nejprve zkracují a to až do určité teploty, pod níž se inkubační doby začínají opět prodlužovat. Při této limitní teplotě křivka začátků transformace vytvoří tzv. nos, který určuje teplotu, při níž je inkubační doba dané oceli nejkratší (**obr. 9**).



Obr. 9 Diagram transformace perlitu

Tato teplota je u perlitické oceli asi 550 °C. Perlit tedy vzniká v teplotním pásmu mezi teplotou nosu a A_{r1} . Při teplotách blízkých A_1 vzniká hrubý lamelární perlit. Při dalším snižování teplot ochlazování vzniká lamelární perlit tím jemnější, čím více se teplota ochlazování vzdaluje od teploty A_1 . Lamelární perlitická struktura při teplotách blízkých nosu dosahuje takové jemnosti, že je už nerozeznatelná optickým mikroskopem. Elektronový mikroskop však potvrzuje, že se stále jedná o lamelární perlit. Lamely perlitu, které se skládají z lamel feritu a cementitu, se tvoří výhradně na hranicích austenitických zrn.

2.3.8 Bainitická přeměna

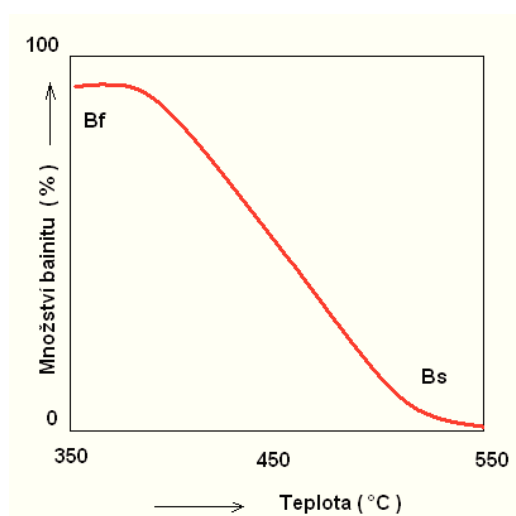
Jestliže rozpad austenitu probíhá pod tzv. nosem transformačního diagramu, jsou vzhled i vlastnosti vzniklé struktury odlišné od perlitu. Tato odlišnost nové struktury vyplývá z rozdílných podmínek rozpadu austenitu při nižších teplotách, kdy rychlost difúze uhlíku v austenitu je značně omezena, takže nemůže vznikat rovnovážná směs feritu a cementitu jako v případě perlitické přeměny. Austenit se v tomto případě rozpadá na směs

feritu a jemně rozptýlených částic cementitu bez výrazného strukturního vztahu obou těchto složek. Tato nová struktura se nazývá bainit (**obr. 10**). Přeměna se pak nazývá bainitická. Vzhledem k tomu, že rychlost reakce závisí silně na chemickém složení austenitu na počátku reakce, jsou důležité znalosti kinetiky fázových transformací, kterých musíme využít pro technické hledisko výběru správného chemického složení slitiny a vhodných podmínek pro tepelné zpracování dané výrobní lince.



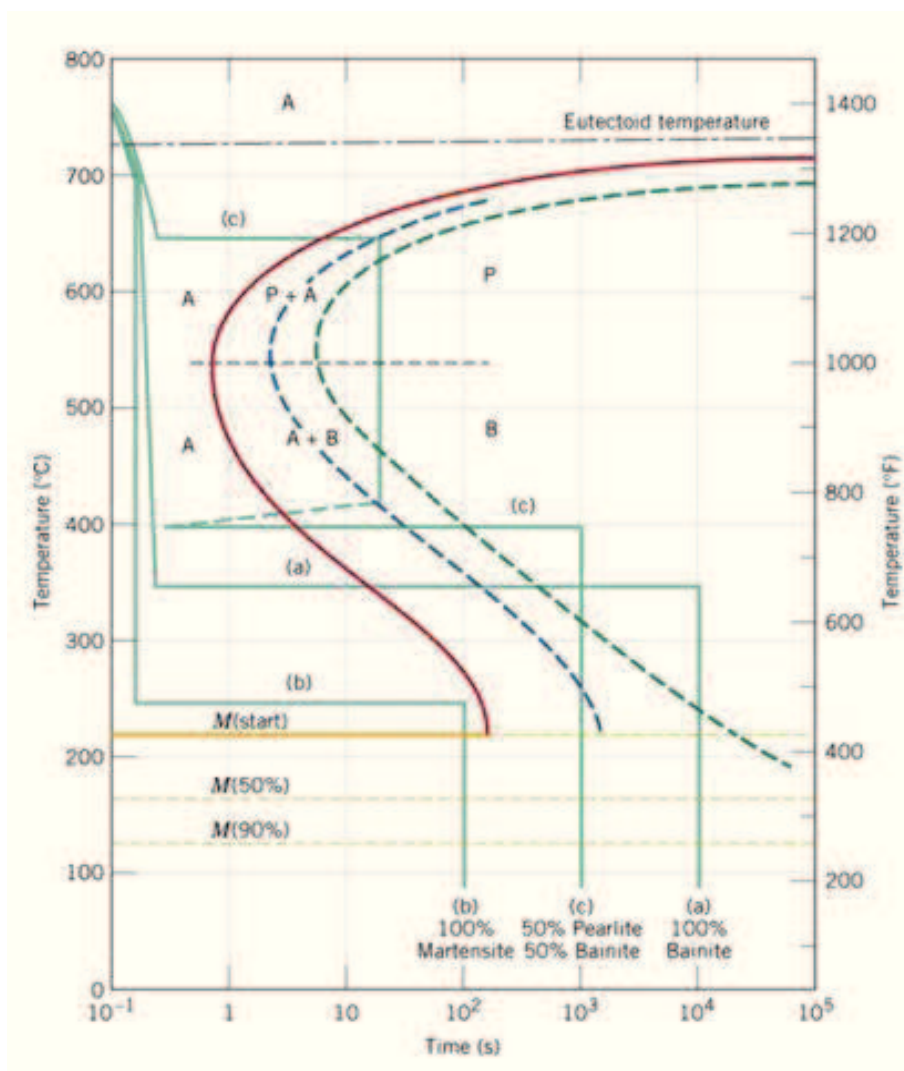
Obr. 10 Bainit

Bainitická přeměna má při různých teplotách ochlazování svůj začátek a ukončení. Řízeným ochlazováním jsme schopni ovlivnit transformace v oceli a tím dosáhnout výchozí struktury dle ochlazovacích teplot v závislosti na čase ochlazování (**obr. 12**). Spojením začátků a ukončení transformací austenitu na bainit při různých teplotách ochlazování vzniknou křivky, které se označují B_s (bainit start) a B_f (bainit finish) (**obr. 11**), a které navazují na křivky P_s a P_f . Izoterma M_s nespojitě navazuje na křivku B_s .



Obr. 11 Křivky B_f , B_s

Po ukončení bainitické přeměny dané křivkou B_f je možné ocel již ochladit na teplotu okolí. Určitý podíl austenitu, kterému se říká zbytkový, však zůstane vždy nepřeměněn. Výsledkem je, že celá struktura je nová a její vlastnosti také. Morfologie i vlastnosti bainitu závisí na teplotě transformace. V oblasti vyšších teplot vzniká struktura nazvaná horní bainit, která svojí morfologií připomíná perlit. Při nízkých teplotách vzniká tzv. dolní bainit, jehož morfologie připomíná martenzit. Vlivem difúze C, která je za těchto teplot ještě dostačující, však nastává precipitace bainitického cementitu v lamelách feritu. Mezi jednotlivými strukturami vzniklými rozpadem austenitu při různých teplotách existuje plynulý přechod od struktur perlitických přes různé druhy bainitu až k martenzitu. Bainitická struktura je ze všech struktur vyskytujících se v oceli nejsložitější.



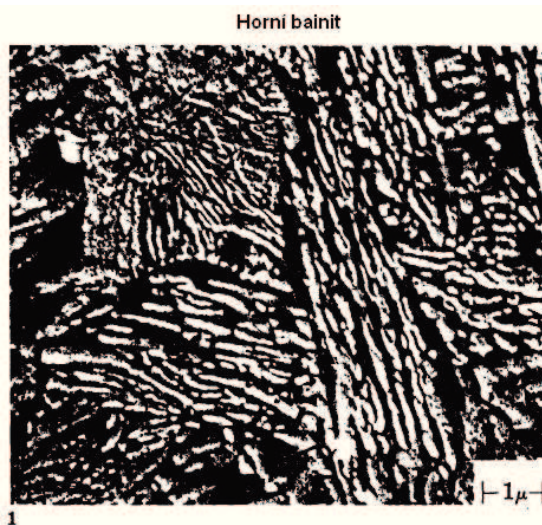
Obr. 12 Transformace oceli v závislosti na čase

- a) 100% bainitu
- b) 100% martenzitu
- c) 50% bainitu a 50% perlitu

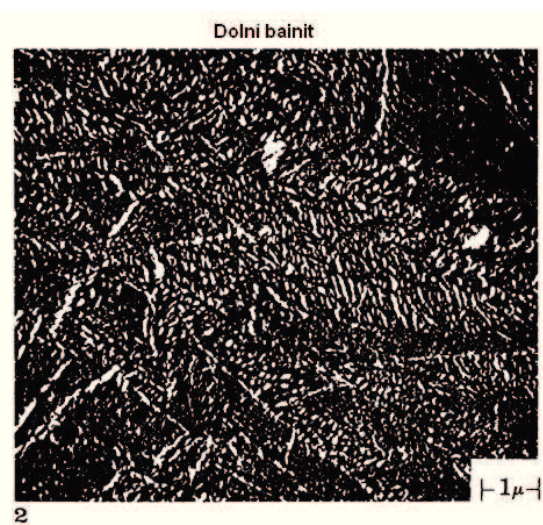
Její struktura značně závisí na obsahu C a slitinových prvků. Bainit je rovněž jako perlit směsí feritu a cementitu, ale z hlediska morfologie a geneze se od perlitu liší tím, že:

- neproběhne dokonale difúze a ferit proto bude mít více C, než odpovídá rovnovážnému stavu
- lamely perlitu jsou nahrazeny laťovitými útvary ve formě jehlic.

V důsledku jehlicové struktury se bainit vyznačuje značnou pevností při poměrně vysoké houževnatosti. Je ale výrazný rozdíl v mechanických vlastnostech bainitu vzniklému těsně pod nosem křivky a bainitu vzniklému až těsně nad teplotou M_s . Horní bainit (**obr. 13**) má malou tvrdost a pevnost, ale velkou tažnost, dolní bainit (**obr. 14**) má naopak velkou tvrdost a pevnost (až 1500 MPa) a menší tažnost.



Obr. 13 Horní bainit

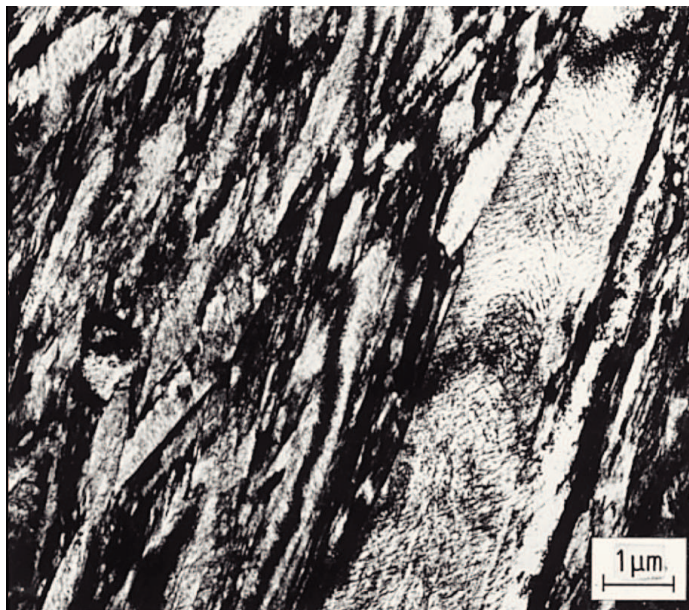


Obr. 14 Dolní bainit

2.3.9 Martenzitická přeměna

Rychlým ochlazováním austenitu pod teplotu označovanou M_s (asi 300 °C) přestávají fungovat difúzní transformace a proběhne transformace bezdifúzně. Její příčinou je dvojitý skluz atomové mřížky. Při ní se atomy posouvají vzhledem ke svým sousedům o úseky kratší, než jsou meziatomové vzdálenosti. Tato bezdifúzní transformace se nazývá

martenzitická. Její zvláštností je, že probíhá náraz, přesněji rychlostí zvuku v oceli. Při ní vzniká nová struktura – martenzit (**obr. 15**).



Obr. 15 Mikrostruktura latí martenzitu

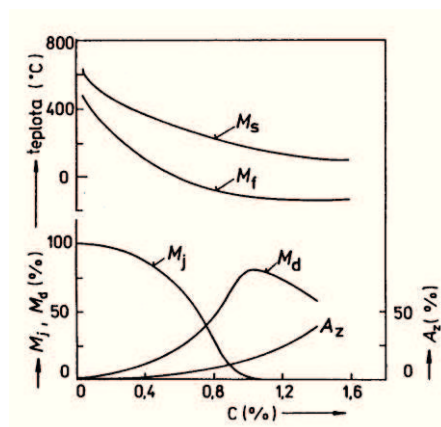
Jeho mřížka má tvar prostorově středěné tetragonální mřížky. Čím větší bude tetragonalita martenzitu, tím tvrdší bude vytvořená martenzitická struktura. A tetragonalita bude tím větší, čím více C bude ocel obsahovat. U ocelí s nízkým obsahem C, přestože proběhne martenzitická transformace, ocel prakticky nezmění své mechanické vlastnosti. Aby se martenzitickou přeměnou viditelně zvýšily mechanické vlastnosti, je nutno použít oceli s obsahem C vyšším než 0,3 %. Maximální tvrdost uhlíkové oceli dosahuje při obsahu C mezi 0,8 a 1,0 %, pak již tvrdost se zvyšujícím se obsahem C neroste. V ocelích ovlivňuje vysokou tvrdost martenzitu však mnohem výše přítomnost velkého množství intersticiálních atomů C v mřížce martenzitu. Protože martenzitická reakce je bezdifúzní, zůstávají atomy C v martenzitu v těch místech, kde byly před transformací v austenitu. Vzhledem k podstatným rozdílům v rozpustnosti intersticiálních prvků v plošně a prostorově centrované mřížce Fe, je stupeň přesycení martenzitu C obrovský. Intersticiální atomy deformují tetragonální mřížku α -Fe nejvíce v oblasti intersticiálního atomu. Se zvyšující se vzdáleností od něho se deformace mřížky snižují. Tyto deformace brzdí pohyb dislokací v mřížce martenzitu a tím zvyšují tvrdost slitiny. Pnutí a deformace může dosáhnout takové velikosti, že se výrobek při martenzitické transformaci mechanicky poruší - praskne, roztrhne se. Ze způsobu vzniku martenzitu vyplývá, že martenzit je přesycený tuhý roztok C v α -Fe a takový se označuje α' . Martenzit je metastabilní

strukturou s charakteristickým tvarem jehlic (obr. 16), který se již bez další energie (ohřevu) nebude při teplotě okolí měnit.



Obr. 16 Jehlice martenzitu

Přeměna austenitu na martenzit začíná ihned na teplotě označenou M_s (martenzit start). Ta tvoří izotermu od počátku časové souřadnice až k bainitické křivce B_s . Výše teploty M_s nezávisí na rychlosti ochlazování. Každé teplotě pod M_s odpovídá u dané oceli určitý podíl martenzitu. Tohoto podílu martenzitu se dosáhne ihned po snížení teploty na danou výši. Setrvání na konstantní teplotě, která je pod M_s , se množství martenzitu nezvyšuje. Aby se vytvořil další martenzit, je nutno teplotu dále snižovat. Z tohoto důvodu se mluví o atermické povaze martenzitické transformace. Pro každou ocel je tak možno získat charakteristickou závislost mezi teplotou a podílem martenzitické struktury, kterou znázorňuje martenzitická křivka. Na polohu teplot M_s a M_f má výrazný vliv obsah C (obr. 17).

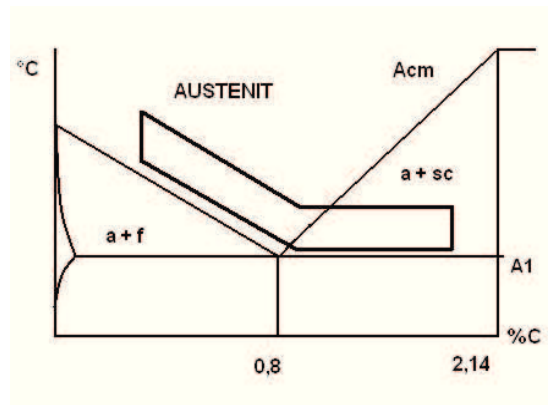


Obr. 17 Vliv obsahu C na teploty M_s a M_f

Ukončení přeměny austenitu na martenzit vyznačuje teplota M_f (martenzit finish), která může, ale nemusí být izotermou. Teplota M_f není definována jako teplota, při níž ve struktuře mizí poslední austenit a je přítomen pouze martenzit, ale jako teplota, pod níž již martenzitická transformace neprobíhá. I pod teplotou M_f totiž zůstává v oceli určitý podíl austenitu, který má zvýšenou stabilitu proti transformaci na martenzit i na bainit. Tento nepřeměněný austenit se nazývá zbytkový austenit. Jeho množství se již dalším snižováním teploty pod M_s nemění. Příčinou vzniku zbytkového austenitu je zvýšení hustoty poruch a tím vznik vysokých vnitřních pnutí, které ztěžují a v krajním případě zamezují mřížkové přeměně na martenzit nebo na bainit. Vysoká hustota poruch v martenzitu odpovídá struktuře slitin po velké plastické deformaci. Nejjednodušší způsob odstranění zbytkového austenitu je popouštění. Při zvýšené teplotě se zbytkový austenit rozpadá na bainit, což se projevuje na změnách mechanických a fyzikálních vlastností při popouštění. Nejvýraznější změna je u tvrdosti, která se přechodně zvýší nebo alespoň se její pokles při rozpadu martenzitu zpomaluje. U výrobků, u nichž se požaduje vysoká tvrdost, a jsou vyrobeny z ocelí, které při popouštění tvrdost rychle ztrácejí, je vhodné zmrazování. Zmrazování je ochlazení pod teplotu M_f , je-li tato teplota pod teplotou okolí. Účelem je snížení množství zbytkového austenitu, který se přemění na martenzit, čímž se zvýší tvrdost oceli alepší rozměrová stabilita výrobku. Zmrazování se provádí co nejdříve po poklesu teploty kaleného předmětu pod teplotu M_s přenesením kaleného předmětu do zmrazovací lázně. Ve většině případů stačí zmrazení na teplotu $-80\text{ }^\circ\text{C}$ v lázni ze směsi lihu a tuhého CO_2 . Jen pro vysoce legované oceli se ke zmrazování používá tekutý N (teplota $-196\text{ }^\circ\text{C}$). Zmrazování se nesmí přerušovat, aby se austenit nemohl stabilizovat. Takto zakalené oceli jsou tvrdší až o 5 HRC oproti zakaleným obvyklým způsobem.

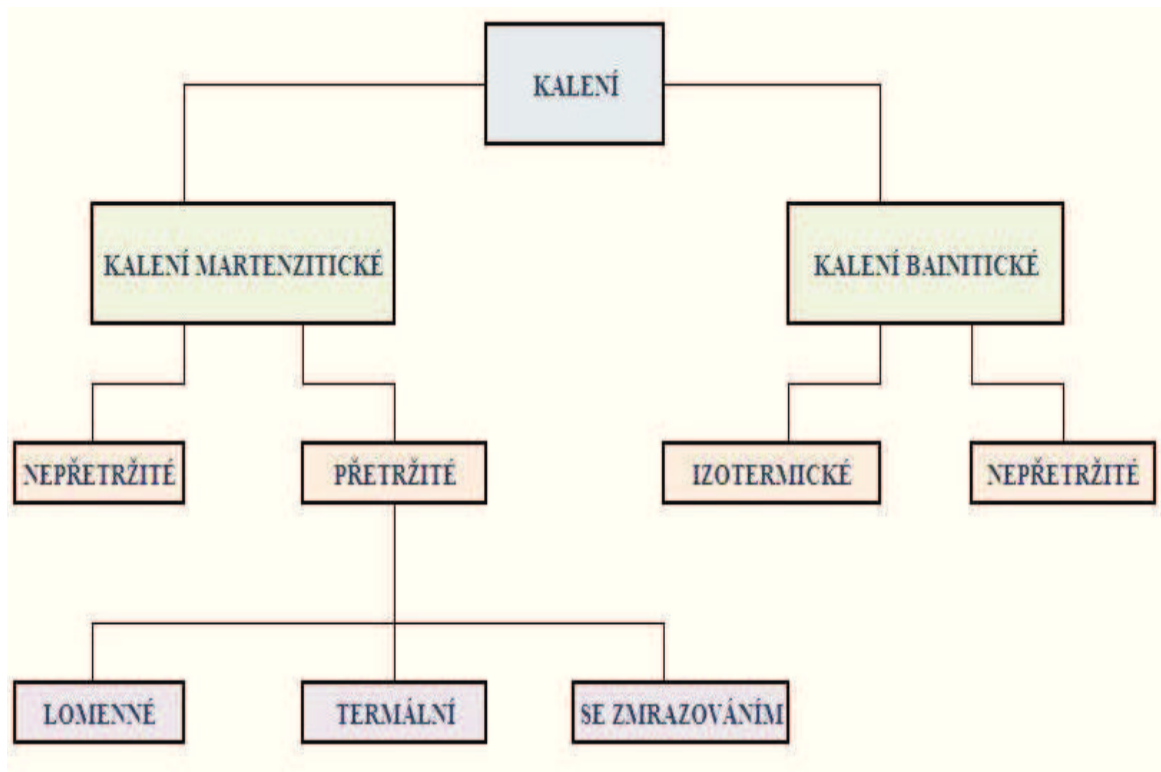
2.4 Technologie kalení

Účelem kalení je zvýšení tvrdosti oceli. Tohoto cíle je možno dosáhnout i jinými způsoby tepelného a mechanického zpracování. Kalení je způsobem nejčastějším. Principem kalení je převedení perlitického nebo perliticko-feritické struktury na martenzitickou nebo bainitickou. Z toho vyplývá, že kalitelné jsou oceli obsahující alespoň 0.3 % uhlíku. Postup kalení je stejně jako ostatní způsoby tepelného zpracování složen z fáze ohřevu, prohřátí a ochlazení. Výše ohřívací teploty pro kalení vyplývá ze samého požadavku zvýšení tvrdosti materiálů. V rovnovážném diagramu je pásmo teplot ohřevu pro kalení vyznačeno (**obr. 18**).



Obr. 18 Pásmo teplot pro kalení

Pokud by u ocelí podeutektoidních teplota byla v oblasti přechodu austenitu na ferit, změnil by se při ochlazení austenit na martenzit, ale ferit by žádnou přeměnu neprodělal. Získali bychom tak pouze směs tvrdého martenzitu a měkkého feritu. Proto je nutno ohřát materiál až do oblasti austenitu. Pak získáme martenzitickou strukturu. Naopak u ocelí nadeutektoidních je vhodné ohřát materiál pouze do oblasti přechodu austenitu na sekundární cementit ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$). Po ochlazení dostaneme směs tvrdého martenzitu a ještě tvrdšího cementitu. Při ohřevu vyšším, až do pásma austenitu, bychom s vyššími náklady na ohřev, získali pouze martenzit, tedy strukturu s nižší tvrdostí. Ochlazení oceli po jejím ohřevu musí být dostatečně rychlé, aby došlo k přeměně austenitu na martenzit. Při rychlém ochlazení, ale dochází ke značnému rozdílu teplot na povrchu a uvnitř materiálu a v důsledku teplotních dilatací ke vzniku vnitřních pnutí. Ta mohou způsobit porušení soudržnosti materiálu, zejména po vnějším zatížení. Proto je snahou volit jen bezpodmínečně nutnou ochlazovací rychlost. Optimální rychlosti ochlazení, by byla tedy martenzitická horní kritická rychlost. Protože její dodržení je v praxi obtížné, je skutečně užívaná rychlost mírně vyšší. Jak bylo výše uvedeno, závisí poloha křivek v diagramech IRA a ARA na obsahu legujících prvků. S výjimkou kobaltu, legující prvky zvyšují prokalitelnost ocelí. Proto u legovaných ocelí k zakalení stačí, nižší rychlosti ochlazení, než u ocelí uhlíkových. Rychlost ochlazení se reguluje volbou ochlazovacího prostředí. Podle ochlazovací schopnosti je možno chladicí prostředí seřadit od nejrazantnějšího k nejmírnějšímu: vodní sprcha, proudící voda, klidná voda (s různou teplotou), voda s přísadou oleje nebo mýdla, rostlinné nebo minerální oleje (s různou teplotou), roztavené soli, roztavené kovy, proudící vzduch, klidný vzduch. Oceli, k jejímuž zakalení postačuje ochlazení na vzduchu, se nazývají samokalitelné. Podle účelu a podle druhu se oceli kalí do různého prostředí a také různým způsobem (**obr. 19**).



Obr. 19 Způsoby kalení

2.4.1 Kalitelnost

Je to schopnost oceli dosáhnout kalením zvýšení tvrdosti. Přitom nejvyšší dosažitelná tvrdost oceli po kalení je závislá především na obsahu uhlíku. Při nízkém obsahu uhlíku se nedosáhne vysoké tvrdosti, teprve uhlíkové oceli obsahující více než 0,35 % uhlíku považujeme za dobře kalitelné. U ocelí s obsahem uhlíku menším, se vytváří jen malé množství martenzitu, které se v tvrdosti finální struktury výrazně neprojeví (martenzit je přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α). Proto jsou oceli s obsahem uhlíku nižším než 0,2 označovány jako nekalitelné. U slitinových ocelí je hranice obsahu uhlíku posunuta k nižším hodnotám. Tvrdost martenzitu již mnoho nestoupá, zvyšuje-li se obsah uhlíku nad eutektoidní obsah. Nejvyšší tvrdost martenzitu bývá HV = 950 nebo HRC = 66. Ostatní prvky mají na tvrdost po kalení jen nepatrný vliv.

2.4.2 Prokalitelnost

Je schopnost dosáhnout po kalení v určité hloubce pod povrchem tvrdosti odpovídající kalitelnosti dané oceli při 50 % martenzitu ve struktuře. Prokalitelnost bude v první řadě závislá na tvaru diagramu ARA, čímž bude inkubační doba delší tj. křivky P_s a B_s více vpravo, tím větší hloubky zakalené vrstvy dosáhneme při stejné rychlosti ochlazování. Je to proto, že rychlost ochlazování předmětu na jeho povrchu je dána kalícím

prostředím, a to podle toho, jak rychle je schopno odnímat teplo z povrchu oceli. Naproti tomu rychlosti ochlazování uvnitř průřezu v určitých vzdálenostech od povrchu jsou dány tepelnou vodivostí ocelí a samozřejmě teplotním rozdílem mezi daným místem a povrchem. Na tvar diagramu ARA mají velký vliv přísadové prvky a budou proto určovat prokalitelnost ocelí. Veškeré prvky, s výjimkou kobaltu, které se rozpouštějí v austenitu, zpomalují rozpad austenitu, prodlužují inkubační doby a posunují rozpadové křivky doprava k delším časům. Snižují tedy kritickou rychlost ochlazování. Na prokalitelnost má ještě značný vliv velikost austenitického zrna. Čím bude zrno jemnější, tím bude vyšší kritická rychlost a naopak. Avšak druhého způsobu zvyšování prokalitelnosti nadměrným zvětšením zrna vede k výraznému zhoršení mechanických vlastností, zejména vrubové houževnatosti.

2.4.3 Kalení do studené lázně

Kalení do studené lázně a následující popouštění je stále nejběžnější a nejpoužívanější způsob kalení. Austenitizované oceli uhlíkové i slitinové se kalí do studené kalící lázně; uhlíkové oceli většinou do vody a slitinové nebo slabé průřezy (do 10 mm) z uhlíkových zpravidla do oleje. Po vychladnutí předmětu v lázni následuje popouštění. Značný teplotní spád, daný velikým rozdílem teplot mezi kaleným předmětem a kalící lázní, rychlý průběh martenzitické přeměny (hlavně při kalení do vody), současnost objemových změn vznikajících při ochlazování a překrytí, vytvářejí nejnepříznivější kombinaci podmínek. Vnitřní pnutí jsou velká, nebezpečí deformací a praskání je značné. Velmi nepříznivé poměry při kalení, zejména do vody a jejich roztoků, lze mírnit některými úpravami kalení. Pro omezení rozsahu vnitřních pnutí působí příznivě zmenšení teplotního intervalu rychlého ochlazování v lázni. Lze toho v podstatě dosáhnout buď snížením kalící teploty, nebo zvýšením teploty, až po kterou studené kalící prostředí působí na předmět. Také regulace rychlosti ochlazování v oblasti martenzitické přeměny může účinně zmenšit vnitřní pnutí a nebezpečí vzniku trhlin, zejména u středních a těžkých (tlustostěnných) předmětů.

2.4.4 Kalení lomené

Když většina ochlazovacích prostředí má větší ochlazovací schopnost v rozmezí teplot perlitické přeměny než v rozmezí martenzitické přeměny, je často výhodné použít k potlačení perlitické přeměny nejprve rychlejšího ochlazovacího prostředí a ochlazení v intervalu teplot martenzitické přeměny dokončit v mírnějším ochlazovacím prostředí. Tak může být kalená součást ochlazována ve vodě a v oleji nebo oleji a na vzduchu,

výjimečně také ve vodě a na vzduchu. Přerušované kalení se často používá u některých výrobků složitých tvarů, které vyžadují rychlé ochlazení a při úplném ochlazení ve vodě nebo oleji praskají. Nejčastěji se lomené kalení používá při kalení velkých nástrojů, kde i při velké prokalitelnosti je nutno se zřetelem k velkým rozměrům zvýšit ochlazovací rychlost v intervalu perlitické přeměny, ale martenzitická přeměna musí proběhnout při ochlazování velmi pomalém. Lomené kalení je nutno zkusit vždy, když ochlazení na vzduchu (popřípadě v oleji), nestačí k dosažení dostatečné tvrdosti a při kalení v oleji či vodě předměty praskají.

2.4.5 Kalení termální

Dovoluje snížit rozdíl mezi teplotou na povrchu a uvnitř kaleného předmětu na nejmenší možnou míru. Využívá příznivého tvaru diagramu IRA, delší doby na počátku izotermického rozpadu v rozmezí teplot těsně nad polohou M_s . Po ohřevu na správnou kalící teplotu je předmět ochlazen v lázni, jejíž teplota je jen o málo vyšší než teplota M_s . Potom následuje výdrž na této teplotě, která musí být kratší, než je doba počátku izotermické přeměny v bainit, ale musí být dostatečně dlouhá, aby se vyrovnala teplota na povrchu a uvnitř kaleného předmětu. Poté následuje ochlazení v intervalu martenzitické přeměny, zpravidla na vzduchu. Termální kalení se provádí především u výrobků z ocelí s vhodným tvarem diagramu IRA, tedy ocelí s vyšším obsahem slitinových prvků, zpravidla u ocelí nástrojových. Dodržení teploty lázně těsně nad M_s nemusí být přesné, ani malý pokles pod M_s nevádí, protože se vytvoří jen malé množství martenzitu. Vzniká však nebezpečí zvýšeného množství zbytkového austenitu.

2.4.6 Kalení izotermické

Účelem izotermického kalení (izotermického zušlechťování) je získat požadované mechanické hodnoty přímo po kalení, bez následujícího popouštění. Proti stejné oceli kalené a popouštěné má ocel izotermicky kalená i vyšší vrubovou houževnatost a mez únavy. Rovněž vnitřní pnutí a nebezpečí vzniku trhlin je při tomto způsobu tepelného zpracování minimální. Po ohřevu na kalící teplotu, při níž vzniká bainit požadované pevnosti. V této lázni se kalený předmět ponechá až do ukončení izotermického rozpadu austenitu. Výšku teploty rozpadu pro požadovanou pevnost a dobu počátku a konce rozpadu je možno zjistit z diagramů IRA pro danou ocel a použitou kalící teplotu. Ochlazení na teplotu rozpadu musí být rychlé, aby nenastala perlitická přeměna. Dosažení větších rychlostí, je při malém tepelném rozdílu mezi kalící teplotou a teplotou izotermického rozpadu (nejvíce používané teploty jsou v rozmezí 300 až 400 °C) možné jen

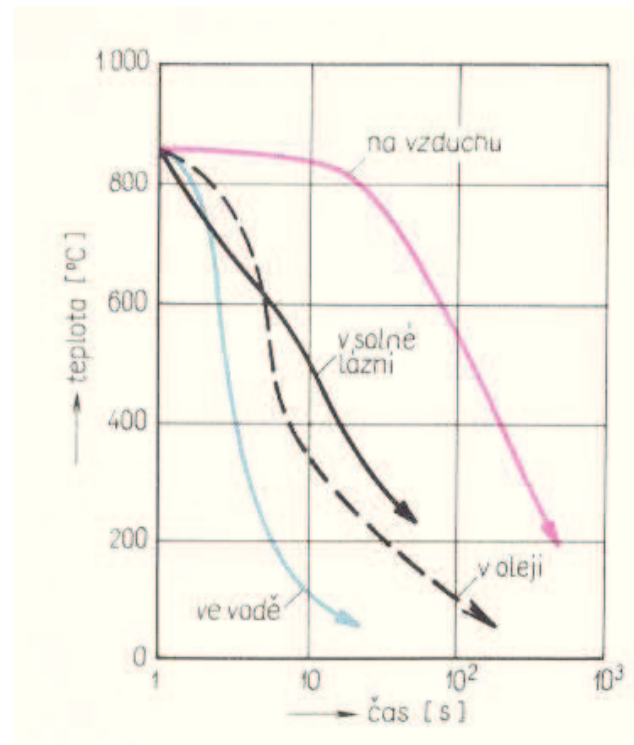
u tenkostěnných výrobků. Proto se izotermické kalení používá nejčastěji u pil, pružin, lopat a podobných výrobků, kde vyhovuje i pevnost, která je podle použité oceli a teploty rozpadu od 1200 do 1600 MPa. Pro ochlazování a výdrž na teplotě rozpadu se používá především solných lázní nebo lázní roztavených kovů, méně již olejů, které jsou při těchto teplotách méně nebezpečné.

2.4.7 Kalení se zmrazením

Zmrazováním se označuje ochlazování zakalených ocelových předmětů na teploty pod bodem mrazu. Jde tedy v podstatě o další operaci v průběhu tepelného zpracování, při které má martenzitická přeměna dále pokračovat. Zmrazování se zařazuje ihned po kalení před popouštěním. Cílem tohoto zpracování je snížit podíl zbytkového austenitu, který zůstává vedle martenzitu v zakalené oceli, a jehož množství se zvětšuje s poklesem teploty konce vzniku martenzitu (M_f). Ochlazením oceli po zakalení na teploty nižší, než je teplota M_f se dosáhne přeměny většího množství austenitu na martenzit. Veškerý zbytkový austenit se však nikdy zcela neodstraní, neboť průběh martenzitické přeměny se samovolně zastavuje. Přítomnost zbytkového austenitu je nežádoucí z několika důvodů. Austenit zmenšuje tvrdost a tepelnou vodivost zakalené oceli, a tím také trvanlivost řezných nástrojů.

2.4.8 Kalící prostředí

Pro ocel s malou prokalitelností, tj. s krátkou inkubační dobou podle diagramu ARA, musíme volit kalící prostředí intenzivněji působící, tj. prostředí dávající vyšší ochlazovací rychlosti. U ocelí s větší prokalitelností postačí kalící prostředí působící méně intenzivně (olej nebo vzduch). Při velké rychlosti ochlazování vzniká totiž velký teplotní rozdíl mezi povrchem a jádrem součásti, který vede ke vzniku tepelných pnutí, která se přičítají k pnutím způsobeným vlastní martenzitickou přeměnou. Tím mohou výsledná pnutí nabýt hodnot, které způsobí trvalou deformaci součásti nebo dokonce její prasknutí. Mezi nejčastější kalící média patří vzduch, voda, sůl, olej (**obr. 20**).



Obr. 20 Průběh ochlazování z teplot 850 °C do různých prostředí

- Voda - nejstarší kalící prostředí. Vyznačuje se vysokou intenzitou ochlazování, vlivem velké tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacity a entalpie vypařování. Kolem ochlazovaného výrobku se tvoří vrstva páry, kterou je třeba stále narušovat relativním pohybem výrobku a prostředí. Obsahuje-li voda rozpuštěné plyny, je tato vrstva obtížněji odstranitelná. V oblasti martenzitické přeměny má na přenos tepla velký vliv teplota vody. S rostoucí teplotou vody se stabilizuje parní polštář, takže rychlost ochlazování ve 2. údobí, které překrývá teplotní interval perlitické přeměny, prudce klesá. S rostoucí teplotou vody tedy klesá hloubka prokalení bez odpovídajícího snížení vnitřních pnutí a nebezpečí deformací a vzniku trhlin. Zvyšováním teploty vody se nelze přiblížit průběhu ochlazování v oleji; průběh ochlazování ve vodě je málo závislý na kalící teplotě.
- Olej – je mnohem mírnější prostředí, ochlazování probíhá podobně jako u vody, jen s tím rozdílem, že parní film se dříve poruší a maximum ochlazovacích rychlostí leží v oblasti 500 °C. V oblasti martenzitické přeměny, je rychlost ochlazování u olejů asi 10krát menší než u vody. Přes mnoho nedostatků (nebezpečí vzplanutí, vyšší cenu, malou stálost a nižší ochlazovací účinnost) jsou oleje jako kalící prostředí velmi rozšířené. Ve srovnání se stojatou vodou při 20 °C, ochlazují oleje

v oblasti perlitické přeměny sice asi poloviční rychlostí, ale v oblasti martenzitické přeměny je jejich ochlazovací rychlost řádově menší, což je velmi příznivé. Podobně jako u vody je ochlazovací účinek olejů založen na jejich odpařování, a proto musí být zaručen relativní pohyb prostředí vzhledem k výrobku, nejlépe nucenou cirkulací oleje (ovlivnění intenzity ochlazování cirkulací však není tak významné jako u vody, cirkulace je však nutná z hlediska možnosti místního přehřátí, degradace olejů eventuálně i vzplanutí lázně). Ochlazovací účinek oleje závisí na jeho chemickém složení, viskozitě a teplotě vzplanutí. Zvýšení teploty oleje, jednak prodlužuje období stability parního a plynného polštáře (700 až 450 °C), jednak snižuje viskozitu oleje, což usnadňuje jeho cirkulaci a odvod bublin plynů. Podle původu se oleje dělí na minerální a rostlinné. Minerální oleje jsou chemicky stálejší, i když i tyto oleje postupně oxidují a vlnou; musí se proto čistit, přeřevovat a regenerovat. Rostlinné oleje mají příznivější průběh ochlazování, ale rychleji ztrácejí svůj ochlazovací účinek a při styku s alkalickým prostředím rychle zmydelnatí. Změna vlastností olejů je uskutečňována také jejich oxidací, a ta je podporována katalytickými účinky některých kovů (např. Cu) nebo promícháváním lázní vzduchem. Při kalení do oleje může dojít k jeho vzplanutí zejména tehdy, není-li množství oleje dostatečné (15 kg oleje na 1 kg.h⁻¹ oceli) nebo když výrobek nebyl do lázně zcela ponořen. Oheň se hasí zamezením přístupu vzduchu (uzavřením nádrže víkem), zintenzívněním nucené cirkulace oleje nebo hasícím přístrojem s CO₂.

- Roztavené solné lázně - vyznačují se plynulým ochlazováním. To znamená, že jejich rychlost ochlazování bude v prvním stadiu vyšší a bude postupně klesat s klesajícím teplotním rozdílem mezi předmětem a lázní. Z počátku intenzivní ochlazování později v oblasti martenzitické přeměny pomalejší. Roztavené kovové lázně-používáme jen v některých případech - podobné vlastnosti jako solné
- Vzduch – vzduchem se kalí hluboko prokalitelné oceli, např. rychlořezné oceli. Vnitřní pnutí je velmi malé. Kalení na vzduchu je však spojena s nebezpečím oduhličení. Proto kalíme hlavně rozměrné předměty.

2.5 Pnutí a deformace při tepelném zpracování

Změny tvaru a rozměrů výrobků jsou průvodními jevy při tepelném zpracování. I když se jedná o změny nežádoucí nelze je zcela odstranit.

Tyto můžeme rozdělit na změny:

- objemové
- změny tvaru

Objemové změny jsou víceméně zákonité, jsou vyvolány zvětšením nebo zmenšením objemu v důsledku fázových změn. Z měrných objemů strukturních složek je zřejmé, že austenitizace je spojená s objemovým smrštěním, zatímco martenzitická přeměna s objemovým nárůstem. Velikost rozměrových změn tedy souvisí s obsahem uhlíku v martenzitu (s jeho rostoucím obsahem rozměrové změny vzrůstají) a s podílem zbytkového austenitu po kalení (s rostoucím obsahem jsou objemové přírůstky menší). Přírůstek rozměrů po kalení se zmenšuje popouštěním. U vysokolegované oceli (vykazujících sekundární tvrdost) může dojít k dalšímu zvětšení rozměrů vlivem rozpadu zbytkového austenitu. Důsledky objemových změn možno částečně kompenzovat vhodně volenými přísadkami před tepelným zpracováním. Obvykle větší výrobní potíže působí tvarové změny výrobků, které jsou způsobeny nerovnoměrným rozložením tepelných a transformačních pnutí. Velikost změny geometrického tvaru a její výskyt je ovlivněn řadou faktorů od konstrukčního návrhu až po vlastní zpracování. Výskyt deformací je vnějším projevem rozložení a velikosti vnitřních pnutí. Nejedná se pouze o pnutí tepelná a strukturní, ale na úroveň deformací po tepelném zpracování působí i zbytková pnutí ve výrobku před vlastním zpracováním způsobena např. tvářecí texturou, různým stupněm zpevnění povrchu při třískovém obrábění apod. Je tedy snahou tato vstupní pnutí před tepelným zpracováním odstranit (žihání na odstranění pnutí). Eliminace změn tvaru je velmi náročná, jak z hlediska odhadu jejich velikosti, tak také z hlediska jejich umístění.

2.5.1 Vznik trhlin

Následkem vysokých vnitřních pnutí při tepelném zpracování nemusí docházet jen k přímým nebo následným (po zatížení v provozu nebo odebrání určité vrstvy) deformacím. Bude-li pnutí vyšší, než kohezní pevnost nejslabšího místa součástí, vznikne trhlina. Vznik trhlin podporují jak povrchové (**obr. 22**), tak vnitřní vady (**obr. 21**). Ke vzniku trhlin může docházet jak na povrchu, tak i pod povrchem tepelně zpracovávaného výrobku. Jelikož tepelné zpracování se často provádí jako jedna z konečných operací

výrobku, vznik trhliny pak znamená nejen znehodnocení vlastního materiálu, ale i energie a práce vložených v předcházejících etapách. I když základním předpokladem pro zabránění vzniku trhlín je správná volba a dodržování technologického postupu, mohou být jejich příčinou i nedodržení technologický postup z předchozích etap výroby (záměna materiálu, skryté a strukturní vady).



Obr. 21 Trhliny vnitřní



Obr. 22 Šíření povrchové trhliny

2.5.2 Typy trhlin

- hluboké trhliny vycházející z povrchu výrobků, nejčastěji podélného směru. Případná odchylka průběhu trhliny bývá způsobena tvarovým činitelem. Směr trhlin ukazuje, že jsou způsobeny napětími tangenciálními.
- vnitřní, obloukovité trhliny – většinou v rozích předmětu v určité vzdálenosti od povrchu, mohou však pronikat až na povrch. Vznikají nejčastěji v neprokalených nebo cementovaných výrobcích. Přednostní výskyt trhlin v blízkosti hran je způsoben trojosým stavem napjatosti.
- povrchové trhliny zasahující do hloubky až 2 mm. Na povrchu výrobku vytváří síťoví, které nesouvisí s tvarem výrobku. Příčinou jsou značná tahová pnutí v tenké povrchové vrstvě, která vytvářejí dvouosý stav napjatosti – vznikají zejména v cementovaných součástech.
- trhliny způsobující odlupování povrchové vrstvy (např. při broušení), trhliny v blízkosti svarového spoje nástrojů z rychlořezné oceli, některé trhliny při indukčním kalení apod.
- mikrotrhliny, které na rozdíl od předchozích typů (vznikajících od makroskopických pnutí) se tvoří vlivem mikroskopických pnutí (např. trhliny v jehlicích martenzitu).

3 Oceli pro tepelné zpracování

Ve stavu zušlechtném se používá ocelí jak uhlíkových, tak i legovaných, a proto je účelné vymezit použitelnost uhlíkových ocelí, z čehož pak vyplyne oblast užitečného použití ocelí legovaných. Uhlíkové oceli je možno s úspěchem použít tam, kde požadavky na pevnost a houževnatost jsou nízké. Legované oceli při velkém počtu druhů a mnohotvárnosti vlastností skýtají možnost uspokojit nejrozmanitější požadavky inženýrské praxe.

3.1 Oceli se zvýšenou mezí kluzu

U uhlíkových ocelí je v zásadě možno dosáhnout vyšší pevnostní úrovně, ale právě pro nízké hodnoty plastických charakteristik těchto ocelí, jmenovitě lomové houževnatosti, není bezpečné používat těchto ocelí ve velmi namáhaných strojních dílech nebo konstrukcích, ať v podmínkách statického namáhání nebo dynamického zatížení. Z toho

důvodu bylo nutno při dalším vývoji nových typů konstrukčních ocelí snížit obsah uhlíku a požadovanou úroveň mechanicko-metalurgických charakteristik těchto ocelí zajistit vhodně vyváženým legováním. Tyto typy ocelí jsou nyní nazývány ocelmi se zvýšenou mezí kluzu a mohou se používat jak v normalizačním stavu, tak i v tzv. zušlechtěném stavu.

3.2 Nelegované oceli třídy 12

Oceli zde zařazené se označují jako ušlechtilé nelegované oceli, protože mají již vymezené hranice chemického složení a jsou proto vhodné na zušlechtování. Jelikož jsou cenově náročnější než oceli tříd 10 a 11, měly by se využívat v zušlechtěném stavu, kdy mají maximální mechanické vlastnosti. Obsah uhlíku v konstrukčních ocelích třídy 12 je odstupňován od 0,22 do 0,70 %, větší změny v mechanických vlastnostech lze předpokládat od obsahu uhlíku od 0,30 %. Při kalení nelegovaných ocelí třídy 12 je třeba počítat s jejich malou prokalitelností. Pro zlepšení prokalitelnosti se u některých druhů ocelí přidává množství boru v rozmezí od 0,001 do 0,005 %. Pro těžké výkovky, kde je důležitá jemnozrnná struktura po normalizačním žihání, se využívají oceli s přísadou vanadu. Pro zvýšení obsahu perlitu a zjemnění lamel feritu a cementitu, je doporučováno po normalizaci ochlazování proudem vzduchu nebo vodní mlhou.

3.3 Nízkolegované oceli třídy 13

Ve třídě 13 jsou zařazeny manganové, manganvanadové, křemíkové a mangankřemíkové oceli. Nízkolegované manganové oceli mají odstupňovaný obsah uhlíku od 0,14 do 0,44 %, takže je možno získat tepelným zpracováním oceli s vyšší pevností nebo naopak s vyšší houževnatostí a se zaručenou svařitelností. Se stoupajícím obsahem manganu se zvyšuje prokalitelnost, je však třeba počítat s obtížemi, které způsobuje odměšování. Manganové oceli mají sklon k růstu zrna při austenitizaci. Pro zmírnění tohoto jevu, využívá legování nižším množstvím vanadu. Obsah křemíku u konstrukčních ocelí na zušlechtování nebývá vyšší než 1,80 %, protože se při jeho vyšším obsahu příliš snižují plastické vlastnosti. Například mangankřemíkovou ocel se středním obsahem uhlíku (13240), lze zušlechtovat i na pevnost vyšší než 1100 MPa, ale při kalení izotermickém při zachování stejné pevnosti, jsme schopni dosáhnout i vyšší houževnatosti u tohoto typu oceli.

3.4 Nízkolegované oceli třídy 14

Hlavním legovacím prvkem u těchto ocelí je chrom. Do obsahu 0,30 % se chrom ze legující prvek nepovažuje, ale považujeme jej za nečistotu, která se do ocelí dostane přetavením ocelového odpadu. Při vyšším obsahu je již legovacím prvkem. Nízkolegované chromové oceli na zušlechťování se legují často manganem a křemíkem. Chrommanganové oceli mají vysokou prokalitelnost a dobrou houževnatost, takže mohou v mnoha případech nahradit cenově náročnější chromniklové oceli. Jejich nevýhodou je ztráta houževnatosti při záporných teplotách. Při kombinaci chromu, manganu a křemíku se získávají nízkolegované oceli, které je možno zušlechťovat na pevnost 1100 až 1800 MPa, čímž je možno tyto oceli řadit i jako oceli s vysokou pevností. Samostatnou skupinou nízkolegovaných chromových ocelí jsou oceli na valivá ložiska, cementační oceli a jednoúčelová ocel na obruče kolejových vozidel.

3.5 Nízkolegované oceli třídy 15

Do této třídy jsou zařazeny konstrukční oceli na zušlechťování s přísadou molybdenu a vanadu.

- Ve skupině chrommolybdenových ocelí na zušlechťování jsou například oceli 15124, 15130, 15131, 15142, 15342, ve kterých je odstupňován obsah uhlíku od 0,17 do 0,45 %. Obsah chromu se pohybuje u prvních třech ocelí kolem 1 %, u poslední se zvyšuje na rozmezí 2,00 až 2,50 %. Chrommolybdenové oceli s vyšším obsahem chromu jsou vhodné na součástky s velkou tloušťkou stěny.
- Druhou skupinou konstrukčních ocelí na zušlechťování ve třídě 15, jsou chromvanadové oceli (15320, 15241, 15243). Vanad zjemňuje zrna a zpomaluje jeho růst při tepelném zpracování a svařování. Ocel 15241 se používá i v kaleném stavu a dle tloušťky stěn si zachovává dobře lomovou houževnatost i při záporných teplotách.
- Další skupinou je například ocel chrom-molybden-vanadová ocel (15330), využívá se především pro nitridování. Na tuto ocel je kladen důraz na výborné plastické vlastnosti především v záporných teplotách.
- Další často používaným druhem oceli v této třídě je i chrom-mangan-vanadová ocel (15260), která se používá v zušlechťovaném stavu s pevností 800 až 1600 MPa. Její nevýhodou je, že se po popuštění v pásmu teplot 250 až 400 °C snižuje

houževnatost, takže je citlivá vrub. Vyšší plastické vlastnosti je možno získat izotermickým kalením.

3.6 Nízkolegované oceli třídy 16

V této třídě jsou řazeny oceli, ve kterých je hlavním legovacím prvkem nikl, který má sice malý vliv na pevnost, ale zvyšuje především houževnatost. Nízkolegované niklové oceli se proto používají v těch případech, kde je kladen důraz na vysokou houževnatost, především v záporných teplotách. V jiných případech jsou většinou nahrazovány lacinějšími chrom-mangan oceli. Niklové oceli mají nízký nebo střední obsah uhlíku (většinou max. 0,50 % C), protože při vyšším obsahu se po zakalení zvýší v matici obsah zbytkového austenitu. Pokud se žádá vysoká houževnatost, snižuje se obsah uhlíku pod 0,25 %. Obsah niklu se volí dle požadované houževnatosti a prokalitelnosti. V této třídě rozlišujeme několik skupin niklových ocelí dle toho, jakých přísad použijeme při jejich výrobě, jako např. oceli s přísadou vanadu či molybdenu. Použití přísady vanadu se využívá ke zjemnění zrna (např. u ocelí 16131, 16221). Chromniklové oceli mají dobrou prokalitelnost a houževnatost, kdy obsah chromu se volí v rozmezí 0,50 až 1,20 %, a obsah niklu je odstupňován od 1,20 do 5,20 %. Při vyšším obsahu uhlíku (cca 0,70 %), mají součástky v zušlechťeném stavu vysokou tvrdost, odolnost proti opotřebení, ale i také houževnatost a odolnost proti dynamickému namáhání. Skupinu chromniklových ocelí s přísadou molybdenu zastupují oceli např. 16140, 16343, 16540. Tyto oceli mají střední obsah uhlíku, chrom je zde odstupňován od 0,40 až 1,70 %, nikl je zastoupen v rozmezí 0,40 až 3,25 % a obsah molybdenu je od 0,10 až 0,50 %. Jelikož, molybden zvyšuje prokalitelnost a snižuje popouštěcí křehkost, jsou tyto oceli vhodné na součásti s velkou tloušťkou stěny. Samostatnou skupinou potom tvoří tzv. cementační oceli a oceli pro záporné teploty.

3.7 Nástrojové oceli

Na strukturu a tím i na vlastnosti nástrojových ocelí jsou v praxi kladeny nejrůznější požadavky. V zásadě je lze rozdělit do dvou skupin. První skupina požadavků, kterou musí nástrojový materiál splňovat, je komplex strukturních parametrů a vlastností, které podmiňují vyrobitelnost nástroje. Patří mezi ně zejména chemické a fázové složení (zejména typ karbidů), strukturní stejnorodost, mikročistota, obrobitelnost, brousitelnost, leštitelnost, kalitelnost, prokalitelnost, definované deformační chování atd. V poslední době se mezi důležité požadavky, kladené na nástrojové oceli, řadí rovněž schopnost povrchového zpracování. Druhou skupinu tvoří vlastnosti, které se uplatňují v procesu

používání nástroje. Tyto vlastnosti jsou ve velké míře ovlivněny i první skupinou, takže obě dvě skupiny nelze od sebe jednoznačně oddělit, ale naopak, tvoří celek. V procesu používání nástroje se uplatňují především vlastnosti, které nástroj jsou schopny ochránit před předčasným poškozením, a také vlastnosti, kterými nástroj působí na opracovávaný materiál. Mezi nejdůležitější vlastnosti, patří houževnatost a ořezuvzdornost, protože chrání materiál před předčasným objemovým porušením, resp. nežádoucími změnami rozměru, probíhajícími na styku funkční části nástroje a opracovávaného materiálu. Tvrdost, pevnost a odolnost vůči popouštění, zase dávají nástroji celkovou odolnost vůči nežádoucí plastické deformaci. U některých aplikací, zejména pro práci za tepla, se vyžaduje i dostatečná korozní odolnost. Nejdůležitější aktivní vlastností nástrojové oceli je její schopnost opracovávat daný materiál, např. řezivost.

3.7.1 Nízkolegované nástrojové oceli

Pro nízkolegované nástrojové oceli platí rovněž velmi podobné podmínky ohřevu na austenitizační teplotu, jako pro nízkolegované oceli konstrukční. Určitou výjimku tvoří pouze skupina ocelí, známá pod názvem TENAX. Materiály této skupiny obsahují 2 % W a pro jejich austenitizaci je zapotřebí volit vyšší teplotu, protože wolfram i při relativně nízkých koncentracích zvyšuje teplotní stabilitu karbidů, které se pak obtížněji rozpouštějí v austenitu. V případě nedodržení kalící teploty hrozí, že ocel nedosáhne potřebnou tvrdost po kalení ani po popouštění a její struktura bude méně termicky stabilní. Z obecných podmínek pro ohřevy nástrojů, vyrobených nízkolegovaných ocelí, je nejdůležitější skutečnost, že i malé obsahy legur typu mangan, chrom, nikl zvyšují významně prokalitelnost, takže se z těchto ocelí mohou vyrábět i nástroje velkorozměrové. Na druhou stranu platí, že vyšší stupeň legování, spojený navíc často i s nadeutektoidní koncentrací uhlíku, vede k horší tepelné vodivosti, takže se zejména pro velkorozměrové nástroje doporučuje zařazení prodlevy na vyrovnání teploty na povrchu a v jádře předtím, než dojde k fázovým transformacím v celém objemu materiálu.

3.7.2 Vysokolegované nástrojové oceli

Pro tuto skupinu ocelí je charakteristické, že obsahují kolem 5 % chrómu a kromě toho prvky jako molybden a vanad pro zlepšení ořezuvzdornosti a odolnosti proti růstu zrna při kalení. Většina těchto materiálů se řadí mezi tzv. subledeburitické oceli. To znamená, že se v jejich struktuře po odlití vyskytuje malé množství eutektických karbidů, zpravidla do 3 obj. %. Na výchozí strukturu ocelí pro práci za tepla kladeny velmi vysoké nároky. Hlavním důvodem je cena (resp. stupeň přidané hodnoty) nástrojů – tato se u zápustek či

forem na tlakové lití lehkých kovů pohybuje v řádech stovek tisíců až miliónu Kč. Před uvedením do výrobního procesu a tepelným zpracováním proto musí být tyto nástrojové materiály velmi pečlivě prověřeny, zda splňují požadavky na mikročistotu, strukturní stejnorodost, houževnatost, odolnost vůči růstu zrna atd. Před vlastním tepelným zpracováním musí být obrubované nástroje s přídavkem na dokončovací opracování vyžihány na snížení pnutí. Nástroje se musí bezpodmínečně vkládat do studené vakuové pece. Renomovaní provozovatelé tepelného zpracování navíc opatřují nástroj sadou termočlánků, svázaných s řízením pece, a to kvůli přesnému řízení procesu ohřevu a ochlazování. První stadium ohřevu ve vakuové peci probíhá v atmosféře dusíku, protože při nízkých teplotách představuje přestup tepla konvekcí nejvýhodnější variantu. Toto první stadium končí při teplotě zhruba 400 °C, kde se realizuje první prodleva. Jejím účelem je vyrovnat teplotu mezi povrchem a jádrem v teplotní oblasti, kdy dochází k podstatnému poklesu meze kluzu materiálu, což by v případě nerovnoměrného ohřevu mohlo vést k riziku trvalých deformací. Po vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem pokračuje ohřev na teplotu další izotermické výdrže. Teplota této výdrže by měla být volena tak, aby byla nižší než teplota A_1 příslušné oceli. Cílem výdrže je vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem předtím, než v materiálu začnou probíhat fázové transformace, které jsou zdrojem objemových změn v řádu několika procent. Pokud by se tyto změny spojily či sečetly se změnami, vznikajícími v důsledku nestejnomyerného ohřevu, opětovně by hrozil vznik velkých trvalých deformací.

3.7.3 Rychlořezné nástrojové oceli

Tyto oceli mají ze skupiny všech nástrojových materiálů nejvyšší stupeň legování. Většina legur, které jsou v ocelích obsaženy, výrazně snižují obsah uhlíku v eutektoidní směsi. K tomu dochází až vlivem postupného rozpouštění sekundárních karbidů při vyšších teplotách. Současně dochází k homogenizaci chemického složení austenitu. Z důvodu potřeby vysoké teploty pro rozpouštění většiny sekundárních karbidů v austenitu se kalící teploty rychlořezných ocelí, určených pro řezné nástroje, nacházejí v úzkém pásu poměrně těsně pod solidem materiálu. V případě rychlořezných ocelí, určených pro nástroje pracující za studena se volí austenitizační teploty spíše nižší, aby bylo zrno jemnější a tím se zvýšila houževnatost. Podobně se nižší kalící teploty volí i pro nástroje, vyrobené z chromových ledeburitických ocelí – obvykle se používají teploty z rozmezí 950 až 1050 °C. Většina chromových karbidů se v austenitu již při těchto teplotách rozpouští dostatečně intenzívně. Vyšší austenitizační teplota pak nevede ke zlepšení vlastností. Právě

naopak, kromě nežádoucího růstu zrna dochází rovněž ke stabilizaci velkého množství zbytkového austenitu, což je spojeno s výrazným poklesem tvrdosti. Mechanismus ohřevu na austenitizační teplotu ve vakuových pecních zařízeních a volba teplot jednotlivých prodlev během tohoto ohřevu je velmi podobný, jako u ocelí pro práci za tepla. Přestože jsou totiž nástroje pro práci za studena zpravidla výrazně subtilnější, jejich tepelná vodivost je naopak ještě výrazně horší, než je tomu u nástrojů pro práci za tepla. Proto může nestejnoměrný ohřev na kalící teplotu zapříčinit deformace i u menších nástrojů. Na podmínkách austenitizace závisí tvrdost po kalení a též po následujícím popouštění. Podobně závisí na podmínkách austenitizace i další velmi důležité vlastnosti, zejména pak houževnatost. Tyto skutečnosti již byly zmíněna u chromových ledeburitických ocelí, ale jsou podstatné i u rychlořezných ocelí. Již při malém překročení optimální výše kalící teploty nebo délky prodlevy na této teplotě dochází k hrubnutí austenitického zrna, které je spojená s výrazným poklesem houževnatosti. O něco vyšší odolnost vůči přehřátí mají ledeburitické oceli vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic díky jemným a stejnoměrně rozmístěným částicím karbidů. Zejména karbidy typu MC jsou při zabránění přehřátí ledeburitických ocelí velmi účinné. Na druhé straně je pro austenitizaci ocelí s vysokým obsahem vanadu zapotřebí použít delších výdrží na austenitizační teplotě. Je velmi důležité, aby tento typ ocelí nástrojové oceli, měl vynikající mechanické vlastnosti. Jelikož se vyznačují vysokou termostabilitou, jsou některé typy těchto ocelí využívány v tváření jako je kování a válcování.

3.7.4 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se do výrobního procesu dodávají z hutí převážně ve stavu žíhaném na měkko. Struktura je tvořena feritickou maticí a globulárními karbidy eutektoidního, částečně rovněž sekundárního původu. U vysokolegovaných ocelí se ve struktuře nachází rovněž eutektické nebo dokonce primární karbidy. U ocelí, vyrobených klasickou tavnou metalurgií, se tyto karbidy liší od globulárních karbidů, sferoidizovaných v procesu žíhání na měkko, velikostí (jsou zpravidla větší), tvarem (většinou se jedná o hranaté karbidické částice) a rozmístěním (zachovávají si svoji distribuci, získanou primární metalurgií nebo následujícím tvářením). Primární a eutektické fáze se procesů tepelného zpracování většinou aktivně neúčastní, protože během austenitizace (ohřevu na teplotu kalení) se v austenitu nerozpouští. Jejich pasivní role, například při omezování růstu zrna, je však rovněž velmi důležitá. Stejně tak je funkce řady nástrojů bez existence těchto karbidů nepředstavitelná – jsou to například právě nerozpustné karbidy vanadu,

kteřé většině ocelí, určených pro aplikace, vyžadující vysokou otěruvzdornost, umožňují plnit svoji funkci.

3.7.5 Austenizace uhlíkových nástrojových ocelí

Austenitizace uhlíkových nástrojových ocelí probíhá podle stejného mechanismu, jako u ocelí konstrukčních. To znamená, že při teplotě eutektoidní transformace dojde k přeměně perlitu na austenit, následně pak k přeměně feritu na austenit (podeutektoidní oceli), resp. rozpouštění sekundárního cementitu u nadeutektoidních ocelí. Volba teplot austenitizace závisí výhradně na obsahu uhlíku – u podeutektoidních ocelí 20 – 50 °C nad teplotou A_3 , u nadeutektoidních nepřilíš vysoko nad teplotou A_1 , aby se zbytečně přilíš velké množství sekundárního cementitu nerozpustilo v austenitu. Tvrdost martenzitu se totiž od obsahu uhlíku přilíš 0,75 % již nezvyšuje, zato však klesají teploty M_s a M_f , což vede ke stabilizaci zbytkového austenitu, který se následným nízkoteplotním popouštěním nedá odstranit. Nástroj má pak nižší tvrdost a větší náchylnost k předčasnému opotřebení na povrchu.

3.7.6 Kalitelné chromové oceli

Jsou oceli vyráběny s obsahem uhlíku od 0,15 do 1,0 % a chromu od 12,0 do 23,0 %. Vysoké obsahy Cr již způsobují zpevnění feritu, ve stavu žíhaném na měkko mají tyto oceli pevnost 500 až 750 MPa, a přesto jsou za studena poměrně dobře tvárné. Před tvářením za studena vyžadují žíhaní na měkko pod teplotou A_{c1} oceli při teplotě 750 až 830 °C s 3 až 8 h výdrží, nebo nad teplotou A_{c1} při 820 až 880 °C s 2 až 3 h výdrží s následným ochlazováním do 650 °C max. rychlostí 20 K.h⁻¹. Za studena válcované pásy se průběžně zušlechťují kalením z teplot 1040 až 1100 °C a popouštěním při 200 až 350 °C. Zušlechtěné pásy se vyrábějí s pevnostmi od 1350 do 2200 MPa.

4 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

4.1 Cíle experimentu

Cílem experimentu, je porovnání prakticky dosažených hodnot tvrdosti po zakalení a mikrostruktury u vybraných značek ocelí na základě chemického složení, a srovnání těchto hodnot s výsledky simulace kalení pomocí počítačového programu TTSteel.

4.2 Program TTSteel

4.2.1 Úvod

Program TTSteel je určen k výpočtu mechanických vlastností ocelí po jejich tepelném zpracování (kalení, popouštění, žíhání). Program na základě chemického složení oceli a vlastností počáteční austenitické struktury vytvoří hybridní diagram izotermického rozpadu rekrystalizovaného austenitu na sekundární strukturu pro uhlíkové, konstrukční, mikrolegované a nástrojové legované oceli. Hybridní izotermický rozpadový diagram je dále použit pro simulaci anizotermické transformace oceli podle předem definované anizotermické ochlazovací křivky. Program provede nejprve rozdělení ochlazovací křivky na úseky s konstantní rychlostí ochlazování a pro tyto úseky určí podíly sekundární rozpadové struktury feritu, perlitu, bainitu nebo martenzitu. Následuje výpočet tvrdosti HV, na základě které se počítá pevnost R_m a tvrdost v ostatních jednotkách. Mez kluzu R_e je počítána speciálním algoritmem. Výpočtová simulace rozpadu austenitu na sekundární strukturu může být dále doplněna o popouštění, které v závislosti na podmínkách popouštění stanoví konečné mechanické vlastnosti oceli. Kromě základního studia klasického rozpadu rekrystalizovaného austenitu umožňuje program TTSteel také studium rozpadu deformovaného austenitu při termomechanickém zpracování tvářených výrobků. Program TTSteel je doplněn o modul pro výpočet ochlazovacích křivek pro standardní 2D-tělesa (tyče kruhového nebo obdélníkového průřezu, válec, prstenec, trubka). Program dále umožňuje načtení obecných 2D-těles včetně teplot vypočítaných pomocí některých MKP-programů. Výsledné mechanické vlastnosti oceli lze získat buď pouze pro jednu vybranou ochlazovací křivku s případným následným popouštěním/žíháním nebo ve formě vrstevnic rozložení mechanických vlastností po průřezu 2D-tělesa nebo jako grafy průběhu mechanických vlastností pod povrchem tělesa.

4.2.2 Vymezení použitelnosti programu TTSteel

Program je určen k simulaci klasického tepelného zpracování případně termomechanického zpracování z dotvářecí teploty ocelových výrobků z:

- uhlíkových a konstrukčních legovaných ocelí s obsahem uhlíku od 0.08 % do 0.5 % a s celkovým obsahem legujících prvků do 10 %
- nástrojových ocelí s obsahem uhlíku od 0.5 % do 1.8 % a s celkovým obsahem legujících prvků do 5 % pro obsah uhlíku menší než 1.2 % nebo s celkovým obsahem legujících prvků do 3% pro obsah uhlíku větší než 1.2 %
- nízkouhlíkových mikrolegovaných ocelí s obsahem uhlíku od 0.05 % do 0.2 %, přičemž součet legur V + Nb + Ti musí být větší než 0

Moduly určené k simulaci kalení jsou doplněny o popouštění, které může být využito také k simulaci žíhání na měkko s teplotou výdrže od 100 °C pro nástrojové oceli a od 400 °C pro konstrukční legované uhlíkové a mikrolegované oceli. Teplota žíhání může dosahovat maximálně teploty A_{c1} .

4.3 Popis experimentu

Experiment probíhal ve společnosti ArcelorMittal Engineering Production Ostrava (AMEPO), na kalírně provozu 26. Pro experiment byla využita elektrická odporová komorová pec MIWYCALOR U a jako chladící prostředí olejová lázeň. Z typů oceli pro experiment, byla použita uhlíková ocel dle ČSN 12050, a dále nízko a středně legované oceli s obsahem legur do 5 %, oceli dle ČSN 13240, ČSN 14220, ČSN 15260, ČSN 16343 a ČSN 19312. Z těchto ocelí byly nařezány kulatiny o průměru 100 mm a výšce 210 mm. Tyto vzorky byly zahřáté na příslušnou kalicí teplotu, a poté ochlazeny v olejové lázni. Po ochlazení byla vzorkům změřena tvrdost ve 12 bodech od pláště ke středu. Poté takto vyhodnocené tvrdosti jednotlivých vzorků byly porovnány s modelem pro tepelné zpracování v programu TTSteel. Dále byla vyhodnocena mikrostruktura a provedeno srovnání s programem TTSteel.

4.3.1 Použité jakosti oceli

Chemické složení použitých ocelí je uvedeno v **tabulce 2**.

Tabulka 2 Chemické složení použitých ocelí

Materiál	C	Mn	Si	Cr	Cu	Ni	V	Mo	P	S
12050 (C45)	0,46	0,73	0,23	0,2	0,16	0,14	-	-	0,005	0,002
14220 (16MnCr5)	0,15	1,13	0,23	0,86	-	-	-	-	0,008	0,012
13240 (37MnSi5)	0,37	1,24	1,23	0,06	0,11	0,03	0,004	0,002	0,027	0,021
15260 (51CrV4)	0,52	0,94	0,39	1,08	0,13	0,14	0,15	0,05	0,024	0,029
16343 (34CrNiMo6)	0,33	0,56	0,24	1,35	0,16	1,38	0,006	0,17	0,008	0,013
19312 (90MnV8)	0,88	2,03	0,27	0,31	-	-	0,093	-	0,017	0,012

Charakteristické vlastnosti a použití - 12050

Tato ocel se využívá k zušlechťování, k povrchovému kalení, pro výrobu malých i velkých výkovků a teploty pro její zpracování jsou uvedeny v **tabulce č. 3**. Jedná se o uklidněnou ocel, která je vhodná na hřídele těžních strojů, turbokompresorů, karuselů apod., na větší ozubená kola, šneky, ozubené věnce, rotory šroubových kompresorů, ojnice, pístnice, vřetena, plunžry, písty kompresorů, čepy, šrouby, stavěcí šrouby, dopravní válečky, vodící čepy, lamely spojek, kladničky, lůžka, páky, zarážky, kolíky, různé spojovací součásti, posouvací vidlice, držáky, unašeče satelitů, vahadla, západky, kované svorníky tlakových nádob, upínací a stavebnicové části nástrojů, vrtací tyče, frézovací trny.

Tabulka 3 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování 12050

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 12050								
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Normalizační žihání (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
						A_{c1}	A_{c3}	M_s
1100 - 800	680 - 720	840 - 870	570 - 630	830 - 860	530 - 670	740	830	260

Charakteristické vlastnosti a použití – 13240

Mangano-křemíková ocel, kalitelná ve vodě i v oleji, s příznivými mechanickými vlastnostmi, odolností proti popouštění a zvýšenou otěruvzdorností. Vhodná k povrchovému kalení. Náchylná k popouštěcí křehkosti. Použitelná k výrobě středně namáhaných součástí strojů a součástí silničních vozidel. Teploty zpracování jsou uvedeny v **tabulce č. 4**.

Tabulka 4 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování 13240

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 13240									
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Tváření za tepla (°C)	Normalizační žihání (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
							A_{c1}	A_{c3}	M_s
1150 - 850	680 - 720	1150 - 850	850 - 890	520 - 650	850 - 880	530 - 680	740	810	345

Charakteristické vlastnosti a použití - 14220

Tato ocel se využívá k zušlechťování, cementování s následným kalením. Doporučené teploty jejího zpracování jsou uvedeny v **tabulce č. 5**. Ocel je dobře tvařitelná za tepla, po žihání na měkko i za studena a je dobře obrobitelná (pro hladké obrábění se doporučuje ocel zušlechtěná na pevnost 690 až 880 MPa). Je dobře svařitelná. Je vhodná pro strojní součásti pro zušlechtění do průměru 35 mm k cementování s velmi tvrdou cementovanou vrstvou s velkou pevností v jádře.

Tabulka 5 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování 14220

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 14220									
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Tváření za tepla (°C)	Normalizační žihání (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
							A_{c1}	A_{c3}	M_s
1200 - 800	680 - 720	1200 - 800	880 - 920	580 - 640	850 - 880	100 - 550	740	840	400

Charakteristické vlastnosti a použití – 15260

Využití této oceli je zejména: k zušlechťování, k povrchovému kalení, pro velké výkovky. Ocel je dobře tvařitelná za tepla, ve stavu žíhaném na měkko dobře obrobitelná. Je vhodná pro povrchové kalení. Tvrdost povrchové kalené vrstvy závisí na způsobu

kalení, rozměru a geometrickém tvaru součásti a je asi 54 až 60 HRC. Doporučený rozsah teplot pro její zpracování uvádím v **tabulce č. 6**. Užívá se na velmi namáhané součásti strojní a součásti silničních motorových vozidel.

Tabulka 6 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování 15260

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 15260									
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Tváření za tepla (°C)	Normalizační žihání (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
							A_{c1}	A_{c3}	M_s
1150 – 800	680 – 720	1100 – 800	850 – 890	580 – 650	820 – 860	550 – 690	740	770	260

Charakteristické vlastnosti a použití – 16343

Ocel Cr-Ni-Mo legovaná, je ocel použitelná pro snížené a nízké teploty, je ji možno využít i za vyšších teplot. Tato ocel je dobře zušlechtitelná a využívá se i k povrchovému kalení. Je vhodná pro výrobu středních a velkých výkovků. Teploty pro tváření a tepelné zpracování jsou uvedeny v **tabulce č. 7**.

Tabulka 7 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování 16343

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 16343									
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Tváření za tepla (°C)	Normalizační žihání (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
							A_{c1}	A_{c3}	M_s
1180 – 800	660 – 720	1180 – 800	850 – 880	600 – 650	850 – 880	560 – 680	770	820	-

Charakteristické vlastnosti a použití – 19312

Patří do skupiny ocelí, které jsou využívány k výrobě nástrojů pro stříhání za studena, na řezné, ruční a upínací nástroje, formy a nástroje na drcení a mletí. Chrom-křemíková ocel se střední prokalitelností se používá ke kalení v oleji, má velmi dobrou houževnatost při poměrně vysoké tvrdosti, dobrou odolnost proti dynamickému střídavému namáhání a namáhání údery, velmi dobrou pružnost a odolnost proti opotřebení (i ve stavu tepelně nezpracovaném), vyniká dobrou tvárností za tepla a má dobrou obrobitelnost v žíhaném stavu. Rozmezí teplot pro její zpracování jsou uvedeny v **tabulce č. 8**.

Tabulka 8 Teploty pro tváření a tepelné zpracování 19312

Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování pro jakost 19312								
Kování (°C)	Žihání na měkko (°C)	Tváření za tepla (°C)	Žihání ke snížení pnutí (°C)	Kalení v oleji (°C)	Popouštění (°C)	Teploty přeměn (°C)		
						A_{c1}	A_{c3}	M_s
1050 - 850	680 - 710	1050 - 850	600 - 650	740 - 780	100 - 550	710	-	-

4.3.2 Elektrická odporová komorová pec MIWYCALOR U

Popis pece

Elektročást pece – obsahuje prvky pro elektrické připojení pece k síti, k jištění, ovládání, signalizaci, měření teploty v peci a její indikaci a k regulaci topného výkonu pece. Součástí je i programovatelný regulátor MIWY TS 1300. Což je přístroj k měření a indikaci teplot v rozsahu 0 – 1300 °C a následné regulaci. Je jím možno programovat libovolné křivky tepelného zpracování v rozsahu 64 hodin. Parametry pece jsou uvedeny v **tab. 9**.

Tabulka 9 Parametry pece MIWYCALOR U

Parametry pece					
Šířka (mm)	Délka (mm)	Výška (mm)	Topný příkon (kW)	Napětí (V)	Maximální teplota (°C)
600	1000	400	36	380	1250

Hlavní části pece:

- Plášť pece s izolační žáruvzdornou výplní – je zhotoven ve tvaru kompaktní ocelové skříně s vertikálně otevíratelnými dveřmi. Skříň má vhodnou povrchovou úpravu.

- Izolační žáruvzdorná výplň – je zhotovena ze žáruvzdorných keramických a minerálních materiálů s vysokou tepelnou odolností. Podlahu tvoří deska ze speciální žáruvzdorné slitiny.
- Topná odporová sekce – je tvořena spirálami odporového drátu z materiálu KANTHAL A1, uloženými na nosných trubicích ve svislých stěnách a dnu pece.



Obr. 23 Elektrická odporová komorová pec MIWYCALOR U

4.3.3 Chladicí lázeň

Pro ochlazování vzorků, byla zvolena chladicí olejová lázeň s olejem DURIXOL W72. Byl vyvinut z osvědčeného oleje DURIXOL W25 pro ty případy, kdy je při kalení

vsázek potřeba vysoká intenzita ochlazování a zároveň vysoká odolnost proti odpařování. Orientační údaje o zvoleném chladicím médiu jsou uvedeny v **tab. 10**.

Tabulka 10 Technické údaje oleje DURIXOL W72/W71

Technické údaje – orientační hodnoty	Durixol W72 / Durixol W71
Hustota při 20°C	0,864
Viskozita při 20°C	47 mm ² /s
Viskozita při 40°C	21 mm ² /s
Viskozita při 50°C	15,7 mm ² /s
Viskozita při 100°C	4,7 mm ² /s
Bod vzplanutí	200°C
Ztráta odpařováním podle Noacka (1h,150°C)	0,9 váh. %
Doporučené teploty použití	50-130°C

4.4 Výsledky provozního kalení

Vybrané oceli byly vloženy do vyhřáté pece 500 °C a poté zahřáté na kalicí teplotu s následným zakalením v oleji, hodnoty náběhu a doby výdrže na příslušných teplotách, jsou zřejmé v uvedených tabulkách a grafech. Poté byly vzorky upíchnuty na soustruhu na 2 poloviny. Na vnitřní části byly nakresleny osy a měřicí body tak, aby vzdálenost těchto bodů od povrchu vzorku, postupovala směrem k jádru vzorku o cca 3 - 5 mm. Tvrdost v takto vyznačených místech byla měřena na optickém přístroji Briviskop REICHERTER a výsledky byly vyhodnoceny ve stupnici tvrdosti HB.

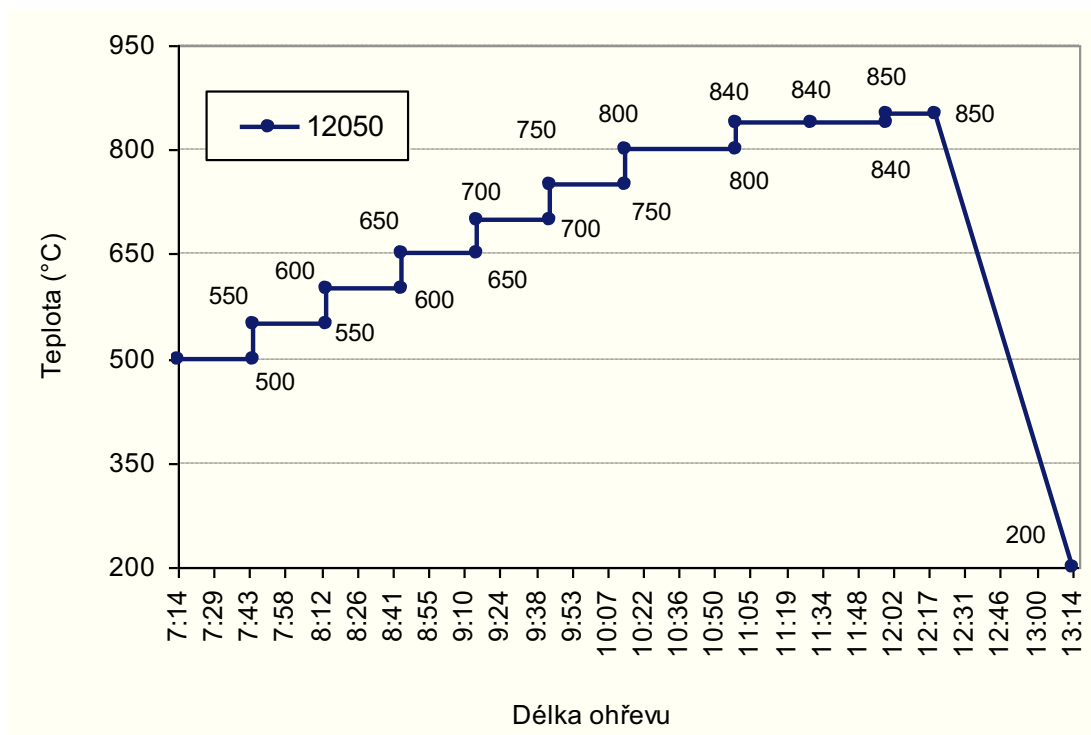
4.4.1 Jakost dle ČSN 12050

V **tabulce 11** je uveden průběh ohřevu pece na kalicí teplotu, graficky je ohřev zobrazen na **obr.24**.

Tabulka 11 Teploty náběhu a výdrže jakosti 12050

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15	9:45
Q100x200	12050	TEPLOTA	500	500	550	550	600	600	650	650	700	700

9:45	10:15	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00	12:00	12:20	13:15
750	750	800	800	840	840	840	850	850	200

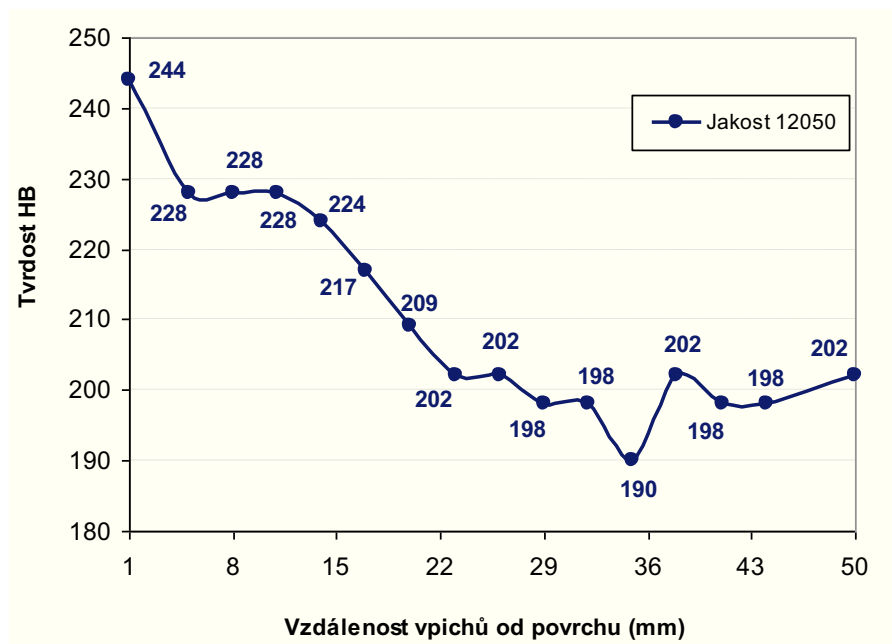


Obr. 24. Graf náhřevu na kalici teplotu jakosti 12050

V **tabulce 12** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 25**. Na **obr. 26**. až **30**. jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

Tabulka 12 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 12050

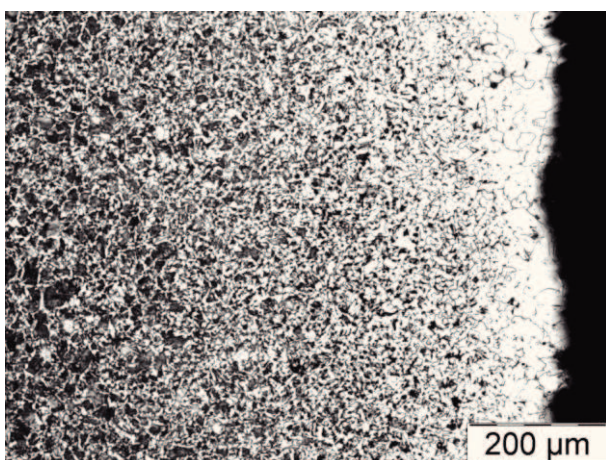
Jakost 12050																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdost HB	244	228	228	228	224	217	209	202	202	198	198	190	202	198	198	202



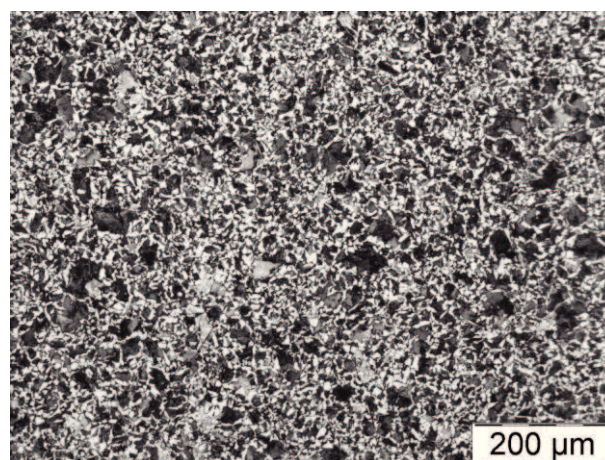
Obr. 25 Graf tvrdosti po zakalení jakosti 12050

U všech odebraných vzorků kromě vzorků z oceli 14220 a 16343 bylo zjištěno oduhličení struktury na povrchu a kromě vzorku z oceli 13240 je patrná segregáční oblast ve středu.

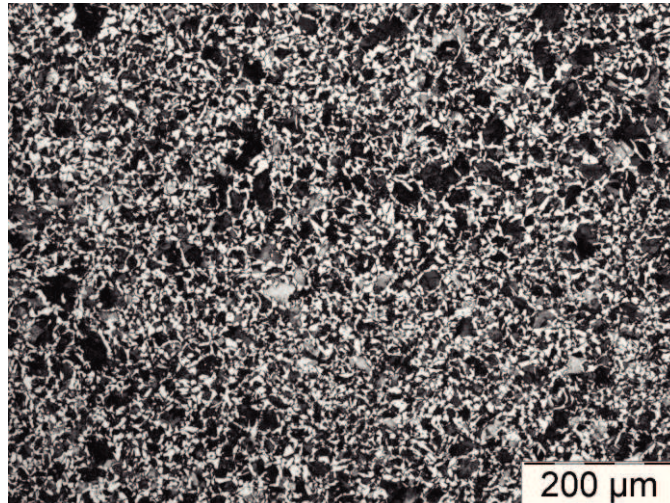
Na povrchu vzorku z oceli 12050 je pod 0,15 mm vrstvou úplného oduhličení se zhrubým feritickým zrnem patrná vrstva s částečným oduhličením struktury do hloubky 0,8 mm (**obr. 26**). Pak následuje do hloubky 4,5 mm od povrchu vrstva s patrným vyšším podílem perlitu ve struktuře a struktura přechází do struktury základní, heterogenní, perliticko – feritické, místně s hrubšími perlitickými bloky (**obr. 27 – 29**). Na **obr. 30** je dokumentována struktura v segregáční oblasti ve středu kulatiny.



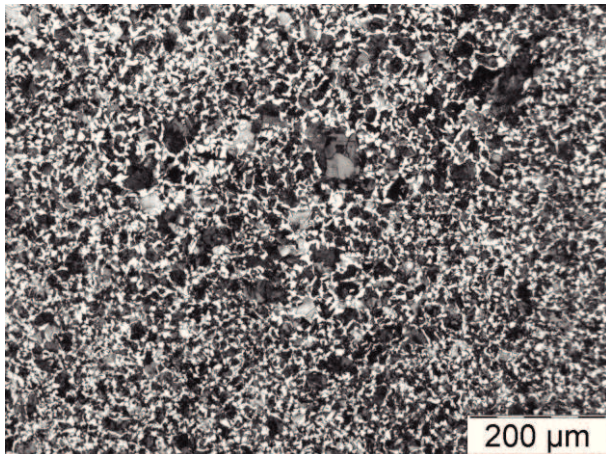
Obr. 26 Mikrostruktura pod povrchem



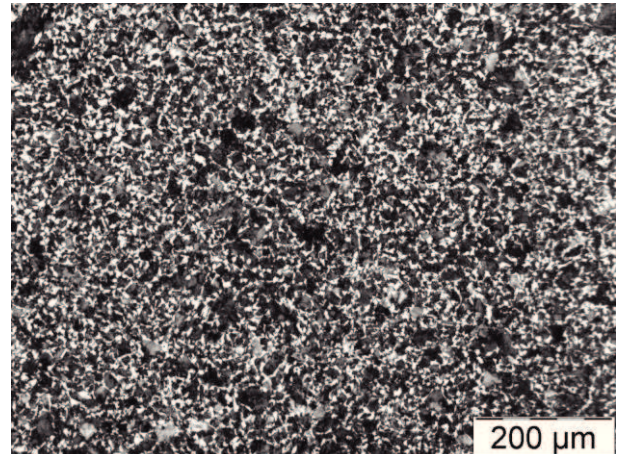
Obr. 27 Struktura 5 mm od povrchu



Obr. 28 Oblast v cca $\frac{1}{2}$ poloměru



Obr. 29 Struktura ve střední části kulatiny



Obr. 30 Segregační oblast v ose

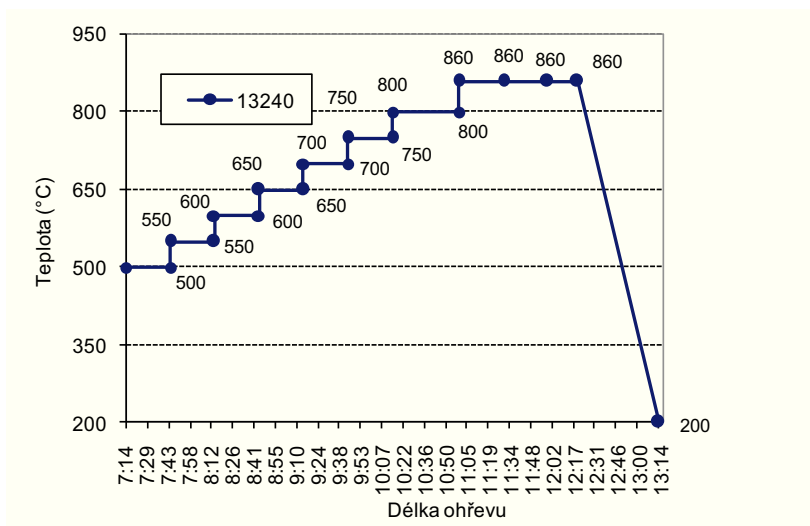
4.4.2 Jakost dle ČSN 13240

V **tabulce 13** je uveden průběh ohřevu pece na kalící teplotu, graficky je ohřev zobrazen na **obr. 31**.

Tabulka 13 Teploty náběhu a výdrže jakosti 13240

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15	9:45
Q100x200	12050	TEPLOTA	500	500	550	550	600	600	650	650	700	700

9:45	10:15	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00	12:20	13:15
750	750	800	800	860	860	860	860	200

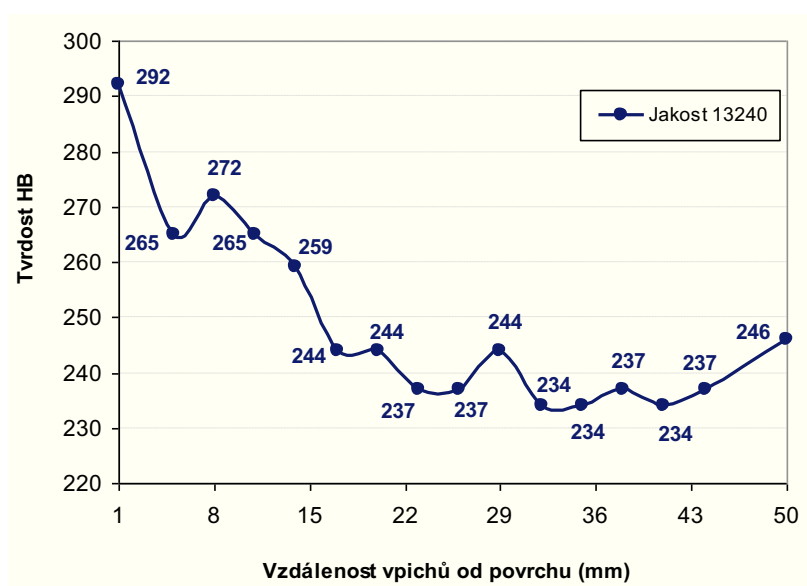


Obr. 31 Graf náhřevu na kalici teplotu jakosti 13240

V **tabulce 14** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 32**. Na **obr. 33**. až **37**. jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

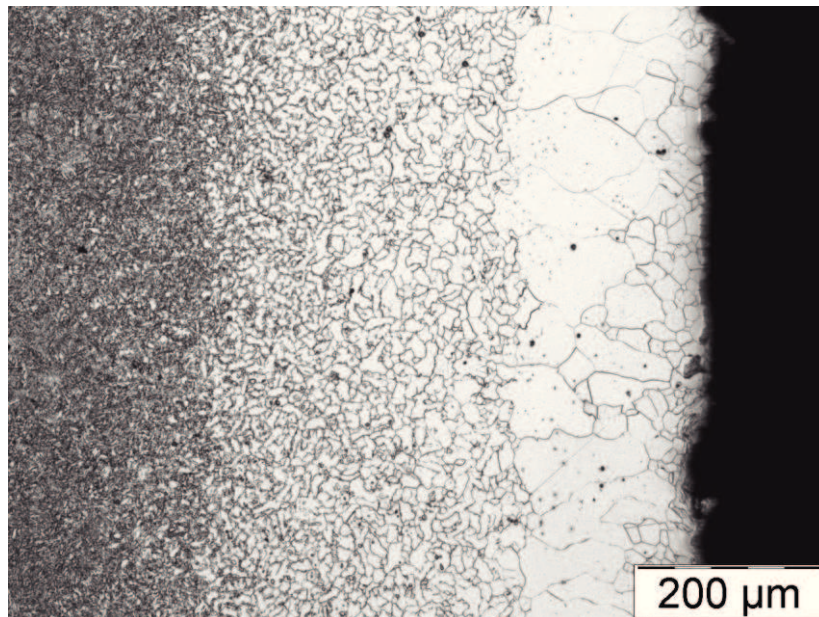
Tabulka 14 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 13240

Jakost 13240																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdość HB	292	265	272	265	259	244	244	237	237	244	234	234	237	234	237	246

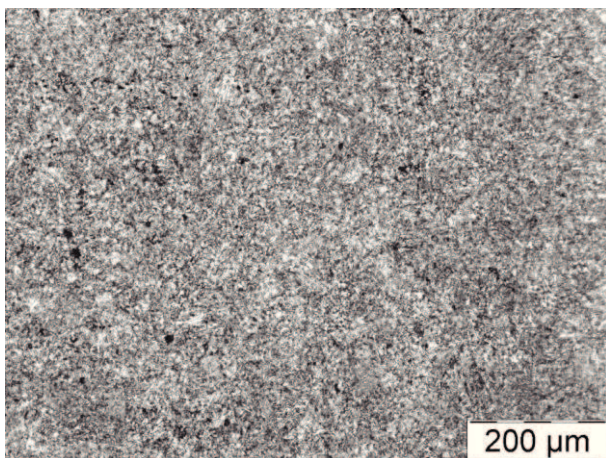


Obr. 32 Graf tvrdosti po zakalení jakosti 13240

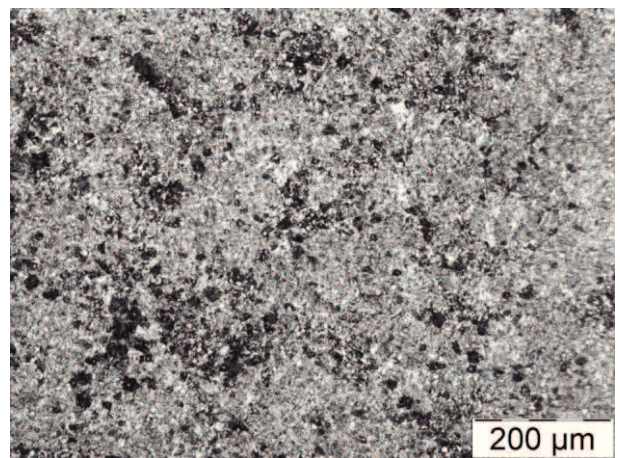
Na povrchu vzorku z oceli 13240 je pod 0,15 mm vrstvou úplného oduhličení se zhrubým feritickým zrnem patrná vrstva s částečným oduhličením struktury do hloubky 0,6 mm (**obr. 33**). Pak následuje do hloubky 3 mm struktura zákalná (**obr. 34**). Od této hloubky začíná přechodová struktura (**obr. 35**), která plynule přechází do struktury heterogenní, tvořené oblastmi hrubých bloků perlitu a oblastmi perlitu a feritu (**obr. 36**). Směrem ke středu kulatiny ve struktuře přibývá výskyt feritu a struktura je ve středu kulatiny tvořena oblastmi hrubých bloků perlitu a oblastmi perlitu a feritu (**obr. 37**).



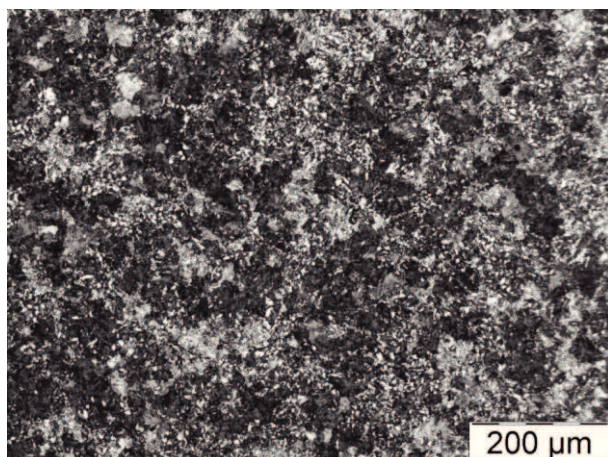
Obr. 33 Mikrostruktura u povrchu



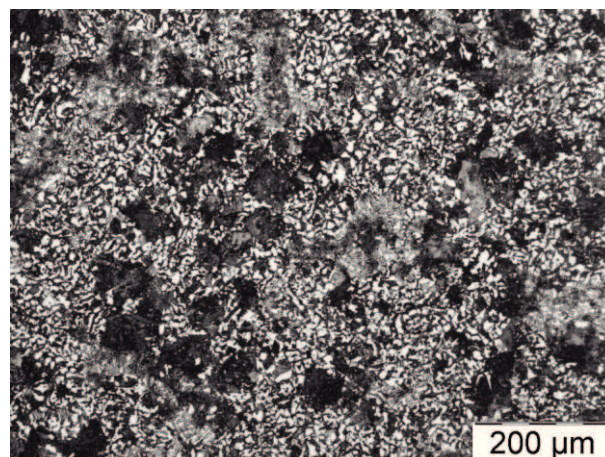
Obr. 34 Struktura do hloubky 3 mm od povrchu



Obr. 35 Struktura 4 mm od povrchu



Obr. 36 Struktura 8 mm od povrchu



Obr. 37 Struktura ve středu kulatiny

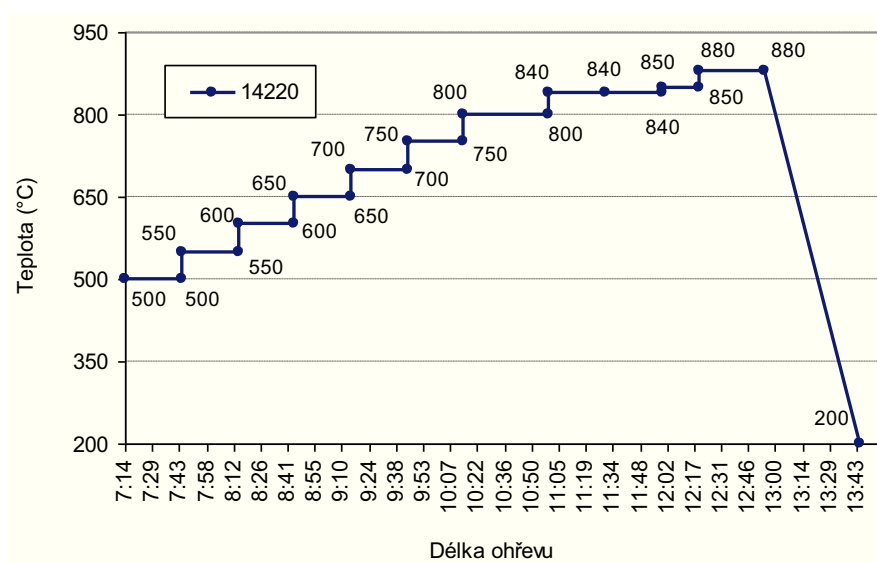
4.4.3 Jakost dle ČSN 14220

V tabulce 15 je uveden průběh ohřevu pece na kalící teplotu, graficky je ohřev zobrazen na obr. 38.

Tabulka 15 Teploty náběhu a výdrže jakosti 14220

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15	9:45	9:45
Q100x200	14220	TEPLOTA	500	500	550	550	600	600	650	650	700	700	750

10:15	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00	12:00	12:20	12:20	12:55	13:45
750	800	800	840	840	840	850	850	880	880	200

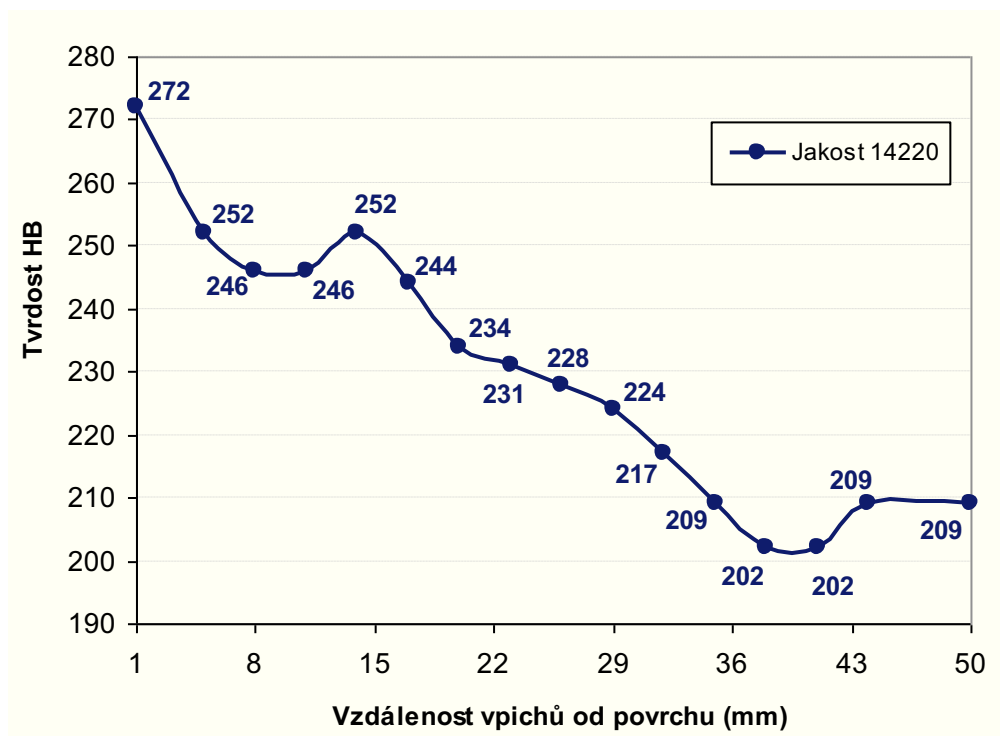


Obr. 38 Graf náběhu na kalící teplotu jakosti 14220

V **tabulce 16** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 39**. Na **obr. 40 až 44** jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

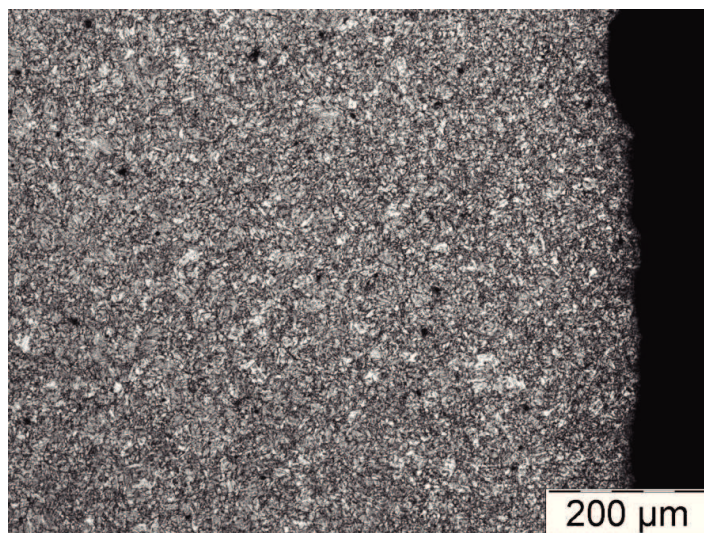
Tabulka 16 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 14220

Jakost 14220																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdość HB	272	252	246	246	252	244	234	231	228	224	217	209	202	202	209	209

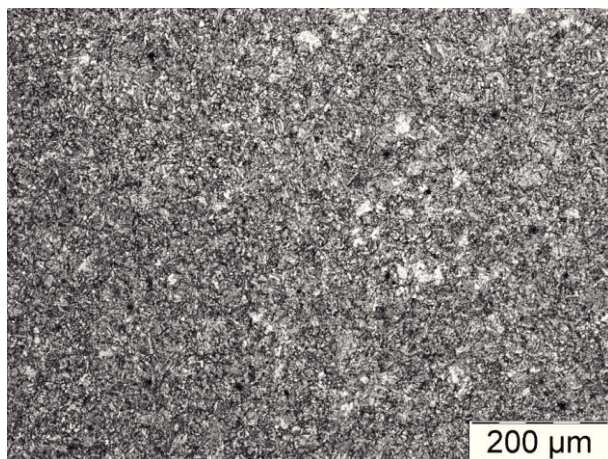


Obr. 39 Graf tvrdosti po zakalení jakosti 14220

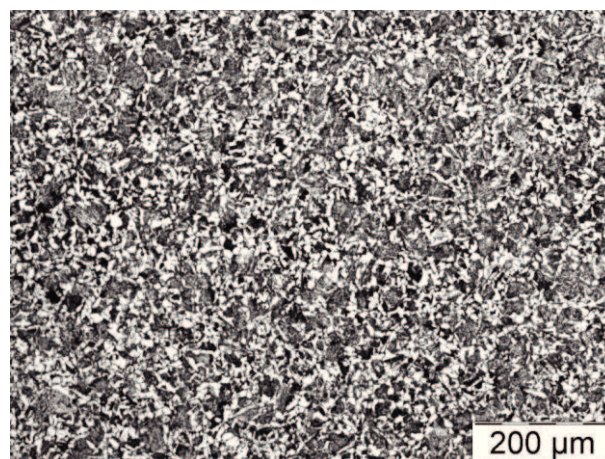
U vzorku z oceli 14220 je bezprostředně od povrchu do hloubky cca 6 - 7 mm patrná zákalná struktura (**obr. 40, 41**), která bez výraznějšího rozhraní plynule přechází do základní struktury, heterogenní, tvořené bainitem, feritem a perlitem (**obr. 42, 43**). Na **obr. 44** je dokumentována struktura v segreganční oblasti ve středu kulatiny.



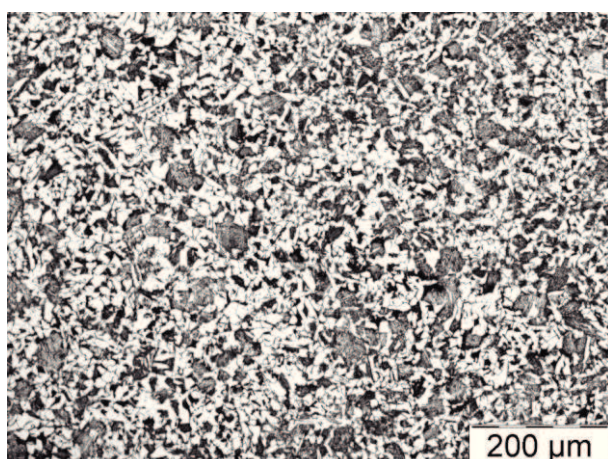
Obr. 40 Mikrostruktura u povrchu



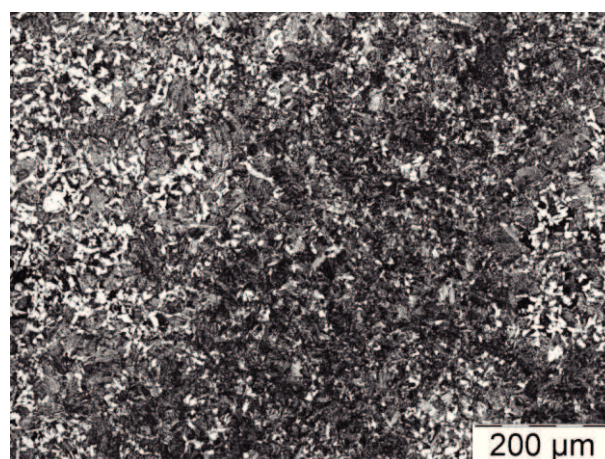
Obr. 41 Struktura 7 mm od povrchu



Obr. 42 Mikrostruktura v 1/2 poloměru



Obr. 43 Mikrostruktura ve středu kulatiny



Obr. 44 Mikrostruktura segregační oblasti v ose kulatiny

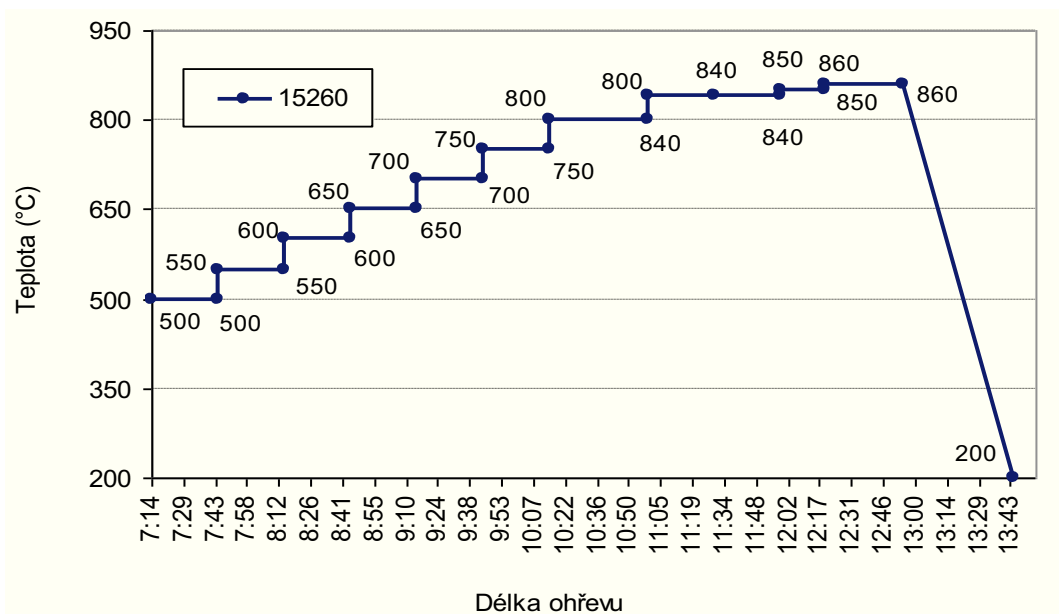
4.4.4 Jakost dle ČSN 15260

V **tabulce 17** je uveden průběh ohřevu pece na kalící teplotu, graficky je ohřev zobrazen na **obr. 45**.

Tabulka 17 Teploty náběhu a výdrže jakosti 15260

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15	9:45	9:45
Q100x200	15260	TEPLOTA	500	500	550	550	600	600	650	650	700	700	750

10:00	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00	12:00	12:20	12:20	12:55	13:45
750	800	800	840	840	840	850	850	860	860	200

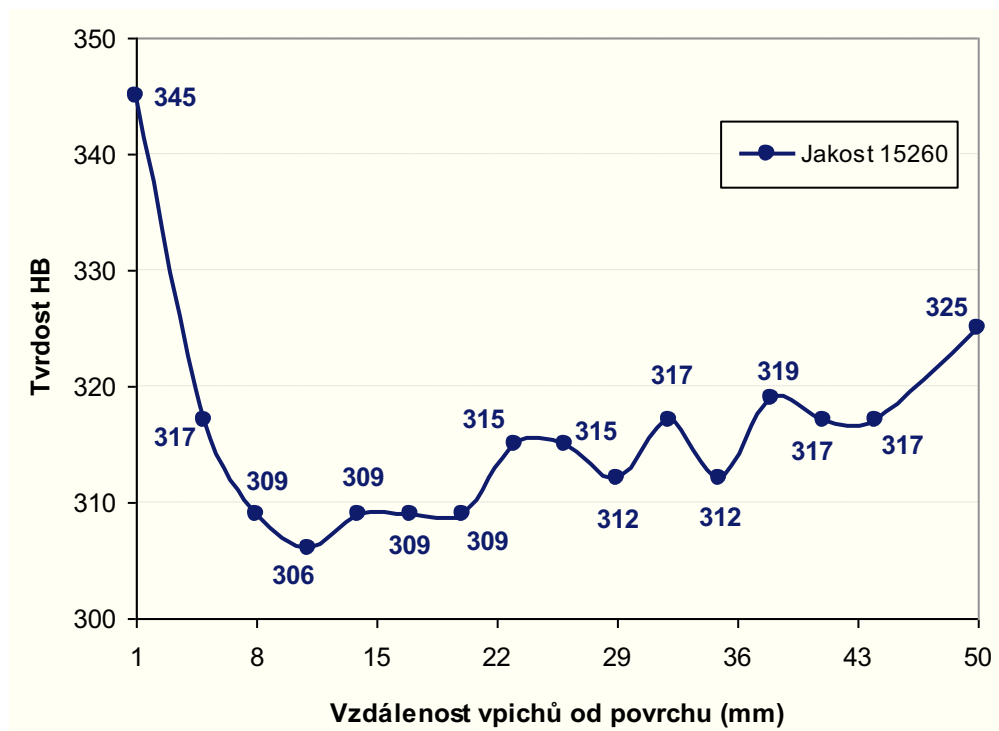


Obr. 45 Graf náběvu na kalící teplotu jakosti 15260

V **tabulce 18** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 46**. Na **obr. 47** až **52** jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

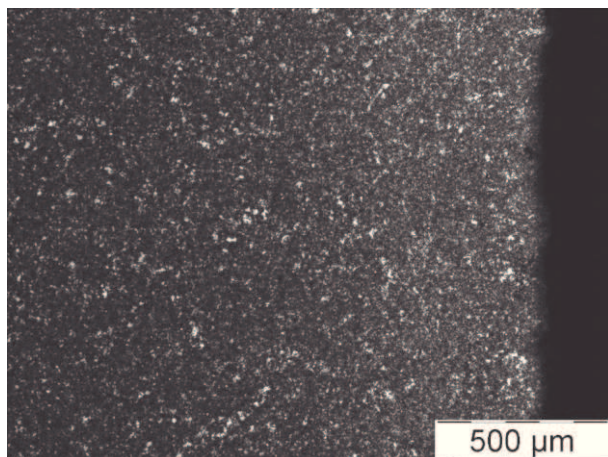
Tabulka 18 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 15260

Jakost 15260																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdość HB	345	317	309	306	309	309	309	315	315	312	317	312	319	317	317	325

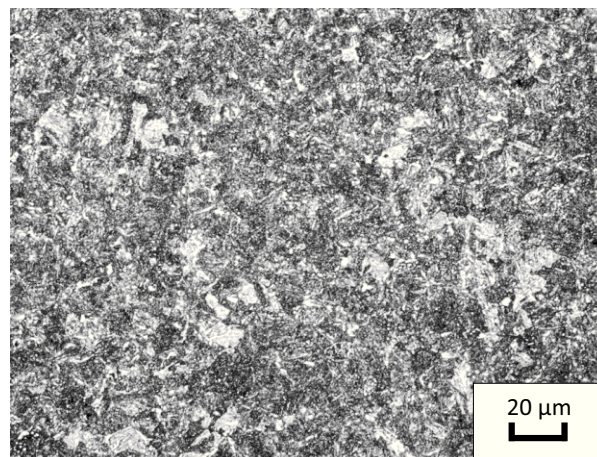
**Obr. 46** Graf tvrdosti po zakalení jakosti 15260

Na **obr. 47** až **68** (oceli 15 260, 16 343 a 19 312) je zachycen charakter jednotlivých mikrostruktur a hloubky, do kterých na odebraných vzorcích zasahují. U těchto odebraných vzorků je patrné zachování stop původního liciho uspořádání.

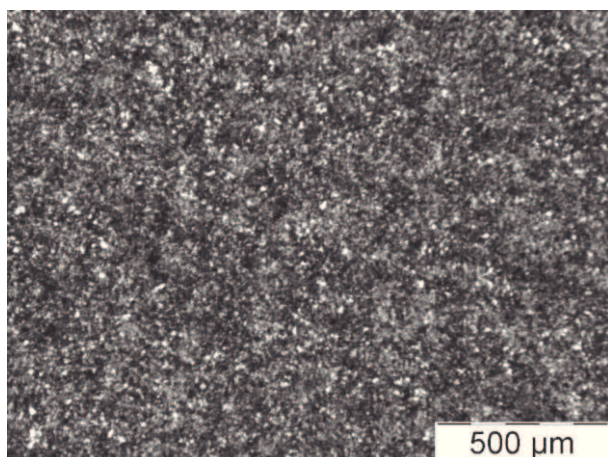
U vzorku z oceli 15 260 je patrné mírné, částečné oduhličení struktury do hloubky 0,6 mm (**obr. 47**). Na **obr. 48** až **50** je dokumentována struktura zasahující do hloubky cca 30 mm od povrchu a na **obr. 51, 52** struktura ve středu kulatiny tvořená nejen bainitem a martenzitem, ale i menší množství feritu. Ve struktuře je patrné vyloučení hrubších karbidických částic.



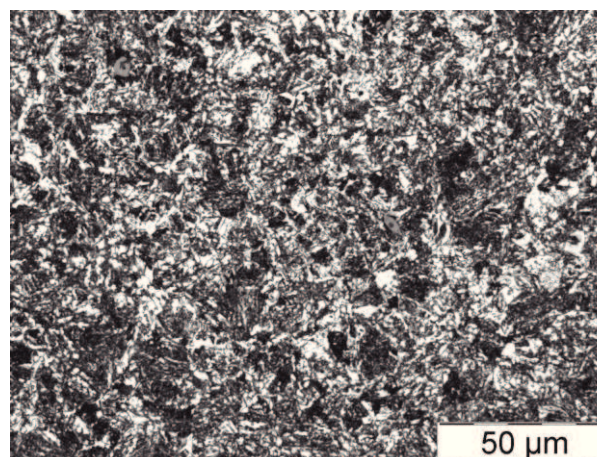
Obr. 47 Mikrostruktura od povrchu



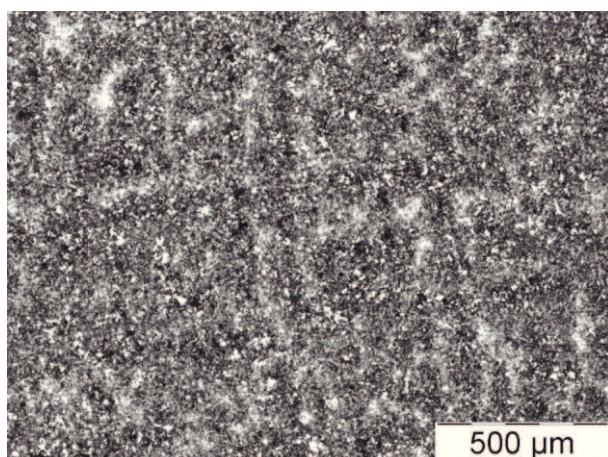
Obr. 48 Detail 2mm od povrchu



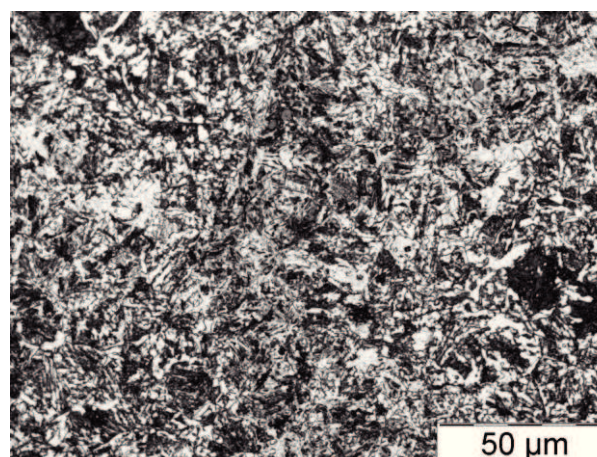
Obr. 49 Struktura do hloubky 30 mm



Obr. 50 Detail struktury hloubka 30 mm



Obr. 51 Struktura ve středu kulatiny



Obr. 52 Detail struktury (obr. 51)

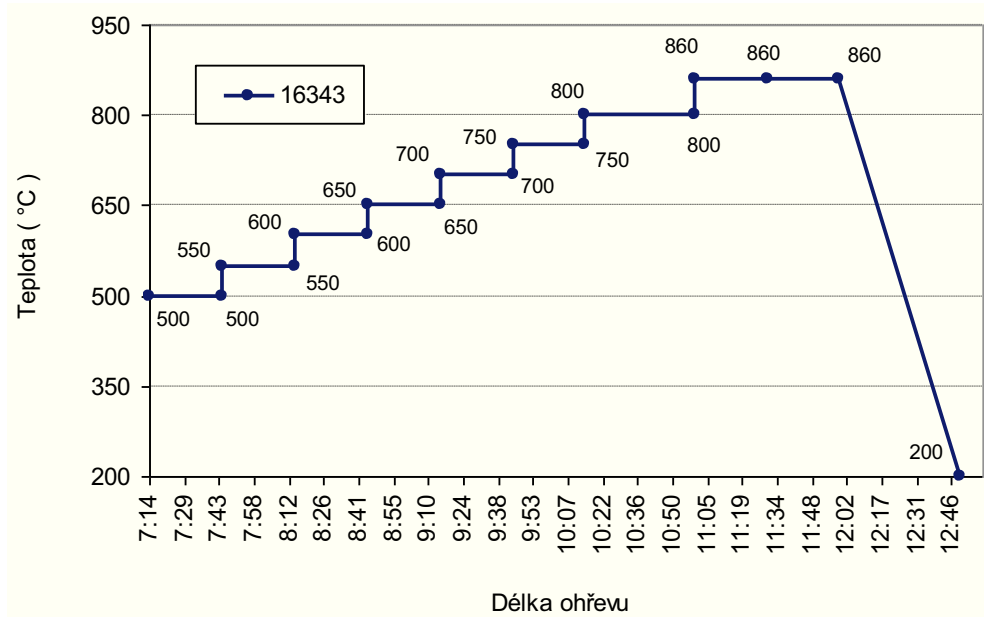
4.4.5 Jakost dle ČSN 16343

V **tabulce 19** je uveden průběh ohřevu pece na kalící teplotu, graficky je ohřev zobrazen na **obr. 53**.

Tabulka 19 Teploty náběhu a výdrže jakosti 16343

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15
Q100x200	16343	TEPLOTA	500	500	550	550	600	600	650	650	700

9:45	9:45	10:15	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00	12:50
700	750	750	800	800	860	860	860	200

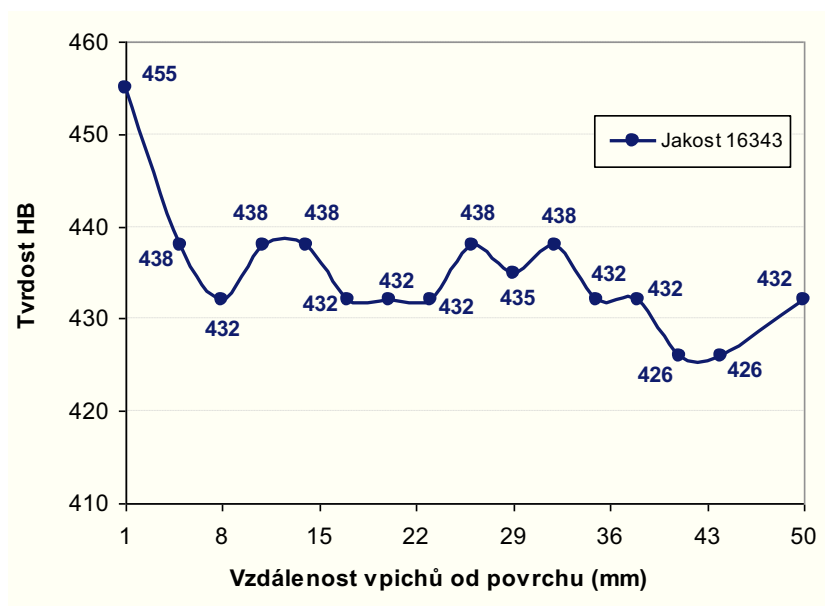


Obr. 53 Graf náběhu na kalící teplotu jakosti 16343

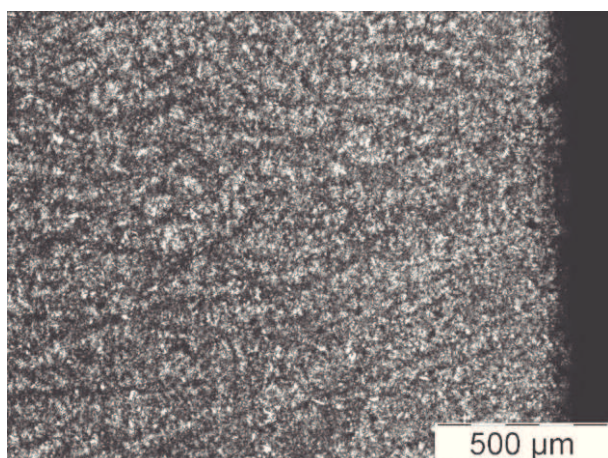
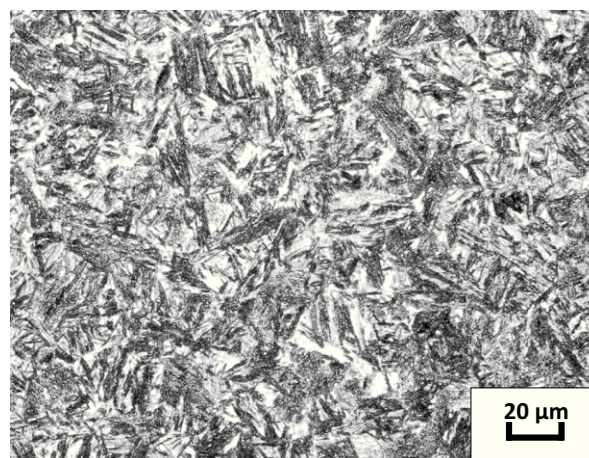
V **tabulce 20** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 54**. Na **obr. 55** až **60** jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

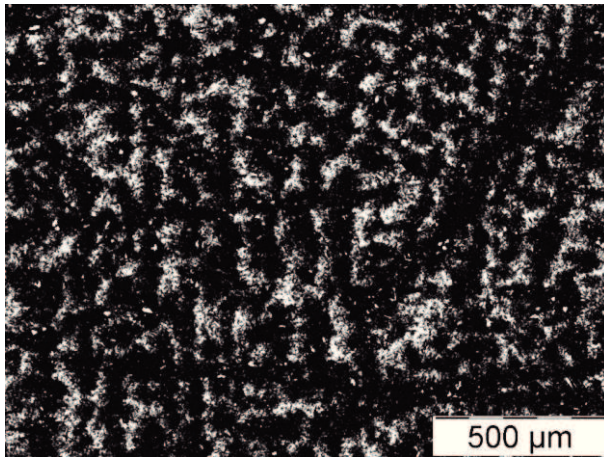
Tabulka 20 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 16343

Jakost 16343																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdość HB	455	438	432	438	438	432	432	432	438	435	438	432	432	426	426	432

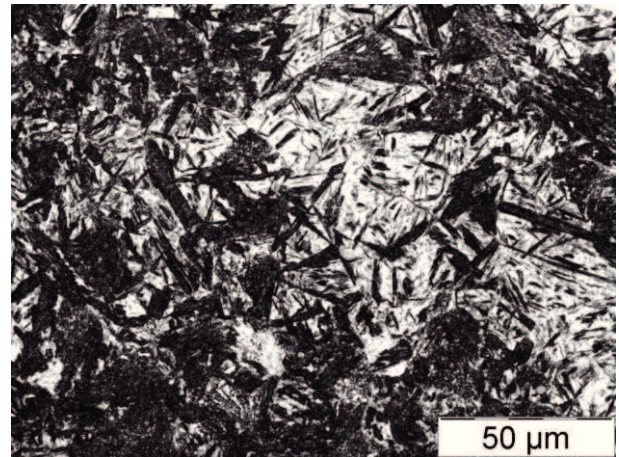
**Obr. 54** Graf tvrdosti po zakalení jakosti 16343

Vzhled struktury od povrchu do hloubky cca 7 mm u vzorku z oceli 16 343 je dokumentován na **obr. 55, 56**, vidíme zde výrazně větší podíl martenzitu a od 7 mm do středu kulatiny (**obr. 57 až 60**) je struktura tvořena směsí bainitu a martenzitu.

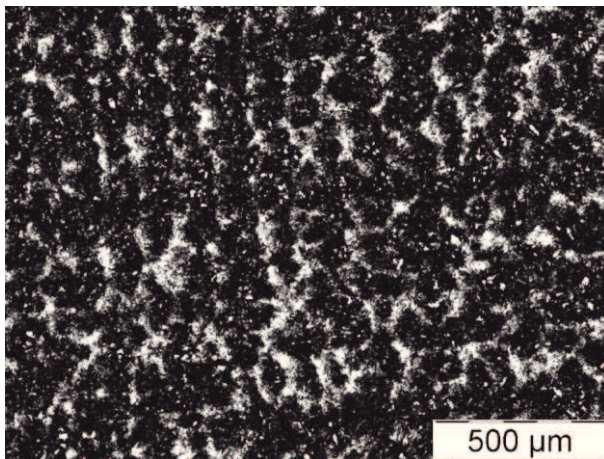
**Obr. 55** Mikrostruktura od povrchu do 7mm**Obr. 56** Detail struktury 2mm pod povrchem



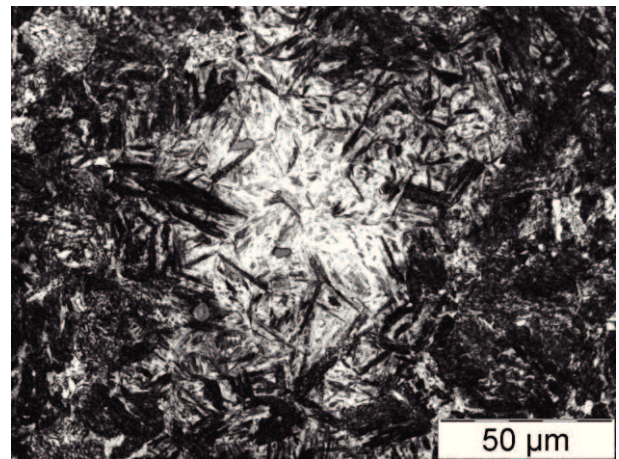
Obr. 57 Struktura od 7mm



Obr. 58 Detail struktury (obr. 57)



Obr. 59 Struktura středu kulatiny



Obr. 60 Detail struktury (obr. 59)

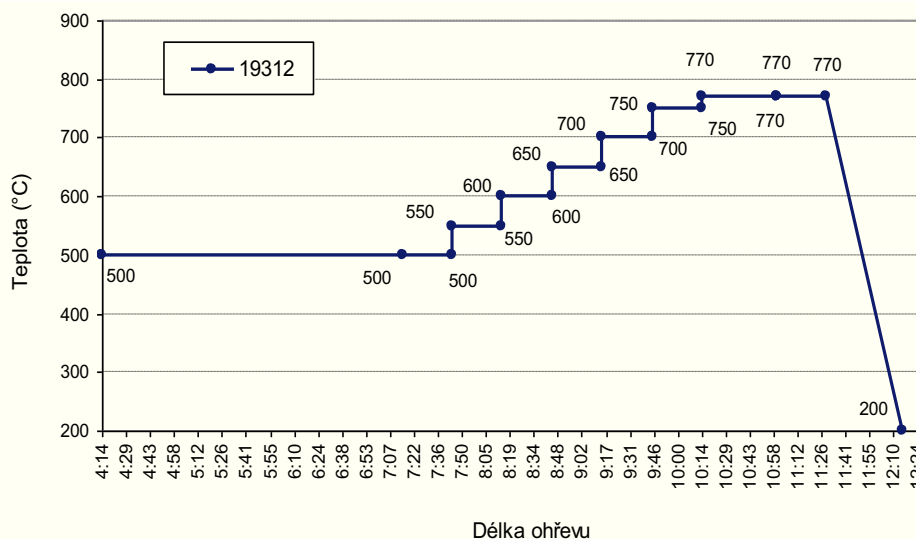
4.4.6 Jakost dle ČSN 19312

U tohoto vzorku jakosti, vzhledem k tomu, že se jedná o typ nástrojové oceli, bylo použito předehřevu na teplotě 500°C, což je patrné z **tabulky č. 21** a graficky je ohřev zobrazen na **obr. 61**.

Tabulka 21 Teploty náběhu a výdrže jakosti 19312

ROZMĚR	JAKOST	ČAS	4:15	7:15	7:45	7:45	8:15	8:15	8:45	8:45	9:15	9:15
Q100x200	19312	TEPLOTA	500	500	500	550	550	600	600	650	650	700

9:45	9:45	10:15	10:15	11:00	11:00	11:30	12:00
700	750	750	770	770	770	770	200

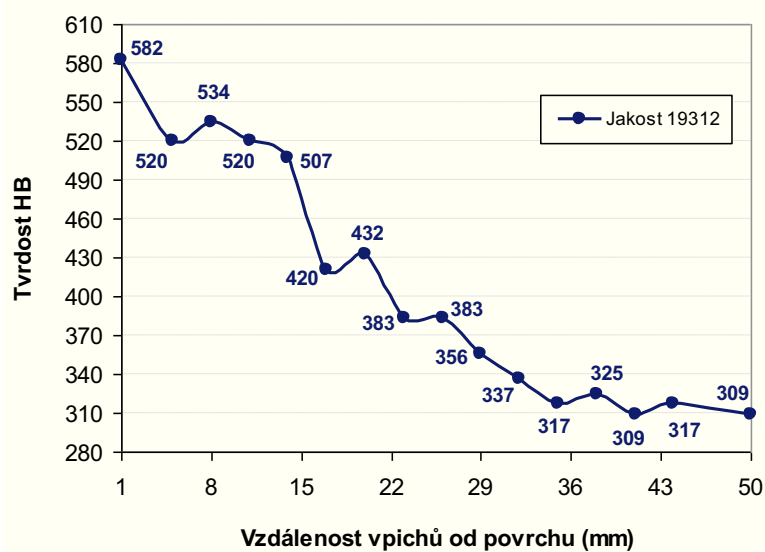


Obr. 61 Graf náhřevu na kalici teplotu jakosti 19312

V **tabulce 22** jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku. Graficky je tato závislost uvedena na **obr. 62**. Na **obr. 63 až 60** jsou uvedeny mikrostruktury oceli.

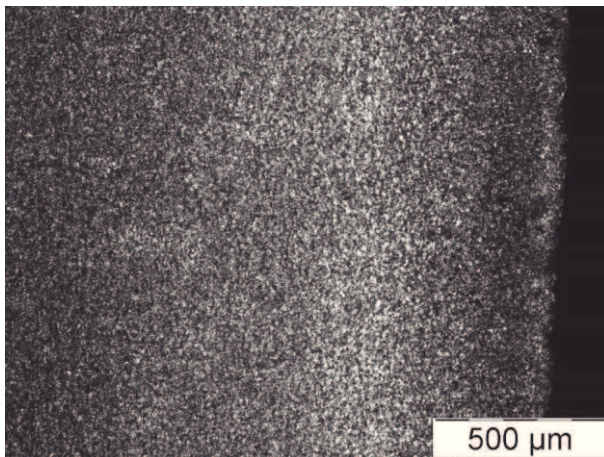
Tabulka 22 Naměřené hodnoty tvrdosti jakosti 19312

Jakost 19312																
Vzdálenost vpichů od povrchu (mm)	1	5	8	11	14	17	20	23	26	29	32	35	38	41	44	50
Tvrdość HB	582	520	534	520	507	420	432	383	383	356	337	317	325	309	317	309

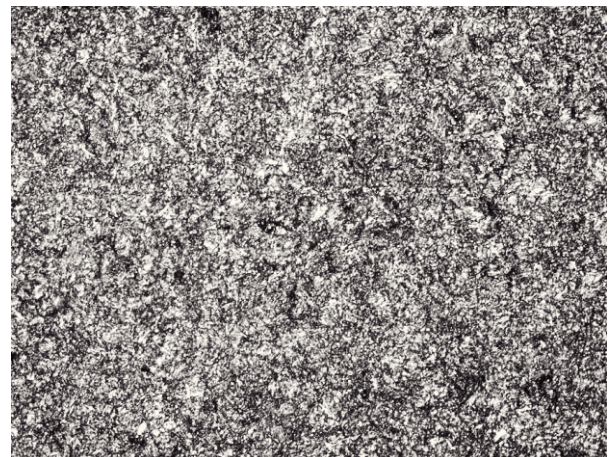


Obr. 62 Graf tvrdosti po zakalení jakosti 19312

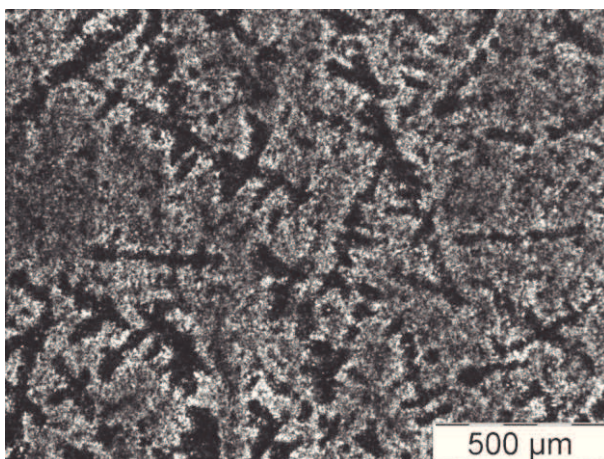
U vzorku z oceli 19 312 bylo zjištěno pouze místní částečné oduhličení do max. hloubky 0,05 mm. Charakteristický vzhled struktury od povrchu do hloubky 4 mm je dokumentován na **obr. 63** , **64**. Struktura je tvořena bainitem a martenzitem. Od 4 mm do 20 mm (**obr. 65, 66**) a od 20 mm do středu kulatiny (**obr. 67 a 68**) se ve struktuře objevuje malé množství feritu. Ve struktuře je patrné četné vyloučení hrubších karbidů.



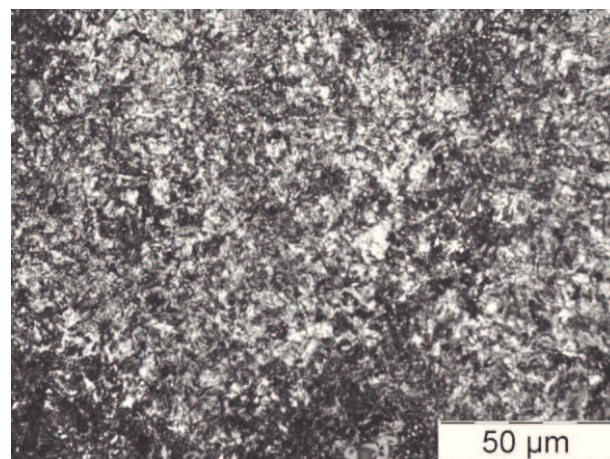
Obr. 63 Mikrostruktura 4mm od povrchu



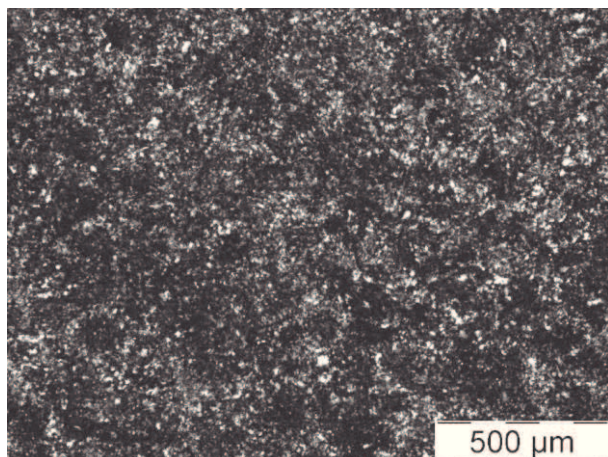
Obr. 64 Detail struktury 2mm pod povrchem



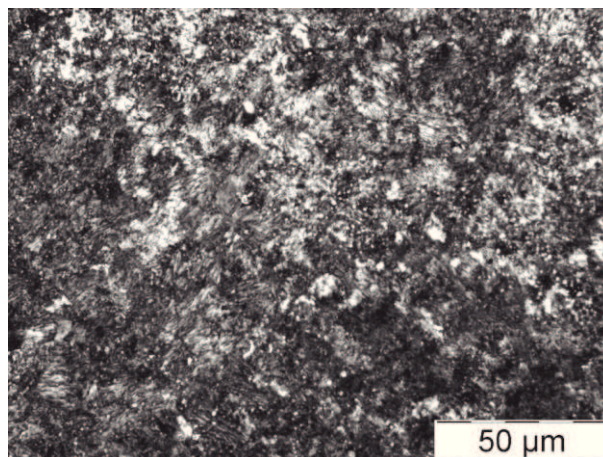
Obr. 65 Struktura od 4-20mm hloubky



Obr. 66 Detail struktury (obr. 65)



Obr. 67 Mikrostruktura středu kulatiny



Obr. 68 Detail struktury (obr. 67)

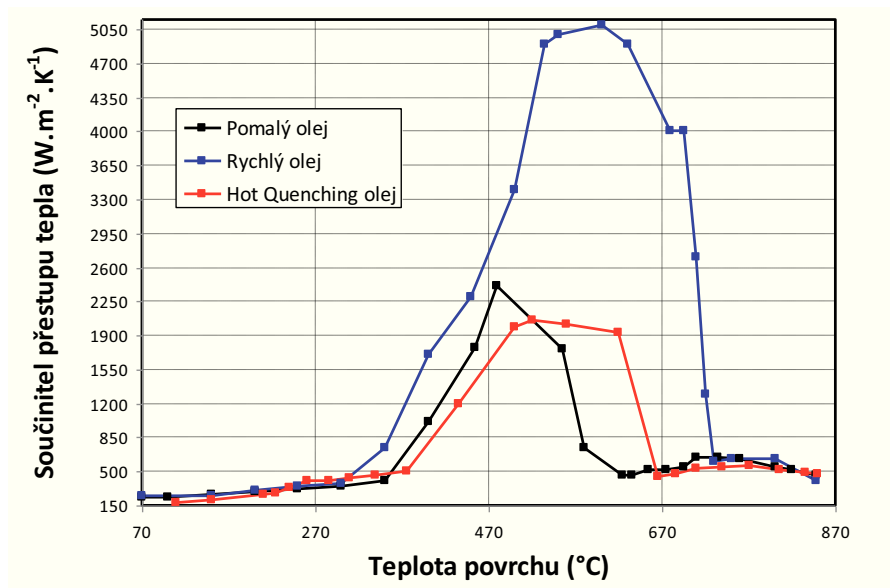
4.5 Výsledky simulace kalení v programu TTSteel

4.5.1 Hlavní myšlenka simulace

V programu bylo potřeba zadat následující klíčové počáteční a okrajové podmínky: **skupina ocelí** (program na základě této informace počítá tepelné vlastnosti oceli: součinitel tepelné vodivosti, měrnou tepelnou kapacitu a hustotu), **chemické složení oceli** (slouží k vygenerování rozpadového diagramu), **velikost austenitického zrna** (ovlivňuje křivky počátku fázových přeměn v rozpadovém diagramu), **geometrie tělesa** (program dává na výběr několik základních tvarů, kdy lze měnit základní rozměry. V našem případě se jednalo o *válec* s poloměrem $R = 50$ mm a výškou válce $l = 210$ mm) a v neposlední řadě **podmínky ochlazování** (čas trvání ochlazovací sekvence a teplotní závislost součinitele přestupu tepla α).

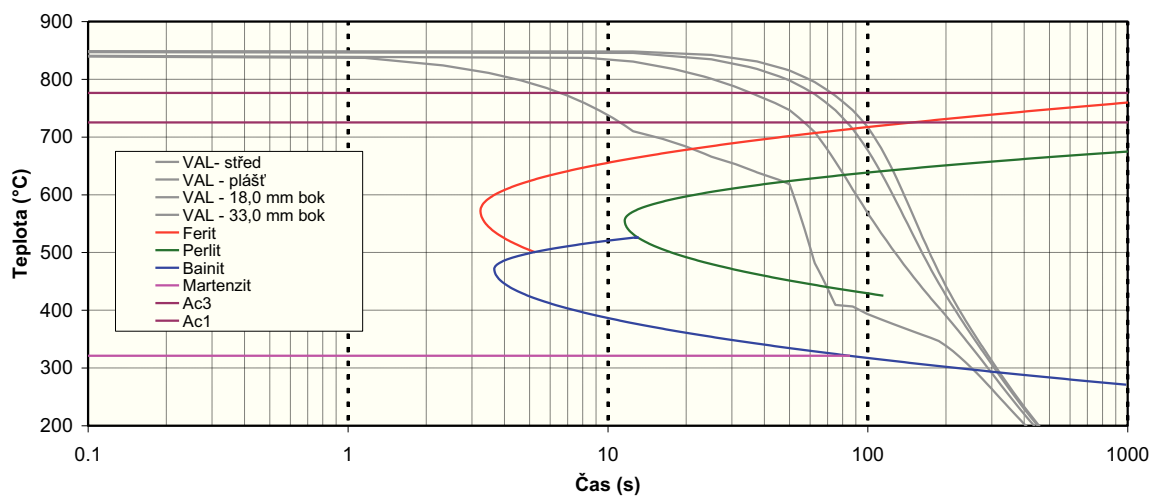
Protože neznám dvě z uvedených veličin (velikost austenitického zrna a teplotní závislost součinitele přestupu tepla) postupoval jsem při jejich získávání následujícím způsobem:

1. Vybral jsem ocel 12 050 a zadal její chemické složení do programu
2. Pro první výpočet jsem na kartě *vlastnosti oceli* nastavil velikost austenitického zrna na $d\gamma = 100$ μm .
3. Z databáze ochlazovacích médií jsem měl k dispozici 3 kalící oleje označené: *pomalý olej*, *rychlý olej* a *hot quenching olej*. V grafu na **obr. 69**. Je uvedena teplotní závislost součinitele přestupu tepla pro všechny použité kalící oleje.



Obr. 69. Součinitel přestupu tepla použitých ochlazovacích médií (databáze programu TTSteel)

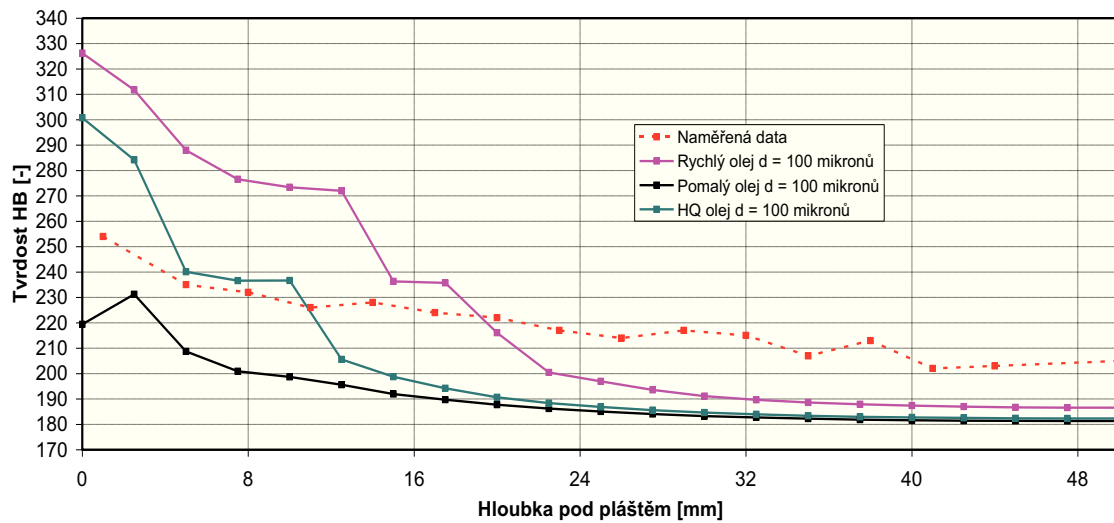
4. Postupně jsem provedl výpočet ochlazovacích křivek pro jednotlivé kalící oleje a různé hodnoty velikosti austenitického zrna (viz. **obr. 70.**).



Obr. 70 ARA diagram oceli 12050 s vypočtenými ochlazovacími křivkami pro velikost zrna 100 μm

5. Následně jsem v TTSteelu vypočítal rozložení tvrdosti HB od povrchu pláště ke středu a tyto hodnoty srovnal s naměřenými hodnotami tvrdostí (viz. **obr.25.**). Hledal jsem shodu trendu křivek tvořených naměřenými a vypočtenými daty. Ze srovnání naměřených a vypočtených křivek lze vyzorovat, že výsledky pro *rychlý olej* a *hot quenching (HQ) olej* neodpovídají trendu naměřených hodnot (příliš vysoké hodnoty tvrdosti u povrchu a příliš nízké hodnoty tvrdosti ve středu vzorku). Nejlepší shodu vykazoval *pomalý olej* (viz. **obr. 71.**), proto byl následně

použit i pro výpočty ostatních ocelí (pozn.: při provozním experimentu, byl také olej pro všechny oceli stejný).



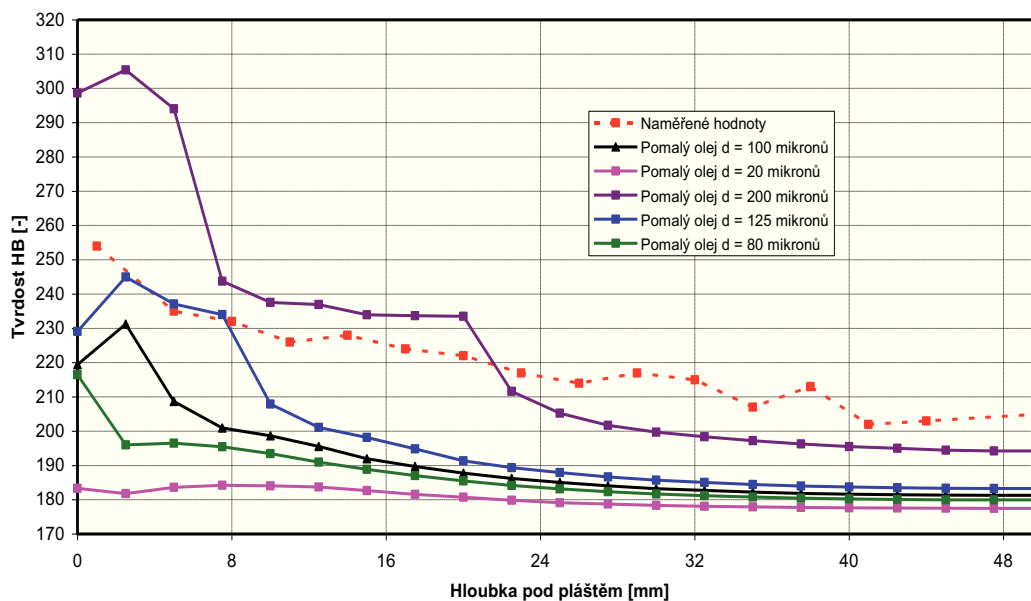
Obr. 71. Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdosti pro různá ochlazovací média

- Následně jsem pro ocel 12 050 měnil s jemnějším krokem velikost austenitické zrna s cílem najít nejlepší shodu trendu s naměřenými daty.

4.5.2 Výsledky TTSteel pro ocel 12050

Výsledky získané postupem uvedeným v předchozí kapitole shrnuje graf na **obr. 72**. Poměrně dobrou shodu trendu vykázal výpočet pro *pomalý olej* s velikostí zrna $d\gamma = 100 \mu\text{m}$. Srovnáním této křivky s ostatními křivkami pro pomalý olej jsem došel k závěru, že nejlepší shodu získáme při použití velikosti zrna v rozmezí $d\gamma = 20$ až $100 \mu\text{m}$.

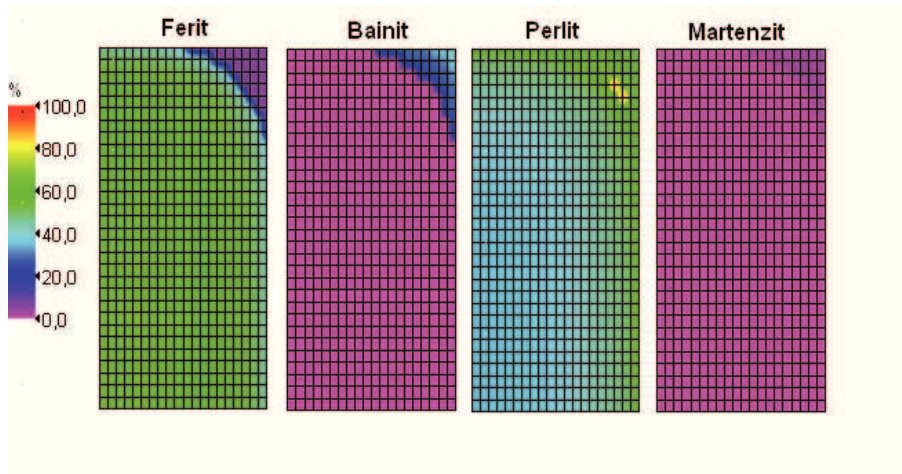
Provedl jsem další výpočty pro velikost zrna 40, 60 a 80 μm . Nejlepší shodu v trendu jsem nakonec získal pro $d\gamma = 80 \mu\text{m}$. I v tomto případě je však rozdíl mezi naměřenou a vypočtenou tvrdostí od 20 do 40 HB což odpovídá procentuální chybě cca 12 až 16 %.



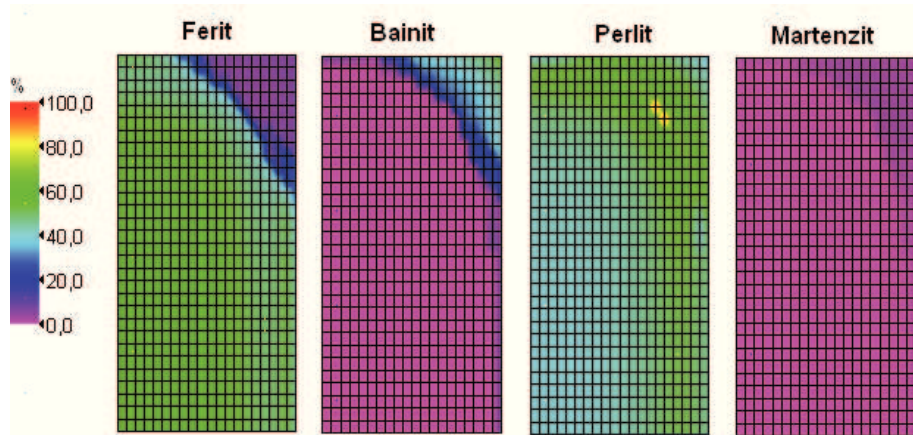
Obr. 72. Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdostí pro různé velikosti austenitického zrna

Program TTSteel nabízí rovněž rozložení fází v ochlazovaném tělese, které je pro různé velikosti austenitického zrna zobrazeno na **obr. 73.** až **76.** Protože je MKP výpočet symetrický, je zobrazena pouze horní pravá čtvrtina řezu válcovým vzorkem. Srovnáváme potom oblast ve středu výšky válce od postavy ke středu (na **obr. 73.** až **76.** dole).

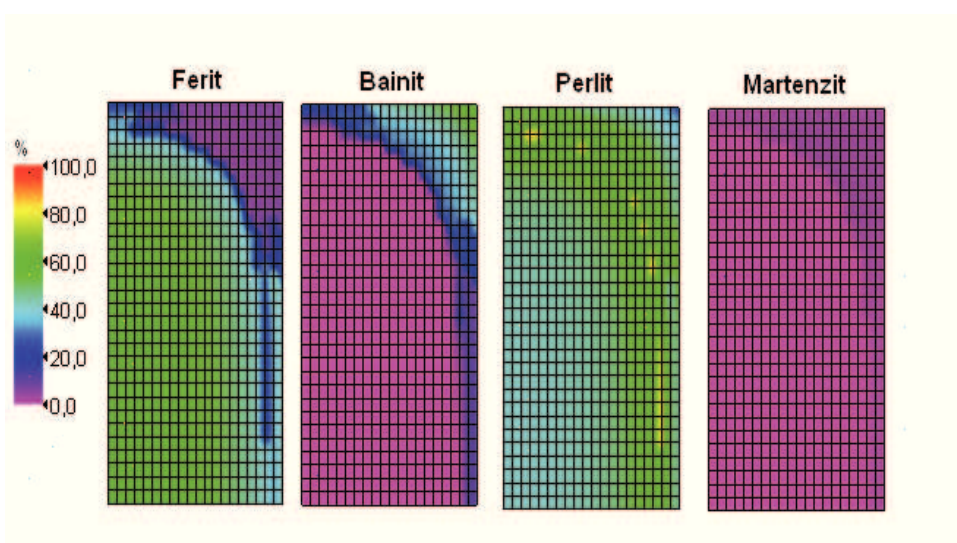
Z výsledků je zřejmé, že struktura je tvořena feritem a perlitem, bainit a martenzit se nachází jenom v blízkosti hrany podstavy válce. Pro velikost zrna $d\gamma = 80 \mu\text{m}$ je vidět, že v povrchových oblastech je cca 60 % perlitu a ve středu je pak perlitu méně, tj cca 40 %. To zhruba odpovídá výsledkům naší metalografické analýzy. Je pochopitelné, že program TTSteel nemohl spočítat oblast oduhličení.



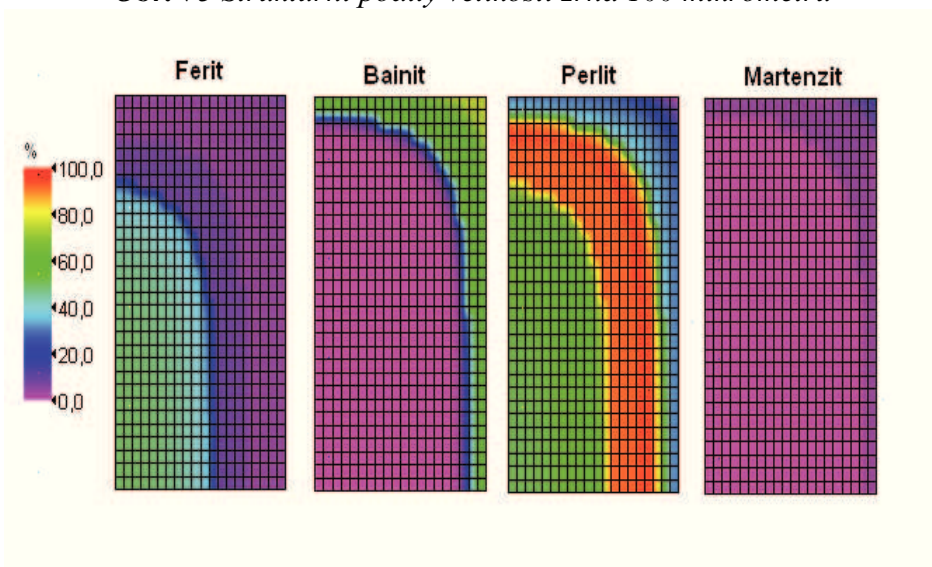
Obr. 73 Strukturální podíly velikosti zrna 20 mikrometrů



Obr. 74 Strukturální podíly velikosti zrna 80 mikrometrů



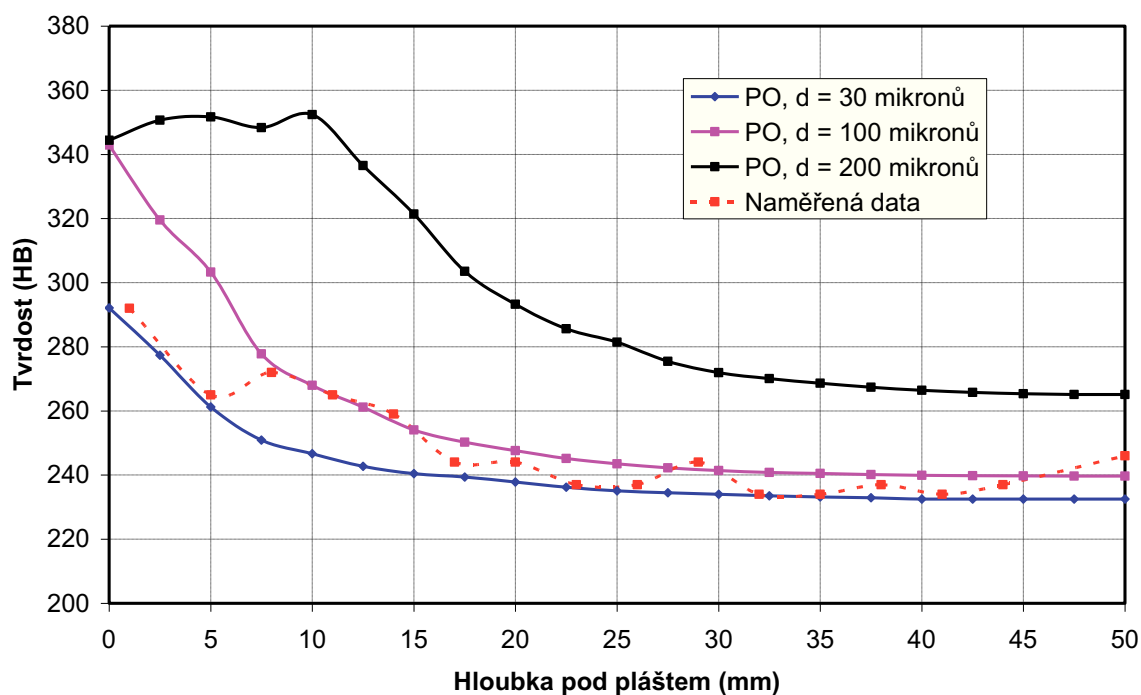
Obr. 75 Strukturální podíly velikosti zrna 100 mikrometrů



Obr. 76 Strukturální podíly velikosti zrna 200 mikrometrů

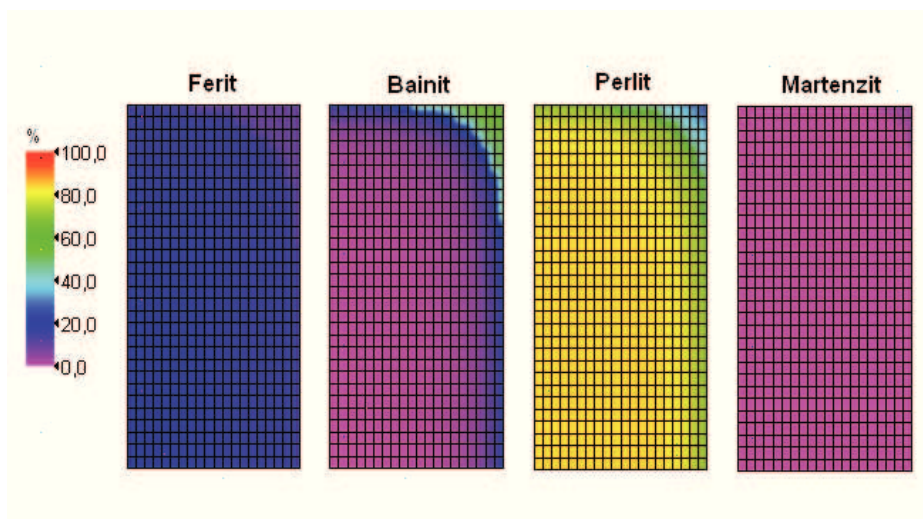
4.5.3 Výsledky TTSteel pro ocel 13240

Nejlepší shodu s naměřenými daty pro ocel 13240 jsme získali pro velikost zrna $d\gamma = 30 \mu\text{m}$. Shoda je téměř dokonalá, až na oblast cca 5 až 17 mm pod povrchem, kde byla naměřena vyšší tvrdost až o 21 HB, což činí procentuální chybu 7,7 %.

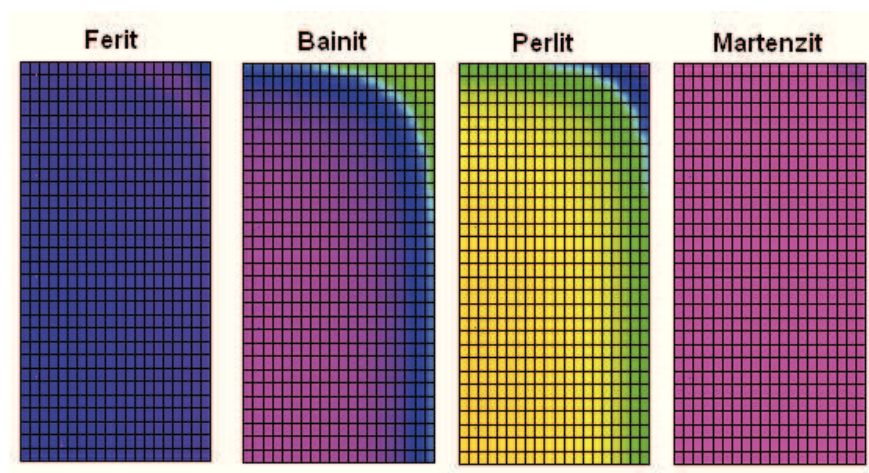


Obr. 77 Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdosti pro různé velikosti austenitického zrna pro vzorek z oceli 13240

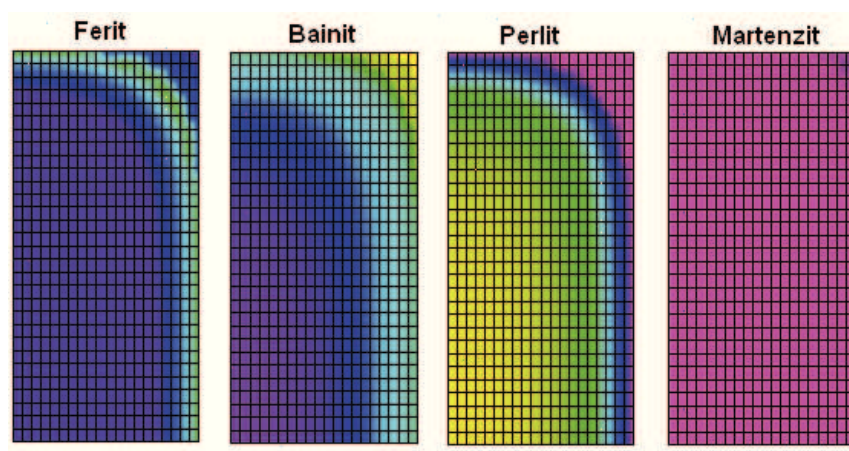
Srovnání TTStealem předikovaných a metalografickým rozborem stanovených mikrostruktur v závislosti na vzdálenosti od povrchu nedopadá dobře ani pro jednu uvažovanou velikost zrna. Výpočet ukazuje podíl bainitu v povrchových oblastech v rozsahu cca 20 % ($d\gamma = 30 \mu\text{m}$) až 40 % ($d\gamma = 200 \mu\text{m}$), kdežto my jsme metalografickou analýzou zjistili 100 % bainitu v hloubce 3 mm pod pláštěm (viz. **obr. 34.**). Nesrovnalosti jsou také v poměru perlitu a feritu v oblastech dále od povrchu. TTSteel pro celou oblast ukazuje cca 20 % feritu a 80 % perlitu, skutečná mikrostruktura se však po průměru válce daleko více mění v hloubce, když 8 mm pod povrchem ferit není vůbec a ve středu válce je ho odhadem 30 až 40 %



Obr. 78 Strukturní podíly velikost zrna 30 mikrometrů



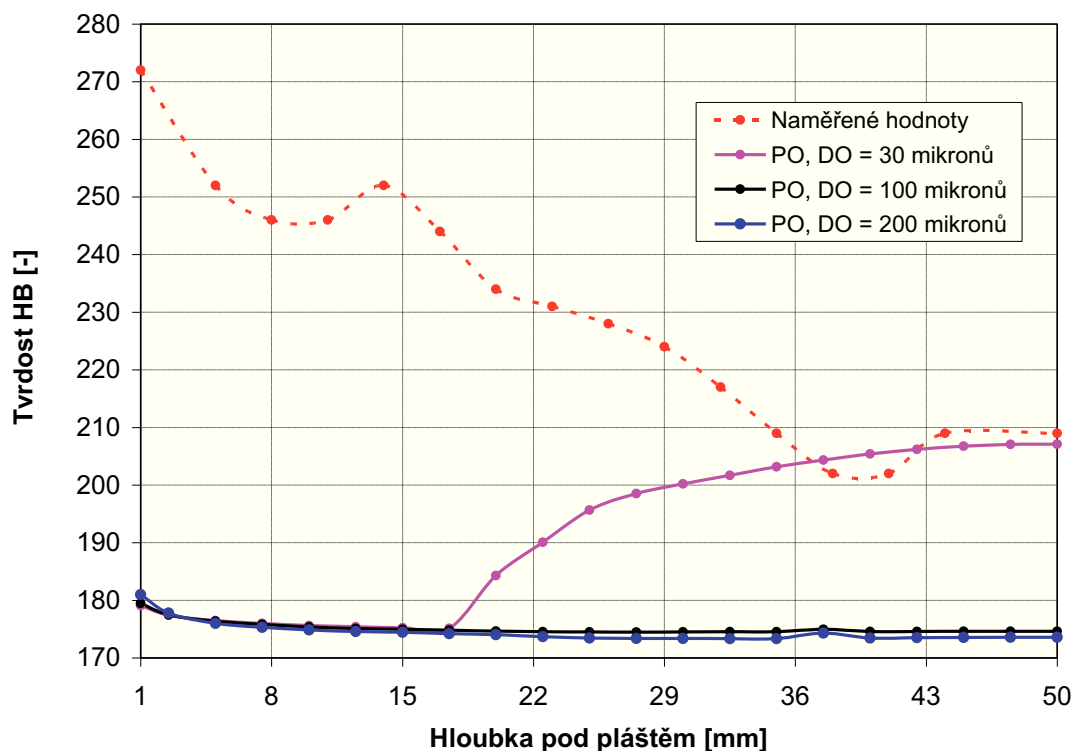
Obr. 79 Strukturní podíly velikost zrna 100 mikrometrů



Obr. 80 Strukturní podíly velikost zrna 200 mikrometrů

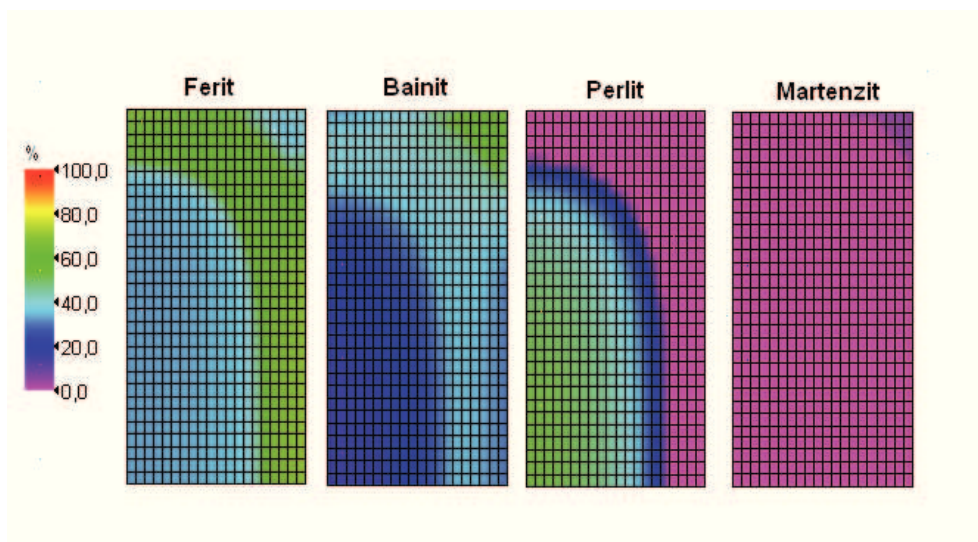
4.5.4 Výsledky TTSteel pro ocel 14220

Srovnání naměřených a vypočtených dat nedopadlo vůbec dobře. Jak lze vidět z grafu na **obr. 81**, srovnávaná data nemají ani společný trend a v absolutních hodnotách je rozdíl až přes 90 HB, což vyjádřeno v procentech je chyba přes 50 %.

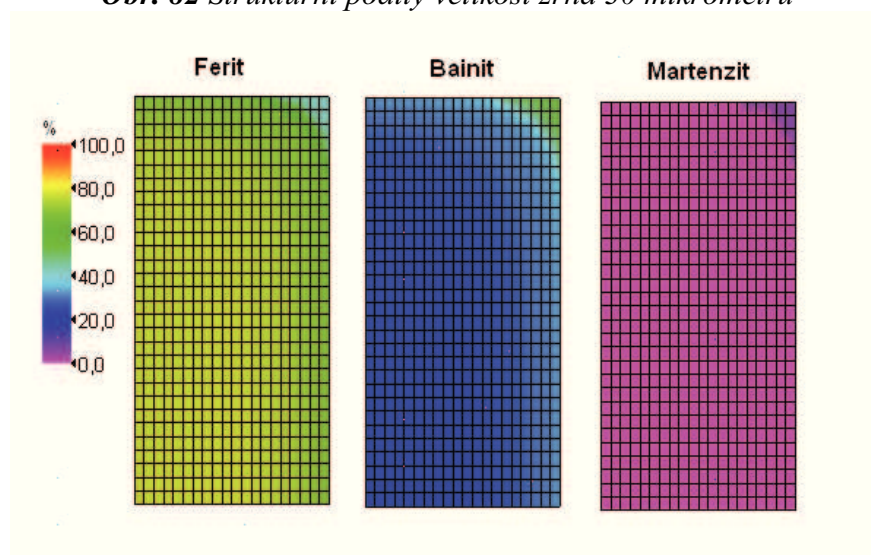


Obr. 81 Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdosti pro různé velikosti austenitického zrna pro vzorek z oceli 14220

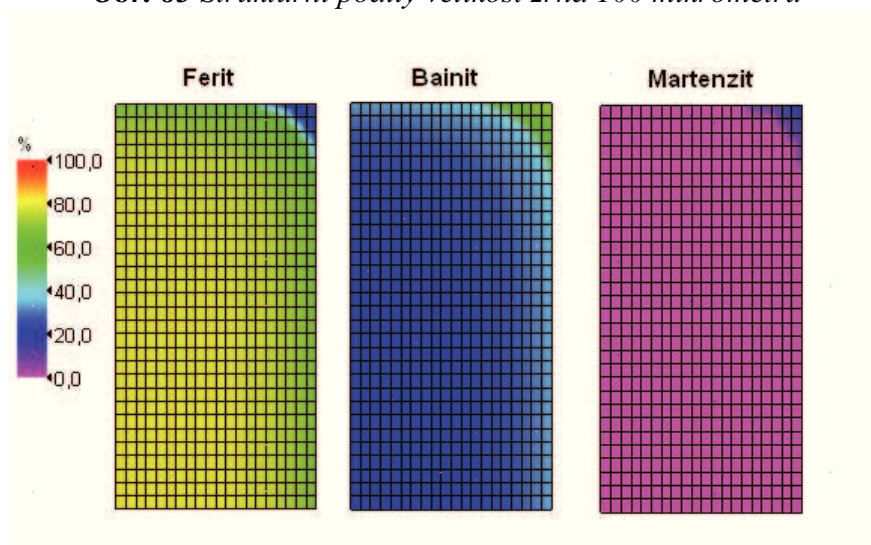
Srovnání skutečné (**obr. 40.** až **obr. 44.**) a predikované (**obr. 82.** až **obr. 84.**) mikrostruktury také nedopadlo příliš dobře. Pro větší velikosti zrna se podle TTSteelu ve struktuře vůbec nevyskytuje perlit a pro velikost zrna $d\gamma = 30 \mu\text{m}$ je naopak ve středu vzorku až 60 % perlitu (to je příčinou vzrůstu tvrdosti ve středu viz. **obr. 81.**). Vypočítaný obsah bainitu v povrchových oblastech nepřekročí 40 %. Skutečná struktura obsahovala perlit v množství cca 10 % a v povrchových oblastech až do hloubky 6 – 7 mm se nacházel 100 % bainit.



Obr. 82 Strukturní podíly velikost zrna 30 mikrometrů



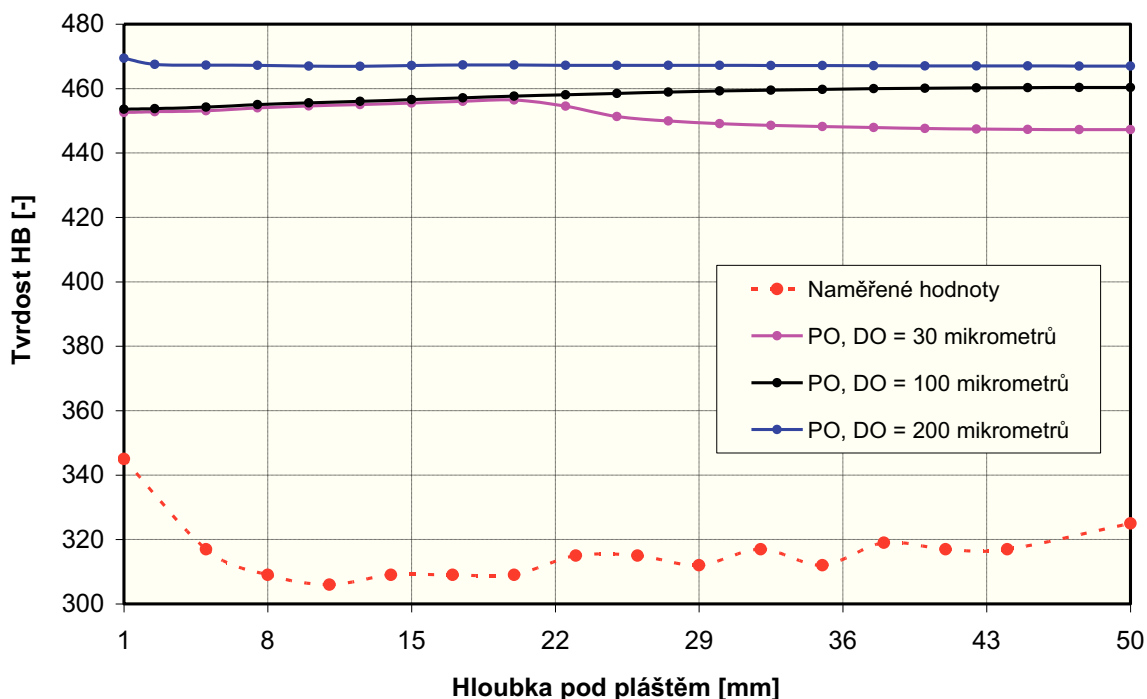
Obr. 83 Strukturní podíly velikost zrna 100 mikrometrů



Obr. 84 Strukturní podíly velikost zrna 200 mikrometrů

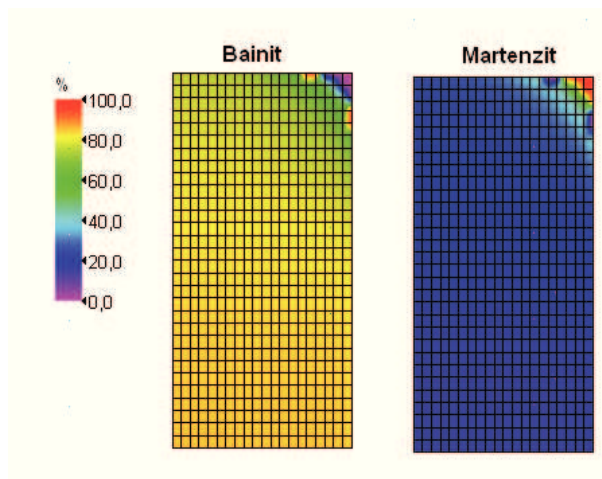
4.5.5 Výsledky TTSteel pro ocel 15260

Výsledky simulace naznačují, že struktura vzorku je tvořena základními fázemi v lehce proměnlivém obsahu, ale výsledná tvrdost téměř vůbec nezávisí na hloubce pod povrchem (viz. **obr. 85**). Naměřené hodnoty vykazují prudký nárůst tvrdosti v blízkosti povrchu jinak je tvrdost rovněž po průřezu válce téměř konstantní. Absolutní rozdíl naměřené a vypočtené tvrdosti však činí až 150 HB, což je chyba přes 50 %.

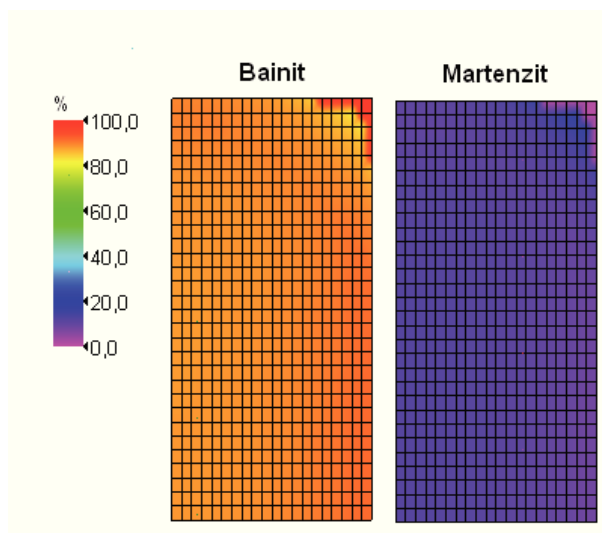


Obr. 85 Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdostí pro různé velikosti austenitického zrna pro vzorek z oceli 15260

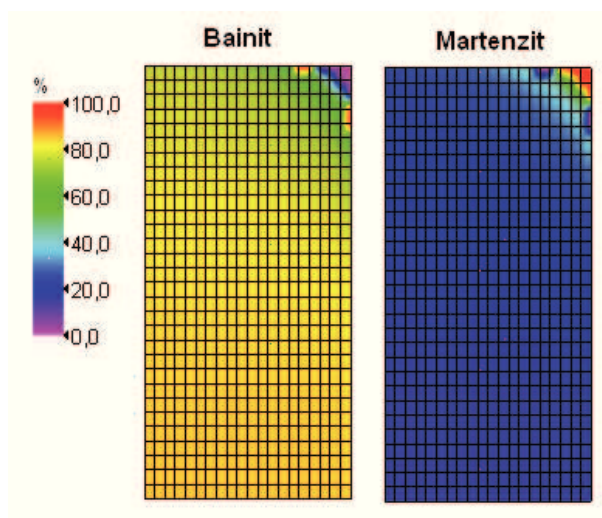
TTSteel pro všechny velikosti zrna vypočítal obsah bainitu na 80 až 90 % a obsah martenzitu 20 až 10 % (viz. **obr. 86**. až **obr. 88**). Skutečná struktura obsahovala navíc mimo podpovrchové oblasti malé množství feritu (viz. **obr. 51 až 52**.), což se projevilo také zaznamenaným poklesem tvrdosti (viz. **obr. 85**).



Obr. 86 Strukturní podíly velikost zrna 30 mikrometrů



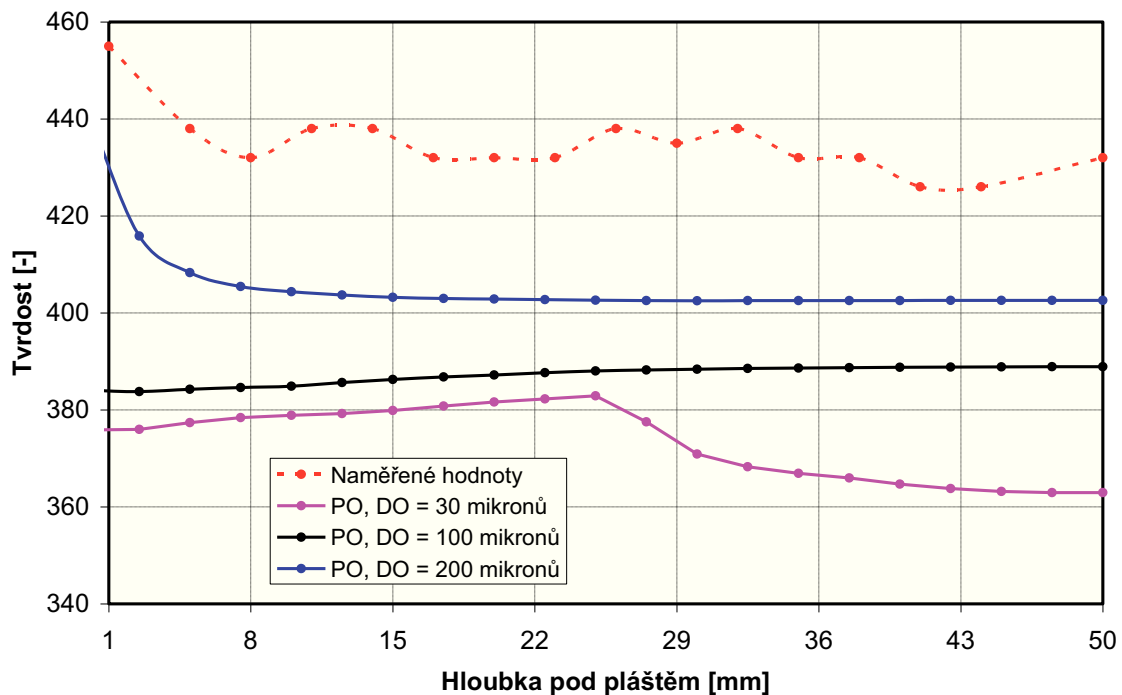
Obr. 87 Strukturní podíly velikost zrna 100 mikrometrů



Obr. 88 Strukturní podíly velikost zrna 200 mikrometrů

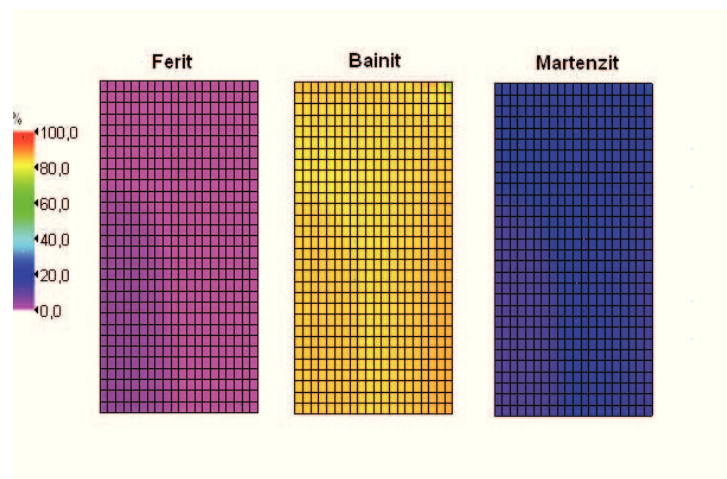
4.5.6 Výsledky TTSteel pro ocel 16343

Pro tuto ocel vychází srovnání naměřených vypočtených hodnot příznivěji, poměrně slušnou shodu v trendu tvrdosti vykazují vypočtené hodnoty pro velikost zrna $d\gamma = 200 \mu\text{m}$. Maximální absolutní rozdíl tvrdosti je cca 36 HB, což odpovídá chybě 8 %.

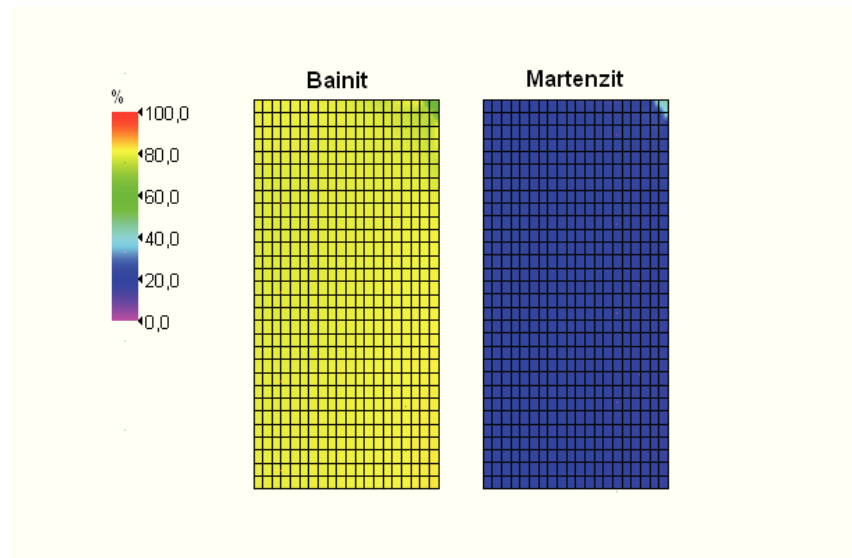


Obr. 89 Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdosti pro různé velikosti austenitického zrna pro vzorek z oceli 16343

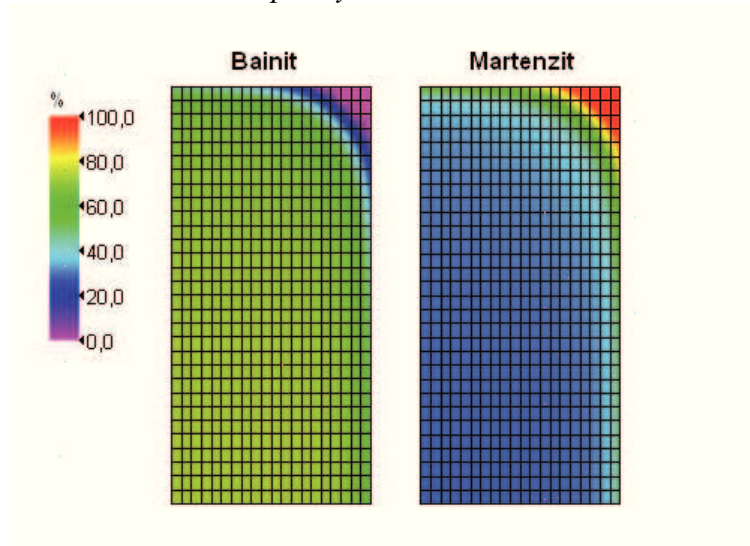
Z vypočtených struktur (**obr. 90.** až **92.**) vykazuje slušnou shodu s realitou také struktura odpovídající velikosti zrna $d\gamma = 200 \mu\text{m}$. Stejně jako u skutečné struktury (viz. **obr.55.** až **obr.60.**) i tady lze pozorovat mírné zvýšení obsahu martenzitu v podpovrchových oblastech.



Obr. 90 Strukturální podíly, velikost zrna 30 mikrometrů



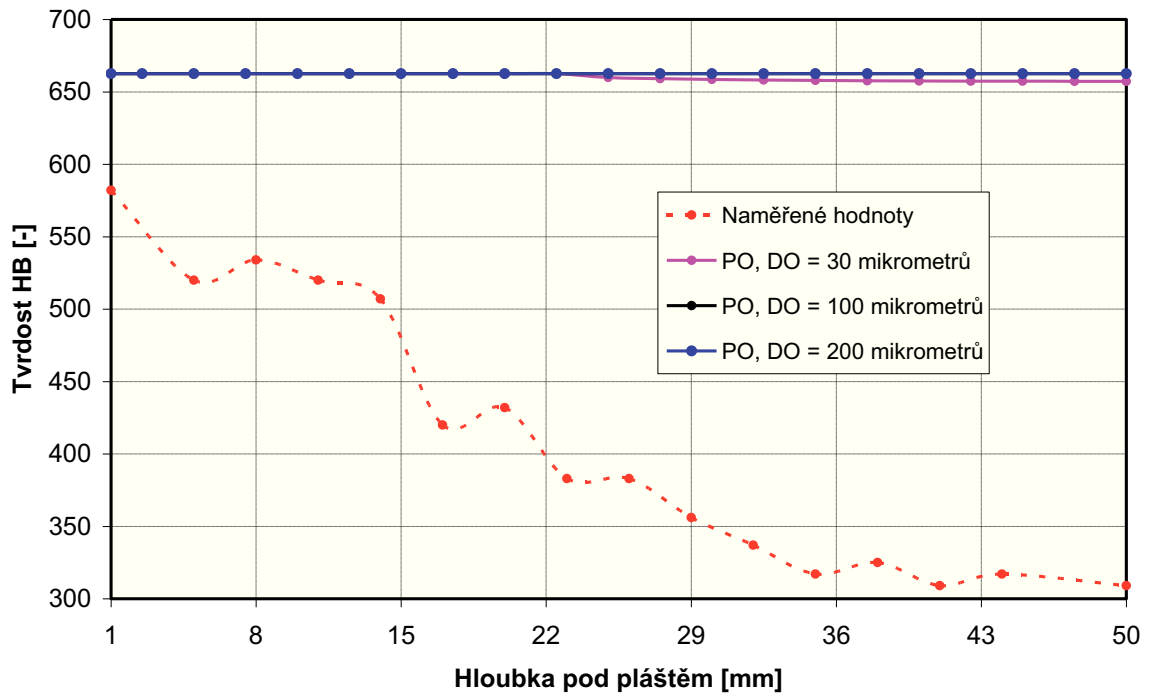
Obr. 91 Strukturální podíly, velikost zrna 100 mikrometrů



Obr. 92 Strukturální podíly, velikost zrna 200 mikrometrů

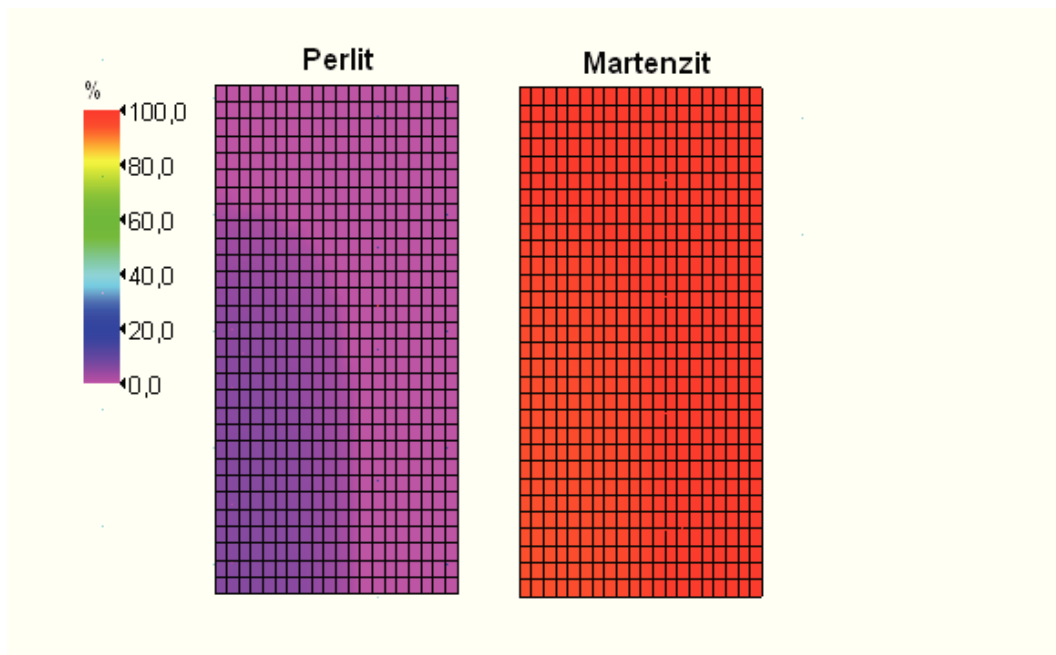
4.5.7 Výsledky TTSteel pro ocel 19312

Srovnání naměřených a vypočtených hodnot pro tuto ocel opět nedopadlo dobře. TTSteel vypočítal prakticky 100 % martenzit nezávisle na hloubce pod povrchem a nezávisle na velikosti austenitického zrna (**obr. 94.**). Naměřené hodnoty tvrdosti se však s rostoucí vzdáleností od povrchu snižují a ve středu je absolutní rozdíl tvrdosti 353 HB, což je chyba 114 %.



Obr. 93 Srovnání naměřených vypočtených hodnot tvrdosti pro různé velikosti austenického zrna pro vzorek z oceli 19312

Výsledky simulace ukazují 100 % martenzitu na povrchu a cca 10 % perlitu ve středu vzorku (viz. **obr. 94**). Ve skutečné struktuře se však nachází také určitý podíl bainitu a v blízkosti středu vzorku také malé množství feritu (viz. **obr. 65 až 68**).



Obr. 94 Strukturální podíly, velikost zrna 30, 100 a 200 mikrometrů

5 Závěr

Cílem této práce bylo srovnání skutečného kalení s výsledky matematického modelování pomocí programu TTSteel. Toto srovnání mělo napovědět do jaké míry lze výsledkům simulací pomocí TTSteelu důvěřovat a využívat ho v technologické praxi.

Provedl jsem proto provozní kalení 6 vzorků z vybraných typů oceli a po jejich zakalení jsem vyhodnotil tvrdost v závislosti na vzdálenosti od povrchu vzorku a také mikrostrukturu. Tyto údaje jsem potom porovnal s výsledky matematického modelování v programu TTSteel.

Ze srovnání výsledků vyplynulo, že použití programu TTSteel bez nějakého provozního ověření prakticky nelze doporučit. Ze 6 posuzovaných ocelí sice 2 oceli (12 050 a 16 343) vykazaly poměrně slušnou shodu naměřených a vypočtených hodnot s chybou do 16 %. U ostatních ocelí již však byly rozdíly příliš velké (u oceli 19 312 byl rozdíl mezi naměřenou a vypočtenou tvrdostí až 114 %). Mohu tedy konstatovat, že spoléhání se pouze na výsledky simulace v TTSteel při řešení provozních úkolů by mohlo vést v konečném důsledku ke značným ekonomickým ztrátám.

Na základě zkušeností, které jsem učinil s programem TTSteel doporučuji využívat jeho možnosti pouze ve spojení s fyzikálním, modelováním např. na nově pořízeném plastometru GLEEBLE [17]. Kdy po základní verifikaci (hlavně ARA diagramy zkoušených ocelí a součinitel přestupu tepla chladicího média) může být program TTSteel velmi opatrně orientačně využit např. pro odhad kritických rychlostí kalení apod.

Literatura:

- [1] JECH, J., *Tepelné zpracování oceli*. SNTL Praha, 1983, ISBN 04-403-84
- [2] KRAUS, V., *Technologie tepelného zpracování*, ES ZČU, Plzeň 1992
- [3] KRAUS, V., *Tepelné zpracování a slinování*, ISBN 80-7082-582-0
- [4] FABÍK, R., *Technologie tváření – E-learningový kurz*, VŠB-TU Ostrava, 2008
- [5] DOBRZANSKI, A. L., *Materialy inżynierskie i projektowanie materialowe*, WNT, Gliwice-Warszawa, 2006, ISBN 83-204-3249-9
- [6] SIBERNAGEL, A. a kol., *Zušlechtování součástí z ocelí českých značek*. Kovosil Ostrava, Ostrava 2006, ISBN 80-901572-9-7
- [7] KONTOROVÍČ, I. E., *Tepelné zpracování oceli a litiny, kniha II, Legované oceli*. SNTL Praha, 1953.
- [8] BROOKS, CH. R., *Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels*, ISBN 0-87170-538-9
- [9] ŽÍDEK, M., *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena*, ALEKO Praha, 1995
- [10] RAY, P.K., GANGULY, R.I., PANDA, A.K., *Materials Science and Engineering A*, Volume 346, Issues 1-2, 2003
- [11] HARADA, Y., FUKAUARA, K., KOHAMADA, S., *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 201, Issues 1-3, 26 May 2008
- [12] TAKAHASHI, M., *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Volume 8, Issues 3-4, June-August 2004
- [13] CAPDEVILA, C., CABALLERO, F. G., GARCÍA DE ANDRÉS, C., *Acta Materialia*, Volume 50, Issue 18, 28 October 2002

- [14] KRAUSS, G., *Materials Science and Engineering A*, Volumes 273-275,
15 December 1999
- [15] JACOT, A., RAPPAZ, M., REED, R. C., *Acta Materialia*, Volume 46, Issue 11,
1 July 1998
- [16] GONZÁLEZ, R., GARCÍA, JO., BARBÉS, MA., QUINTANA, MJ., VERDEJA,
LF., VERDEJA, JI., *Journal of Iron and Steel Research, International*, Volume 17,
Issue 10, October 2010
- [17] SCHINDLER, I., První plastometer Gleeble konečně v České republice, *Akademik*,
2013, Vol. 17. No. 1, pp.9