

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE  
FAKULTA STROJNÍ  
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Tepelné zpracování nástrojových ocelí ve vakuu

Heat treatment of tool steels in vacuum

AUTOR: Jan Walter

STUDIJNÍ PROGRAM: TZSI

VEDOUCÍ PRÁCE: Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

PRAHA 2019

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Walter** Jméno: **Jan** Osobní číslo: **465528**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Teoretický základ strojního inženýrství**  
Studijní obor: **bez oboru**

## II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

**Tepelné zpracování nástrojových ocelí ve vakuu**

Název bakalářské práce anglicky:

**Heat treatment of tool steels in vacuum**

Pokyny pro vypracování:

- Literární rešerše
- Experimentální část
  - Měření tvrdosti, popouštěcí křivka
  - Metalografická analýza
- Zhodnocení výsledků, závěry, sepsání BP

Seznam doporučené literatury:

- [1] SOBOTOVÁ, J. Nauka o materiálu I. a II.: cvičení. Dotisk 1. vyd. V Praze: České vysoké učení technické, 2016. ISBN 978-80-01-05550-2.  
[2] JURČI, P. Nástrojové oceli ledeburitického typu. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.  
[3] PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-720-4130-4.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) bakalářské práce:


**doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS**

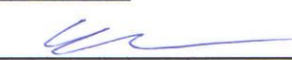
Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) bakalářské práce:

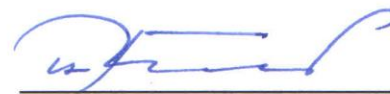
Datum zadání bakalářské práce: **01.04.2019**

Termín odevzdání bakalářské práce: **31.05.2019**

Platnost zadání bakalářské práce: \_\_\_\_\_

  
doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

  
prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

  
prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

18. 4. 2019

Datum převzetí zadání

Walter

Podpis studenta

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval samostatně a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne: .....

.....

Podpis

# Anotace

Bakalářská práce se zabývá studiem vlivu ochlazovacího prostředí na popouštěcí křivku nástrojové ledeburitické oceli pro práci za studena X210Cr12. Ocel byla tepelně zpracovávána ve vakuové peci s možností kalení do oleje. V rámci práce byly zkoumány vzorky kalené z teploty 1060 °C, popuštěné při teplotách 400 až 550 °C, dále byl zkoumán vzorek v zakaleném stavu bez popouštění. Na základě tvrdostí změřených metodou dle Rockwella byla sestavena popouštěcí křivka. Pro příčné řezy všech sledovaných stavů byla provedena metalografická analýza metodou světelné mikroskopie.

## Klíčová slova

tepelné zpracování ve vakuu, popouštěcí křivka, nástrojová ocel X210Cr12, metalografická analýza, tvrdost, sekundární tvrdost

## Annotation

The bachelor thesis deals with the study of the influence of the cooling environment on the tempering curve of the ledeburitic cold work tool steel X210Cr12. Steel was heat treated in vacuum furnace with option of hardening in oil. Samples examined in thesis were hardened in oil from temperature 1060 °C and then tempered at 400-550 °C as well as sample in hardened state without tempering. Tempering curve was created based on the hardness measured by the Rockwell method. Metallographic analysis using light microscopy was performed for cross-sections of all examined samples.

## Keywords

vacuum heat treatment, tempering graph, tool steel X210Cr12, metallographic analysis, hardness, secondary hardness

## Poděkování

Děkuji Doc. Ing. Janě Sobotové, Ph.D. za odbornou pomoc, vedení a cenné připomínky při zpracování bakalářské práce, za vstřícný a trpělivý přístup při konzultacích.

Dále bych chtěl poděkovat Ing. Janu Krčilovi za odbornou pomoc při práci v laboratoři.

V neposlední řadě bych chtěl poděkovat firmě Prikner – Tepelné Zpracování Kovů, s.r.o. za provedení tepelného zpracování použitých vzorků, jmenovitě především Ing. Petře Priknerové za poskytnutí cenných zkušeností v rámci práce.

# 1 Obsah

2	Úvod.....	8
3	Teoretická část.....	9
3.1	Nástrojové oceli .....	9
3.1.1	Rozdělení nástrojových ocelí .....	9
3.1.2	Ledeburitické nástrojové oceli .....	11
3.2	Tepelné zpracování nástrojových ocelí.....	14
3.2.1	Žíhání na měkko.....	14
3.2.2	Žíhání ke snížení pnutí .....	14
3.2.3	Kalení .....	15
3.2.4	Popouštění .....	16
3.3	Tepelné zpracování ve vakuu.....	17
3.4	Ocel X210Cr12 .....	20
4	Experimentální část.....	23
4.1	Použité experimentální metody .....	25
4.1.1	Měření tvrdosti .....	25
4.1.2	Metalografická analýza .....	25
4.2	Výsledky a jejich diskuze .....	26
4.2.1	Měření tvrdosti .....	26
4.2.2	Popouštěcí křivka .....	26
4.2.3	Metalografická analýza .....	28
5	Závěry.....	34
6	Použitá literatura: .....	35
7	Seznam obrázků .....	37
8	Seznam Tabulek .....	38

## Seznam použitých zkratek a symbolů

Pojem	Značka	Jednotky
Uhlík	C	-
Chrom	Cr	-
Křemík	Si	-
Síra	S	-
Vanad	V	-
Wolfram	W	-
Molybden	Mo	-
Kobalt	Co	-
Konvenční metalurgie	KM	-
Prášková metalurgie	PM	-
Tvrdost dle Rockwella typ zkoušky C	HRC	-
Tvrdost dle Vickerse*	HV	-
Tvrdost dle Brinella*	HBW(HB)	-
Tepelné zpracování	TZ	-
Teplota popouštění	$T_p$	°C
Nástrojové oceli	NO	-
Počátek martenzitické přeměny	$M_s$	-
Konec martenzitické přeměny	$M_f$	-
Součinitel přenosu tepla	$\alpha$	$W \cdot m^{-2} K^{-1}$
Anizometrický rozpad austenitu	ARA	-
Světelná mikroskopie	SM	-
Směrodatná odchylka hodnoty tvrdosti dle HRC	$S_{HRC}$	-
Řádkovací elektronová mikroskopie	SEM	-

\* V současné době je průběh a zápis výsledků upravován normami ČSN EN ISO 6506 (Brinell) a ČSN EN ISO 6507 (Vickers). Pokud některé údaje uvedené v práci neobsahují všechny patřičné náležitosti předepsané těmito normami, je to způsobeno tím, že nebyly uvedeny v literatuře, ze které bylo čerpáno.

## 2 Úvod

Nástrojové oceli jsou takové oceli, které jsou primárně určené k výrobě nástrojů. I v současné době patří mezi nejběžnější materiály pro výrobu nástrojů. K tomuto účelu se používá široký sortiment ocelí, od uhlíkových ocelí až po vysokolegované oceli vyráběné práškovou metalurgií [1]. Konkrétní použití nástrojových ocelí značně závisí na jejich složení a je obvykle přímo doporučeno výrobcem oceli. Nejčastěji požadované vlastnosti nástrojových ocelí jsou odolnost proti opotřebení, houževnatost a odolnost proti popuštění, respektive kombinace těchto vlastností [1].

K dosažení uvedených vlastností na úrovni, která je požadována pro aplikace nástrojových ocelí, je třeba uvést matici do martenzitické struktury, čehož se dosahuje tepelným zpracováním [1] [2]. V současnosti se tepelné zpracování nástrojových ocelí často provádí ve vakuu. Vakuové pece se oproti konvenčním pecím vyznačují celou řadou výhod, jako například vyšší kvalita povrchu součástí po tepelném zpracování [2]. Jako kalící médium se ve vakuových pecích používá přetlaku inertních plynů (nejčastěji dusík) či olejů. V současnosti dostupná literatura neuvádí popouštěcí diagramy pro tepelné zpracování ve vakuových pecích.

Tato bakalářská práce se zabývá ocelí X210Cr12. Jedná se o chromovou ledeburitickou nástrojovou ocel určenou pro práci za studena. V praxi se používá například na výrobu nástrojů pro střížné a lisovací stroje a na další nástroje, kde je požadována vysoká odolnost proti opotřebení, bez vysokých nároků na houževnatost či tepelnou stabilitu [3].

Cílem této práce je vypracovat popouštěcí křivky pro ocel X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje, dále provést porovnání s již existující křivkou pro kalení v konvenční peci do oleje [3] a také s křivkou pro kalení v přetlaku dusíku 15 bar [4].



## 3 Teoretická část

### 3.1 Nástrojové oceli

Nástrojové oceli jsou oceli speciálně určené na výrobu nástrojů. Tyto oceli jsou obvykle řazeny do samostatné kategorie. Nástrojové oceli se používají pro výrobu široké škály nástrojů. Na zamýšleném použití oceli do značné míry závisí požadované vlastnosti nástrojové oceli. Všeobecně je u nástrojových ocelí snaha dosáhnout dobré houževnatosti, dobré odolnosti proti opotřebení a rozměrové stálosti. Pro specifické aplikace mohou být také vyžadovány další vlastnosti jako odolnost proti korozi či odolnost vůči tepelné úpravě [1].

Každý nástroj pro plnění své funkce vyžaduje určitou tvrdost. Tvrdost nástrojové oceli je dána řadou faktorů. Nejdůležitějším je stav základní struktury materiálu (matrice), dále je důležité množství a rozmístění karbidických fází. Aby bylo dosaženo tvrdostí požadovaných u nástrojových ocelí je obvykle nezbytně nutné matici materiálu uvést do martenzitické struktury. Tvrdost a houževnatost je možné poté regulovat pomocí popouštění [1].

#### 3.1.1 Rozdělení nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se dělí do mnoha kategorií podle svého složení či zamýšlené aplikace. V České republice byla přijata norma ČSN EN 10027, která definuje rozdělení nástrojových ocelí na základě jejich legujících prvků [1]. Pro rozdělení je možné použít i řadu jiných kritérií, které zohledňují použití, způsob výroby či strukturu oceli.

Nástrojové oceli můžeme dělit na oceli pro práci za tepla a pro práci za studena. Oceli pro práci za studena jsou určeny pro práci s materiálem, jehož teplota nepřesahuje jeho teplotu rekrytalizace, jsou to např. oceli určené pro výrobu střížných nástrojů. Naproti tomu nástrojové oceli pro práci za tepla jsou určeny pro práci s materiálem při teplotách vyšších, než je teplota rekrytalizace opracovávaného materiálu např. oceli pro výrobu forem na odlévání [4].

Další možností je rozdělení dle způsobu výroby na oceli vyráběné konvenční metalurgií (KM) či pomocí práškové metalurgie (PM). Způsob výroby KM spočívá v přípravě taveniny, jejím odlití do formy, ztuhnutím na ingot, tváření za tepla a tepelném zpracování (normalizace, žíhání na měkko). Výroba PM je prováděna z tekuté oceli rozprášené inertním plynem (dusík nebo argon) na formu prášku. Prášek je následně lisován za působení tepla, čímž vzniká produkt s homogenní strukturou [5]. Ten je obvykle následně tvářen za tepla na tvar požadovaného hutního polotovaru [5]. Oceli vyráběné práškovou metalurgií se vyznačují podstatně lepšími vlastnostmi než materiály vyráběné konvenčním způsobem o obdobném složení. Pomocí práškových technologií je také možné vyrobit oceli s vyšším obsahem legujících prvků než pomocí KM [6]. V Tabulce 1 jsou uvedeny dvě vybrané oceli vyráběné KM a PM technologiemi o srovnatelném obsahu uhlíku a chromu.

Tabulka 1 Složení vybraných ocelí vyráběných PM a KM [8] [7]

Materiál	Technologie výroby	Obsah legujících prvků						
		C [%]	Cr [%]	W [%]	V [%]	Mo [%]	Co [%]	Si [%]
Böhler K100	KM	2,00	11,50	-	-	-	-	-
Böhler K190	PM	2,30	12,50	-	4,00	1,1	-	0,6

Ocel K190 se vyznačuje podstatně lepší odolností proti opotřebení [7]. Toho je docíleno přidáním vanadu, s nímž je ale spojen pokles houževnatosti. I přes to se ocel K190 vyznačuje vyšší

houževnatostí než K100 [7]. To je možné díky jemnějšímu a rovnoměrnějšímu rozložení karbidů ve struktuře materiálu, kterého je možné dosáhnou PM technologií [6].

Pro potřeby rozdělení v rámci této práce je vhodné použít rozdělení zohledňující úroveň legování a strukturu:

### **Nástrojové oceli nelegované**

Tyto oceli běžně obsahují uhlík v rozsahu 0,5 až 1,5 % a malé množství manganu a křemíku (okolo 0,4 %) [9]. Tvrdost a pevnost po tepelném zpracování se u těchto ocelí zvyšuje s obsahem uhlíku až do obsahu eutektoidního. Dále již tvrdost neroste, ale roste otěruvzdornost na úkor houževnatosti vlivem rostoucího výskytu cementitu v oceli. Prokalitelnost je u uhlíkových ocelí všeobecně nízká, mírně jí zlepšuje vliv manganu a křemíku. Tyto oceli se používají především pro výrobu nástrojů pro nenáročné aplikace a v současné době již nemají v hromadné výrobě výraznou roli [1] [9].

### **Nízkolegované oceli**

Pro dosažení lepších vlastností je nutné oceli legovat. Pro nástrojové oceli se nejčastěji používají legující prvky chrom, wolfram, vanad a molybden, všechny uvedené prvky jsou karbidotvorné. Pokud obsah těchto prvků nepřesahuje 5 %, tak mluvíme o ocelích nízkolegovaných. Tyto prvky zvyšují odolnost proti popouštění ocelí a také zvyšují tvrdost a odolnost proti opotřebením. Proto, aby bylo dosaženo lepší prokalitelnosti oceli, je nutné rozpuštění karbidů v austenitu [9].

### **Oceli subledeburitické**

Za subledeburitické považujeme oceli, které obsahují malé množství eutektických karbidů [1]. Původ těchto karbidů bude dále vysvětlen v části zabývající se ledeburitickými oceli. Tyto oceli jsou legovány především karbidotvornými prvky, s tím, že souhrnný obsah legujících prvků se pohybuje v rozmezí 5 až 10 %. Subledeburitické oceli se obecně vyznačují vynikající prokalitelností, vysokou houževnatostí a dobrou odolností proti popouštění. Typickými zástupci této skupiny ocelí jsou oceli pro práci za tepla, jako na příklad ocel X38CrMoV5-1 [1].

### **Rychlořezné oceli**

Tyto oceli představují zvláštní skupinu vysokolegovaných ocelí, která se vyznačuje vynikající odolností proti opotřebením a odolností proti popouštění (až do teplot okolo 600 °C). Obsah uhlíku je v rozmezí 0,75 až 2 % a jsou legovány wolframem, kobaltem, vanadem, molybdenem a chromem, obsah těchto legujících prvků může dosahovat až 30 % [1] [17].

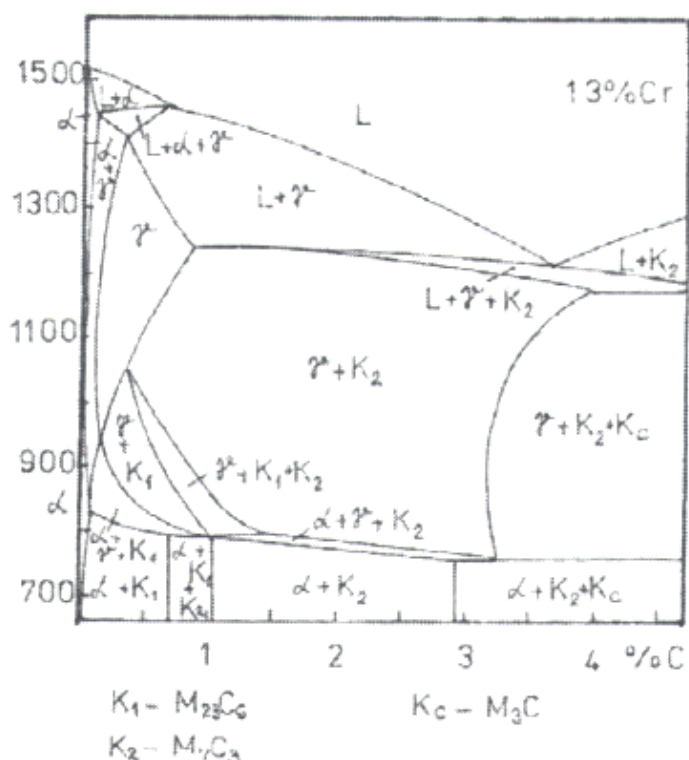
Hlavním legujícím prvkem rychlořezných ocelí je nejčastěji wolfram (obvykle do 18 % [1]). Wolfram vytváří velice tvrdé karbidy  $M_6C$ , které se vyznačují dobrou stabilitou, zvyšují odolnost proti opotřebením a odolnost proti popouštění. Stejnou funkci jako wolfram může zastupovat i molybden. Kobalt netvoří v ocelích karbidy, jeho naprostá většina se při tepelném zpracování rozpouští v austenitu. Kobalt zlepšuje odolnost proti popouštění, ale způsobuje větší výskyt zbytkového austenitu, což se odstraňuje vícenásobným popouštěním. Kobaltové nástrojové oceli jsou zpravidla určeny pro nejtěžší aplikace [1]. Chrom se v těchto ocelích rozpouští v austenitu při ohřevu, čímž zlepšuje prokalitelnost daných ocelí [1].

Ledeburitickými oceli se zabývá samostatná kapitola, protože ocel EN X210Cr12, na kterou se je tato práce zaměřena, patří právě do této skupiny.

Jednotlivé způsoby rozdělení nástrojových ocelí se navzájem prolínají. Toto prolínání je možné ukázat na příkladu již uvedené oceli X210Cr12. Jedná se o ledeburitickou ocel vyráběnou konvenční metalurgií určenou pro práci za studena.

### 3.1.2 Ledeburitické nástrojové oceli

Jedné se o skupinu vysokolegovaných ocelí, v jejichž struktuře se ve vysoké míře vyskytuje eutektická strukturní složka (ledeburit). Tato složka se dle diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C vyskytuje pouze u cementických litin. Vlivem legujících prvků dochází k posuvu eutektoidního bodu směrem k nižším hodnotám obsahu uhlíku. Současně se snižuje i maximální rozpustnost uhlíku v austenitu. Těmito změnami je docíleno toho, že se eutektikum může vyskytovat i u materiálů, které mají obsah uhlíku 1 %. Například na Obrázku 1 je diagram pro ocel legovanou 13 % Cr. Maximální rozpustnost uhlíku v austenitu se pohybuje okolo 0,8 % [2].



Obrázek 1 Řez ternárním diagramem Fe-C-Cr při obsahu 13 % Cr [2]

Legujícími prvky, které mají uvedený vliv, jsou chrom, wolfram, vanad a molybden. Ledeburitické oceli se obecně vyznačují vysokým obsahem uhlíku (nad 0,7 % do až 4 %) a vysokým obsahem legujících prvků (celkem nad 12 %) [2]. Všechny uvedené přísadové prvky tvoří karbidické fáze, které ovlivňují vlastnosti ocelí.

#### 3.1.2.1 Základní charakteristika ledeburitických ocelí

Legujícím prvkem vyskytujícím se ve všech ocelích ledeburitického typu je chrom. U ocelí ledeburitických chromových se vyskytuje v relativně velkém množství (okolo 13 %). Chrom v těchto ocelích převážně vytváří stabilní a tvrdý (až 1800 HV [1]) karbid M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Díky výskytu tohoto karbidu chrom zlepšuje nejen prokalitelnost, ale i odolnost proti opotřebení [2].

Dalším užívaným legujícím prvkem je vanad, který se obvykle vyskytuje v množství 0,1 až 5 % [1] (u moderních práškových ocelí může být i vyšší viz Tabulka 2). Ten má ze všech běžných legujících prvků nejvyšší afinitu k uhlíku a vytváří velice stabilní a tvrdý (až 3000 HV) karbid MC. Vanad výrazně zvyšuje odolnost proti opotřebení a tepelnou stabilitu, ale snižuje obrobitelnost a brousitelnost oceli [2]. Použití

a význam wolframu, molybdenu a kobaltu již byl vysvětlen v kapitole zabývající se rychlořeznými oceli.

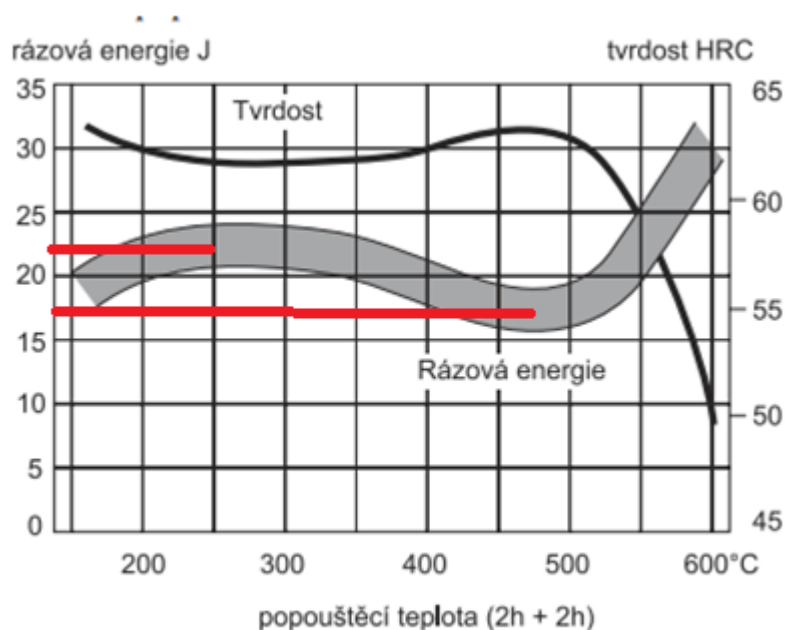
V Tabulce 2 jsou uvedené příklady různých ledeburitických ocelí. Oceli X210Cr12 a X220CrVMo13-4 jsou určeny pro práci za studena. Zatímco první je vyráběna konvenčně, druhá je vyráběna práškovou metalurgií. Oceli HS 6-5-2 a VANADIS 30 jsou rychlořezné oceli vyráběné konvenční a práškovou metalurgií. Vanadis 10 je příkladem extrémního legování možného u ledeburitických ocelí vyráběných PM technologií.

Tabulka 2 Značení a chemické složení vybraných ledeburitických ocelí

Materiál	Ekvivalent DIN/AISI	Obsah legujících prvků					
		C [%]	Cr [%]	W [%]	V [%]	Mo [%]	Co [%]
X210Cr12 [10]	1.2080/D3	1,9-2,2	11,0-13,0	-	-	-	-
X220CrVMo13-4 [7]	1.2380	2,30	12,50	-	4,00	1,1	-
HS 6-5-2 [10]	1.3339 /M2	0,86-0,94	3,8-4,5	6,3	1,9	4,7-5,2	-
VANADIS 30 [11]	1.3244	1,28	4,2	6,4	3,1	5	8,5
VANADIS 10 [12]	-	2,9	8	-	9,8	1,5	-

### 3.1.2.2 Vlastnosti ledeburitických ocelí

Jak již bylo uvedeno, většina legujících prvků se v těchto ocelích vyskytuje ve formě karbidů. Vlastností potřebných pro jejich aplikace nástrojové oceli dosahují v průběhu tepelného zpracování. Podle chování karbidů během tepelného zpracování lze do značné míry určit, jaké vlastnosti budou u oceli zlepšovat. Karbidy, které se rozpouštějí v austenitu, všeobecně zlepšují prokalitelnost, tvrdost martenzitu a schopnost sekundárního vytvrzení [2]. Sekundárním vytvrzováním rozumíme schopnost materiálu získat vyšší tvrdost při vysokoteplotním popouštění než tvrdost po nízkoteplotním popouštění. Příčinou tohoto jevu je sekundární martenzitická transformace spojená s precipitací jemných karbidů za vysoké teploty popouštění [2]. Závislost tvrdosti oceli Vanadis 10 se schopností sekundárního vytvrzení je vidět na Obrázku 2. Karbidy, které si svou strukturu zachovávají v průběhu celého tepelného zpracování, zlepšují odolnost proti opotřebení a teplotní stabilitu.



Obrázek 2 Závislost nárazové práce a tvrdosti na teplotě popouštění pro ocel Vanadis 10 kalené z 1020 °C [12]

Všeobecně se ledeburitické oceli vyznačují velice dobrou kalitelností a prokalitelností. V praxi není problém prokalit i větší nástroje v plném průřezu (až do průřezů 100 mm [2]). Po kalení a popouštění je obvykle možné dosáhnout tvrdostí nad 60 HRC. Na příklad pro již uvedenou ocel Vanadis 10 výrobce uvádí dosažitelné tvrdosti 60 až 66 HRC [12].

Důležitou vlastností nástrojových ocelí je odolnost proti opotřebení. Jedná se o komplexní vlastnost, která do značné míry závisí na použití dané oceli. Pro oceli na nástroje pro práci za studena lze opotřebení materiálu rozdělit na opotřebení abrazivní a opotřebení adhezivní. Odolnost proti těmto formám opotřebení je závislá na tvrdosti oceli a na množství karbidických fází ve struktuře [1]. Legující prvky zvyšující tuto odolnost jsou vanad, wolfram, molybden a chrom. Díky vysokému obsahu uvedených legujících prvků se ledeburitické oceli vyznačují lepší odolností proti opotřebení než nástrojové oceli uhlíkové či nízkolegované o stejné tvrdosti [2].

Další vlastností je houževnatost. Tu definujeme jako odolnost proti iniciaci křehkého porušení [2]. Tato vlastnost je ovlivněna výrobním procesem oceli (PM oceli mají značně lepší houževnatost než konvenční [6]), složením oceli a tepelným zpracováním. Dále tato odolnost závisí i na stupni opracování povrchu daného materiálu [2]. Z legujících prvků má na houževnatost nejvyšší vliv kobalt, který ji výrazně snižuje [2]. Při tepelném zpracování se houževnatost snižuje se zvyšováním teploty austenitizace (hrubnutí zrna). Dále pro oceli se schopností sekundárního vytvrzení dochází k poklesu houževnatosti při popouštění za vysokých teplot (400 až 600 °C). To je způsobeno zvýšením tvrdosti, ke kterému při těchto teplotách dochází (sekundární tvrdost). Například pro průběh uvedený na Obrázku 2 autor práce vyznačil, že pro popouštění při teplotě 250 °C odpovídá nárazová energie 22 J a pro popouštění při 475 °C přibližně 17 J.

Odolnost proti popouštění oceli lze chápat jako schopnost oceli uchovat si mechanické vlastnosti (zejména tvrdost) za zvýšených teplot. V případě, že pracovní teplota přesahuje teplotu popouštění dané oceli, dochází ke změně těchto vlastností. Proto můžeme teplotu popouštění chápat jako hranici pro použití dané oceli [1] [2]. U ledeburitických ocelí je dosaženo vysoké odolnosti proti popouštění legováním. V závislosti na složení je možné dosáhnout odolnosti do teploty 520 °C pro oceli s výskytem karbidu  $M_7C_3$  a až do 600 °C pro oceli s karbidy na bázi wolframu, vanadu či molybdenu [1].

V Tabulce 3 jsou uvedeny vlastnosti vybraných ocelí, jejichž chemické složení bylo uvedeno v Tabulce 2. Z uvedených hodnot je v souladu s teoretickými předpoklady viditelný nárůst tvrdosti a pevnosti se zvyšujícím se obsahem legujících prvků. Tepelná vodivost je nejnižší u vysocelegované PM oceli Vanadis 10, ale celkově není viditelná závislost mezi tepelnou vodivostí a obsahem legujících prvků. Ačkoliv literatura [14] uvádí, že PM oceli mají nižší tepelnou vodivost než KM oceli, tomuto tvrzení odpovídá jen ocel Vanadis 10. Nesoulad s teoretickými předpoklady může být způsoben tím, že hodnoty tepelné vodivosti byly získány z různých zdrojů. Například výrobce Böhler [15] pro ocel S600, jejíž složení odpovídá oceli HS 6-5-2, udává vyšší tepelnou vodivost než zdroj [10].

Tabulka 3 Přehled vlastností vybraných ledeburitických ocelí

Materiál	Stav žíhaný na měkko	Dosažitelné tvrdosti	Pevnost v ohybu [MPa]	Tepelná vodivost při 20 °C [W/ (m.K)]
X210Cr12 [10]	248 HB	58-63 HRC	3400 [3]	20 [8]
X220CrVMo13-4 [7]	260 HB	60-65 HRC	-	21.5
HS 6-5-2 [10]	269 HB	64-66 HRC	4700 [3]	19 [13]
VANADIS 30 [11]	300 HB	60-67 HRC	5100 [11]	22
VANADIS 10 [12]	280-310 HB	60-66 HRC	-	14

### 3.2 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Pro dosažení požadovaných vlastností nástrojových ocelí je potřeba provést tepelné zpracování. Tím se rozumí všeobecně postupy, při nichž je materiál ohříván a ochlazován tak, aby získal určité požadované vlastnosti. Tepelné zpracování se skládá z ohřevu s danou rychlostí na určitou teplotu, výdrže na této teplotě a ochlazení s určitou rychlostí.

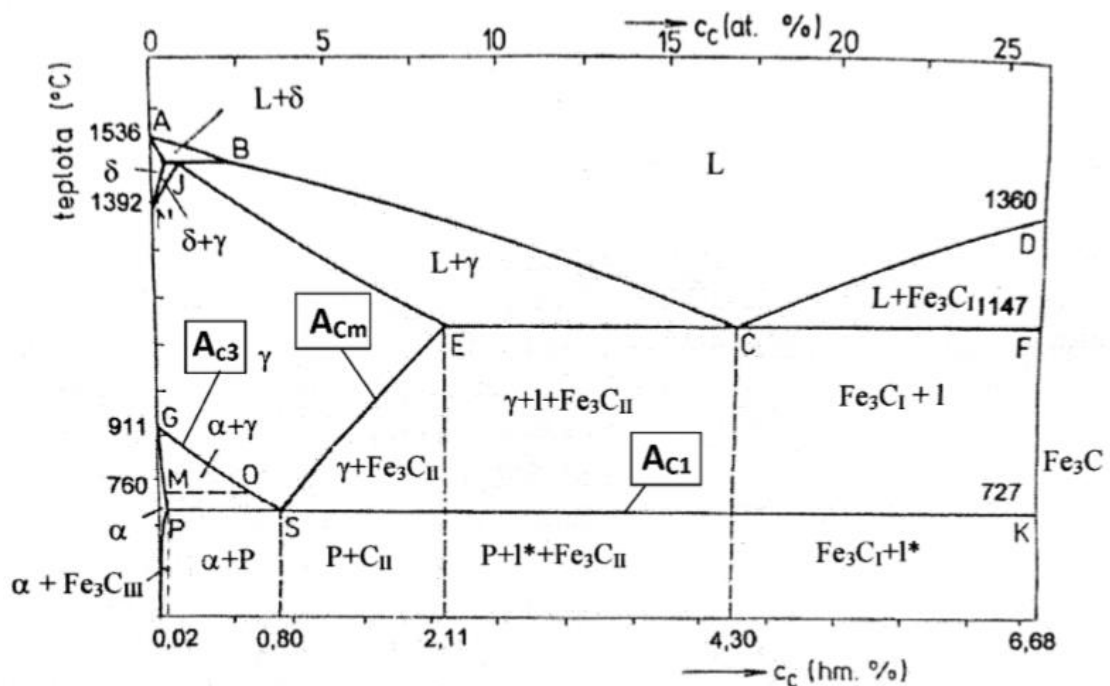
Pro nástrojové oceli jsou nejčastěji používané operace tepelného zpracování uvedeny dále.

#### 3.2.1 Žíhání na měkko

Žíháním na měkko se dosahuje snížení tvrdosti (viz Tabulka 3) před vlastní výrobou nástrojů a ke zlepšení obrobitelnosti. Nástrojové oceli se nejčastěji dodávají právě ve stavu žíhaném na měkko přímo z hutní výroby [2]. Takto žíhané oceli mají nižší tvrdost, lepší obrobitelnost a tvářitelnost za studena. Z pohledu struktury materiálu získáváme feritickou hmotu s globulárními karbidy [16]. Toto žíhání se obvykle provádí mírně pod teplotou  $A_{c1}$  (viz Obrázek 3), u ocelí s vysokým obsahem legujících prvků je možné teplotu zvýšit mírně nad  $A_{c1}$  [16]. Doba výdrže na této teplotě výrazně závisí na složení materiálu, může se pohybovat od 2 nebo 3 hodin pro méně legované oceli až k 16 hodinám u vysokolegované oceli [17].

#### 3.2.2 Žíhání ke snížení pnutí

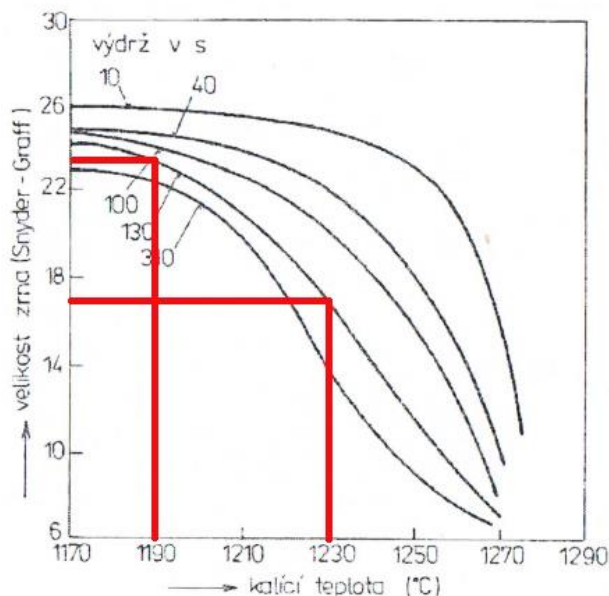
Obvykle se provádí u tvarově složitých a rozměrných nástrojů. Zařazuje se před provedením kalení oceli, aby se zamezilo uvolňování pnutí během ohřevu na kalící teplotu [3]. Často se zařazuje jako mezioperační žíhání. Vnitřní pnutí se při tomto žíhání snižuje na minimum. Pro nástrojové oceli se obvykle provádí při teplotách 600 až 650 °C po dobu 1 hodiny (může být i delší v závislosti na velikosti), po této době by mělo následovat pozvolné ochlazení [3].



Obrázek 3 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe-Fe<sub>3</sub>C [16]

### 3.2.3 Kalení

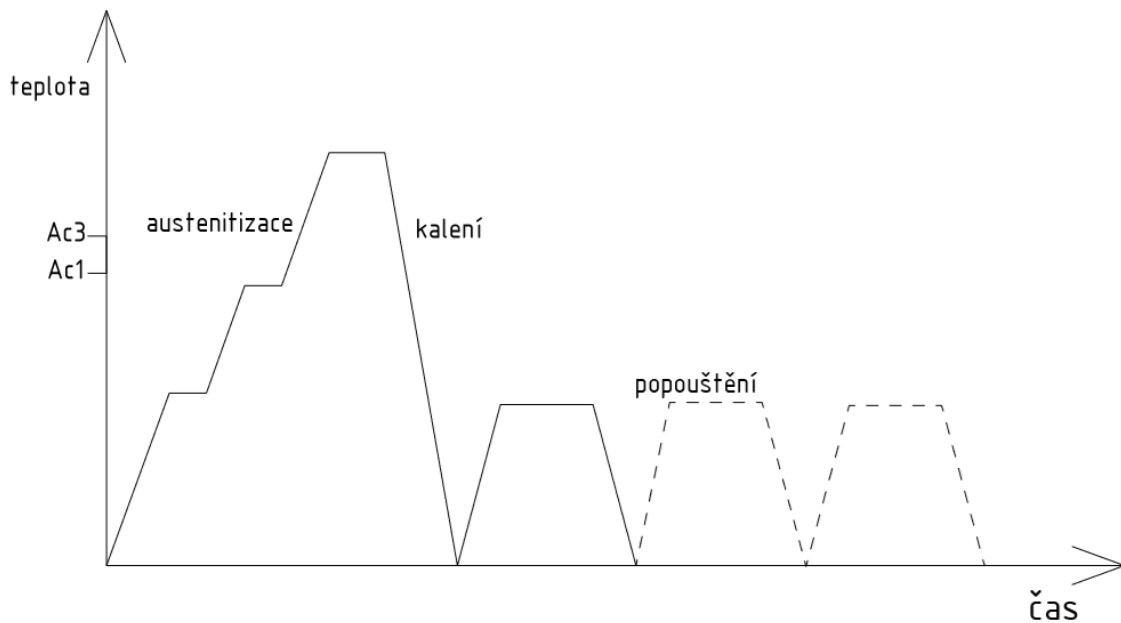
Pro zvýšení tvrdosti a odolnosti proti opotřebení nástrojových ocelí je nutné provést kalení. To se sestává z ohřevu na teplotu austenitizace, výdrže na ní po určitou dobu a prudkého ochlazení (nadkritickou rychlostí) v daném prostředí.



Obrázek 4 Velikost zrna v závislosti na teplotě a čase austenitizace v solné lázni pro ocel HS 6-5-2 (19830) [2]

Pro správný průběh kalení NO je potřeba, aby během austenitizace došlo k rozpuštění části karbidů v austenitu. Výše teploty, při které k tomu dochází, značně závisí na složení nástrojové oceli. Pro oceli nízkolegované austenitizace probíhá za teplot obdobných jako u ocelí konstrukčních (20 až 50 °C nad  $A_{c3}$  pro podeutektoidní a mírně nad  $A_{c1}$  pro nadeutektoidní). U legovaných ocelí výše teploty austenitizace závisí na použitých legujících prvcích. Pro oceli ledeburitické legované chromem a oceli rychlořezné je teplota austenitizace značně vyšší a pohybuje v rozsahu 1000 až 1200 °C [3]. Při překročení doporučené teploty austenitizace dochází k přehřátí oceli. To má za následek výrazné hrubnutí zrna a s ním spojený výrazný pokles houževnatosti. Tento jev je vidět na Obrázku 4, kde například pro dobu výdrže 130 s a teplotu austenitizace 1190 °C odpovídá velikost zrna 23 a pro 1230 °C při stejné výdrži vychází velikost zrna 17. Uvedené velikosti zrna byly stanoveny metodou Snyder-Graff.

Vysokolegované oceli mají také nízkou teplotní vodivost, a proto se na teplotu austenitizace ohřívají postupně. Tím se zabraňuje vzniku nežádoucího pnutí v materiálu. Literatura [2] uvádí, že první stupeň ohřevu je na teplotu 450 až 500 °C. Cílem je vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem materiálu před vznikem trvalých deformací materiálu. Druhý stupeň se nachází mírně pod teplotou  $A_{c1}$ , aby došlo k vyrovnání teplot před začátkem fázové transformace. U některých ocelí je nutné ohřívát i na třetí stupeň o teplotě přibližně 900 °C, aby se docílilo co nejplynulejší transformace v celém objemu. Uvedené teploty platí pro ledeburitické oceli chromové. Pro rychlořezné oceli se používají teploty pro stupňovitý ohřev o něco vyšší (např. 550, 850, 1050 °C [17]), to je způsobeno přítomností vysoce tepelně stabilních karbidů v těchto ocelích. Doba výdrže na jednotlivých stupních ohřevu je závislá na složení materiálu, prostředí ohřevu a na rozměrech kalené součástky, běžně se pohybují v rozsahu desítek sekund až desítek minut [2]. Obvyklý průběh tepelného zpracování pro vysokolegovanou nástrojovou ocel je uveden na Obrázku 5.



Obrázek 5 Teplotně časový diagram tepelného zpracování ledeburitické oceli

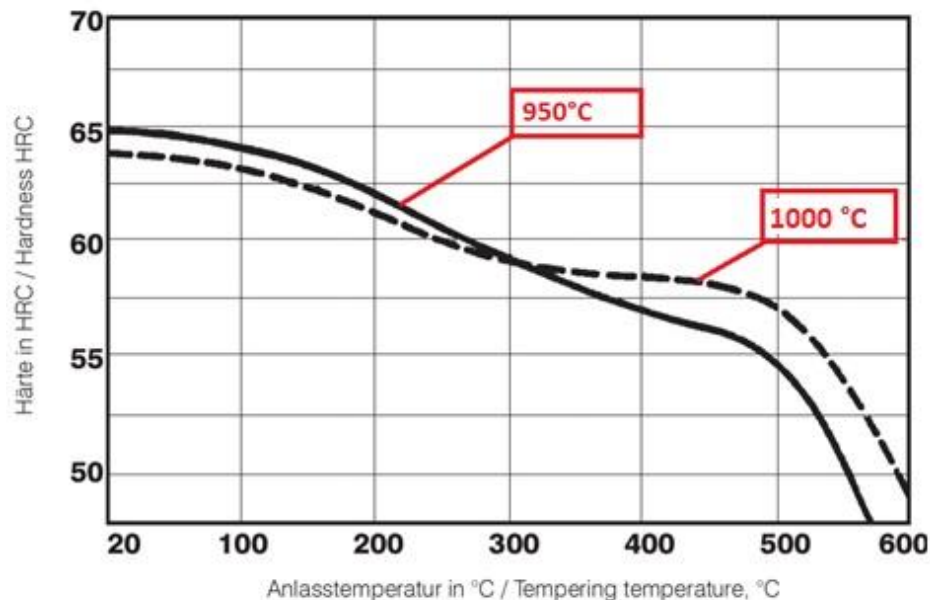
Po austenitizaci musí dojít k rychlému ochlazení daného materiálu. Cílem je dosáhnout přeměny austenitu na martenzit. Ochlazení musí proběhnout pod teplotu počátku vzniku martenzitu ( $M_s$ ), austenit se dále přeměňuje na martenzit až pod teplotu konce martenzitické přeměny ( $M_f$ ) [17]. Aby k dané přeměně došlo, je nutné, aby ochlazení proběhlo nadkritickou rychlostí [17]. Rychlosti ochlazení se volí tak, aby došlo k maximálnímu rozpadu austenitu na martenzit. V případě, že se použije rychlost vyšší, než je nezbytně nutné, vznikají v daném nástroji nadměrná pnutí, která mohou vést až k destrukci nástroje [18]. Přeměna austenitu není nikdy stoprocentní, vždy zbyde určité množství zbytkového austenitu, toto množství se zvyšuje s množstvím legujícím prvků a s obsahem uhlíku [2].

### 3.2.4 Popouštění

Při popouštění dochází k ohřevu na teplotu pod  $A_{c1}$  (viz Obrázek 3) s výdrží obvykle v rozmezí 1 až 2 hodin a k následnému pozvolnému ochlazení [9]. Přitom dochází k rozpadu martenzitu a přeměně zbytkového austenitu. Popouštění musí následovat vždy bezprostředně po kalení. Teploty popouštění se obvykle pohybují v rozmezí 150 až 650 °C. Teplota závisí na konkrétním typu oceli a na požadovaných vlastnostech materiálu. Při popouštění do 350 °C dochází k snížení zbytkového napětí po kalení a stabilizaci rozměrů a při popouštění z vyšších teplot (nad 450 °C) dochází k úplnému rozpadu martenzitu a s tím spojeným poklesem tvrdosti a nárůstem houževnatosti [17]. Výjimku představují nástrojové oceli se schopností sekundárního vytvrzení viz kap. 3.1.2.2.

Na Obrázku 6 je diagram závislosti tvrdosti na teplotě popouštění (popouštěcí křivka) pro ocel K100, která nevykazuje schopnost sekundárního vytvrzení. Z uvedeného diagramu je zřejmé, že průběh popouštění je také závislý na teplotě kalení, respektive austenitizace. To je způsobeno rozpuštěním většího množství karbidů v austenitu za vyšších teplot. I u ocelí se schopností sekundárního vytvrzení je možné tuto schopnost využít pouze po kalení z dostatečně vysoké teploty [8].





Obrázek 6 Závislost tvrdosti na teplotě popouštění pro ocel kalenou z uvedených teplot [8]

Jak již bylo uvedeno množství zbytkového austenitu roste s množstvím legujících prvků. Zbytkový austenit u vysokolegovaných ocelí se navíc může vyznačovat zvýšenou teplotní stabilitou vlivem v něm rozpuštěných karbidů [2]. Z tohoto důvodu je u některých ocelí (např. u rychlořezných ocelí) nutné provádět popouštění opakovaně (2 až 4 krát), aby bylo dosaženo požadované přeměny zbytkového austenitu. Opakované popouštění je vyznačeno čárkovanou čarou na Obrázku 5.

### 3.3 Tepelné zpracování ve vakuu

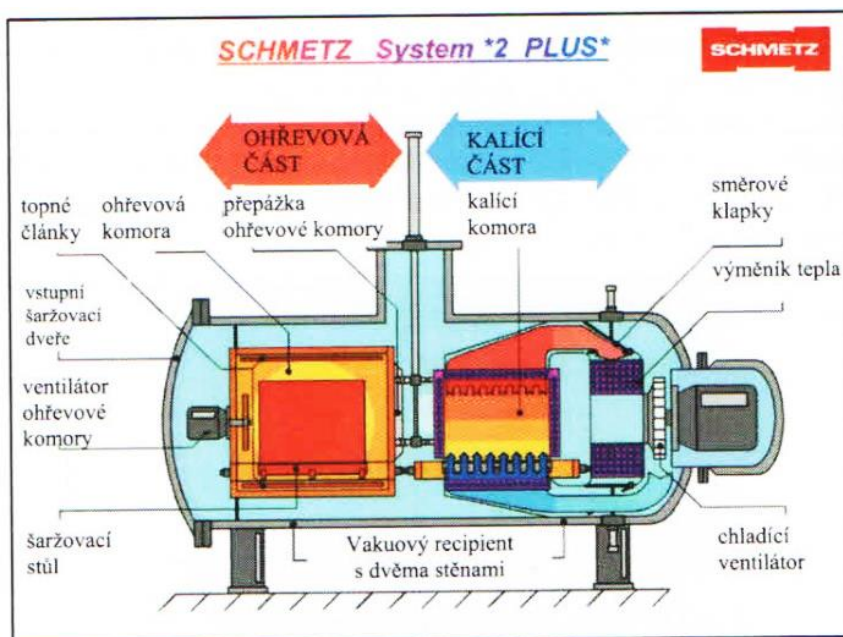
Tepelné zpracování ve vakuu v současnosti představuje zavedenou moderní technologii zpracování ocelí. Vakuum je ochranné prostředí, které zamezuje oxidaci a chemickým změnám na povrchu materiálu [19]. V porovnání s jinými ochrannými prostředími se vakuum vyznačuje výhodami z pohledu bezpečnosti práce, ekologie [19] [20]. Vakuum je velice levné ochranné prostředí, ale vakuové pece jsou značně drahá zařízení. Další výhodou je to, že při ohřevu ve vakuu dochází ke snížení obsahu plynů ve výrobku [19]. Naproti tomu nevýhodou vakua je možnost teplo vést pouze sáláním. Přenos sáláním je za nízkých teplot (do 600 °C) jen velmi malý. Proto se často pro přenos tepla za nízkých teplot používá jiného média (např. dusík), které umožňuje i přenos konvekcí. V moderních vakuových pecích proces tepelného zpracování probíhá automaticky bez nároků na obsluhu [21].

Ve vakuu je možné provádět celou řadu operací tepelného zpracování pro různé materiály. Na způsobu zpracování závisí použité vakuum [19]. V tabulce 4 jsou uvedeny příklady jednotlivých operací a pro ně odpovídající stupně vakua.

Tabulka 4 Stupně vakua pro různé technologie tepelného zpracování oceli [22]

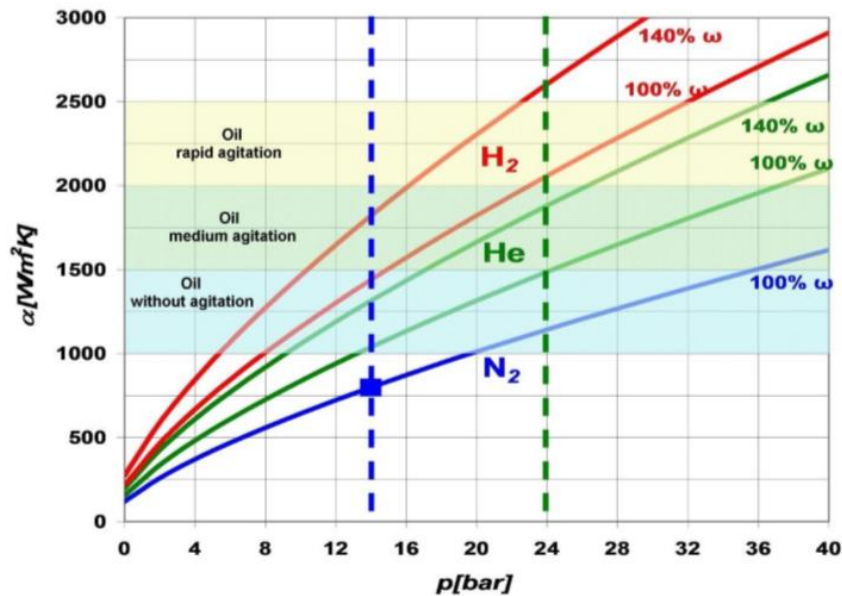
Způsob zpracování	Materiál	Stupeň vakua [Pa]
Žíhání	Nestabilizovaných korozivzdorných ocelí	1 až $10^{-1}$
	Stabilizovaných korozivzdorných ocelí	$10^{-2}$ až $10^{-3}$
	Magneticky měkké oceli	$10^{-1}$ až $10^{-3}$
Kalení	Nástrojové oceli	$10^{-1}$ až $10^{-2}$
	Rychlořezné oceli	1 až $10^{-2}$

Vakuová zařízení je možno rozdělit podle toho, jsou-li jejich vnější stěny chlazeny vodou nebo ne. Zařízení bez vodního chlazení mají omezenou rychlost ohřevu i ochlazování a s tím spojenou výkonnost. Naopak zařízení chlazená vodou jsou určena pro zpracování velkých výrobků, které musí být ochlazeny rychle [19]. Schéma vakuové pece je uvedeno na Obrázku 7. Jedná se o v současnosti nejběžnější provedení, ve kterém je komora určená k ohřevu oddělena vakuově těsnou přepážkou či tepelně izolační klapkou od komory určené k ochlazení [23]. Výhodou tohoto provedení je možnost dosažení vyššího chladicího účinku a snížení energetické náročnosti v porovnání s jednokomorovým provedením [21]. Průběh teploty v peci je sledován pomocí vsázkových termočlánků, což umožňuje reprodukovatelnost výsledků [21].



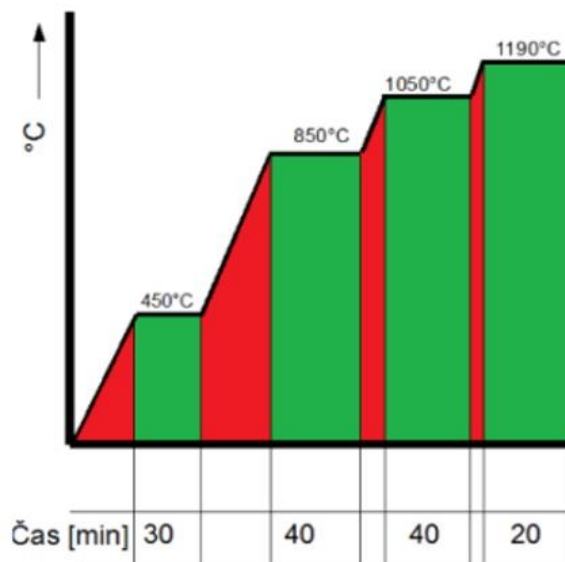
Obrázek 7 Schéma vakuové pece s oddělenou topnou a ochlazovací částí [2]

Pro kalení ve vakuových pecích se nejlépe hodí oceli kalitelné na vzduchu [22]. Jako chladící médium se v tomto typu pecí nejčastěji používá proud inertního plynu (dusík, vodík ...). Nástroje zpracováváné tímto způsobem si i po kalení zachovávají kovový lesk povrchu [19]. Tyto plyny mají pouze omezený chladicí účinek, pro dosažení vyššího chladicího účinku se používají plyny o vyšším tlaku. Pec s chlazením pomocí tlakového plynu je uvedena na Obrázku 7. Další možností je přidání chladící olejové lázně [24]. Na Obrázku 8 je porovnání závislosti chladících účinků inertních plynů a olejů v závislosti na tlaku média. Autor předložené práce upozorňuje, že součinitel přenosu tepla  $\alpha$ , který představuje veličinu svíslé osy, má mít jednotku  $W \cdot m^{-2}K^{-1}$ . Z grafu vyplývá, že pro tlaky 14 až 24 bar mají inertní plyny srovnatelný chladicí účinek s chladícími oleji. Kalení v přetlaku plynu má v porovnání s oleji výhodu v tom, že snižuje deformace nástrojů [2] a také není potřeba kalené součásti prát.



Obrázek 8 Porovnání chladičho účinku plynů v a olejů v závislosti na tlaku [24]

Nevýhodou tepelného zpracování ve vakuových pecích je poměrně dlouhá doba ohřevu v důsledku výměny tepla pouze sáláním. To může mít za následek celou řadu negativních jevů. Například literatura [18] uvádí nebezpečí zhrubnutí zrna při dlouhé austenitizaci. Další eventuální nevýhodou vakuových pecí je možnost odpařování chromu, ke kterému může dojít při vysokých teplotách [19]. Na Obrázku 9 je průběh ohřevu nástrojové rychlořezné oceli ve vakuové peci i s časy výdrží na jednotlivých teplotách. Například výdrž na teplotách 450 a 850 °C je 40 min [18].



Obrázek 9 Průběh ohřevu rychlořezné oceli pro tepelného zpracování ve vakuových pecích [18]

### 3.4 Ocel X210Cr12

Jak již bylo uvedeno, experimentální část práce se zabývá ocelí X210Cr12. Z tohoto důvodu je této oceli, jejím vlastnostem a tepelnému zpracování věnována samostatná kapitola.

Jedná se o nástrojovou ocel pro práci za studena. Z pohledu složení je to vysocelegovaná chromová ledeburitická ocel ke kalení na vzduchu či v oleji, vyznačující se vysokou prokalitelností a odolností proti opotřebení [3]. V praxi se tato ocel používá k výrobě nástrojů na stříhání, lisování a na nástroje na obrábění [3]. Chemické složení je uvedeno v Tabulce 5. Norma [10] pro ocel X210Cr12 stanovuje určité rozmezí, ve kterém se mohou prvky vyskytovat. Ocel Böhler K100 a ocel Poldi 2002 představují příklady této oceli od konkrétních výrobců.

Tabulka 5 Složení oceli X210Cr12

Materiál	C [%]	Mn [%]	Si [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]
X210Cr12 [10]	1,9-2,20	0,2-0,6	0,1-0,6	0,03	0,03	11,00-13,00
Böhler K100 [8]	2,00	0,35	0,25	-	-	11,50
Poldi 2002 [3]	1,95	-	-	-	-	12,0

Doporučené tepelné zpracování pro tuto ocel se do jisté míry liší v závislosti na konkrétním výrobcu. Například Böhler pro žihání na měkko udává teploty 800 až 850 °C [8], zatímco podklady Poldi udávají 750 až 780 °C [3]. Dalším rozdílem v možnostech tepelného zpracování je fakt, že Böhler pro ocel neuvádí možnost sekundárního vytvrzení [8]. Naproti tomu literatura [3] možnost sekundárního vytvrzení uvádí. Z praxe a z dříve vypracovaných prací [4] [16] je známo, že ocel X210Cr12 touto schopností disponuje.

Pro účely této práce budou použity především podklady Poldi, protože obsahují popouštěcí křivku, se kterou bude prováděno porovnání v experimentální části.

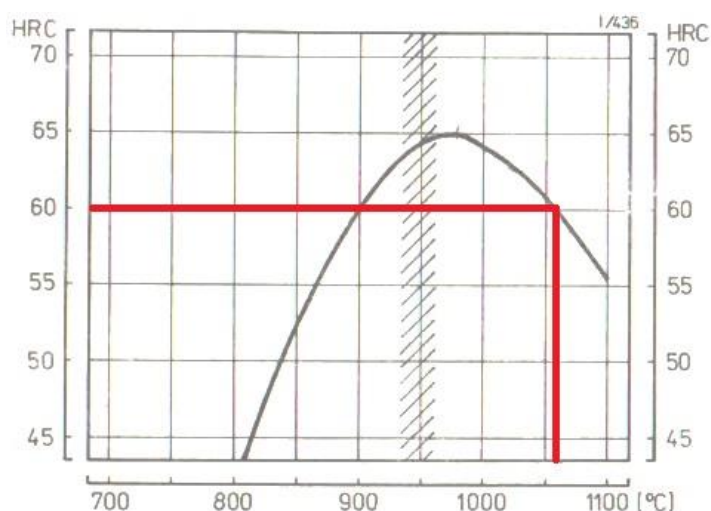
#### Tepelné zpracování oceli X210Cr12

Tabulka 6 Doporučené údaje pro tepelné zpracování [3]

Žihání		Kalení		Popouštění							
Na měkko		Ke snížení pnutí	Teplota [°C]	Tvrdost HRC	Tvrdost po popouštění [HRC]						
Teplota [°C]	Tvrdost [HB]	Teplota [°C]			Teplota popouštění [°C]						
					150	200	300	400	500	550	600
750-780	250	600-650	930-980 1040-1080	63 58	63	61	57	56	54	-	-
					-	-	-	57	60	54	40

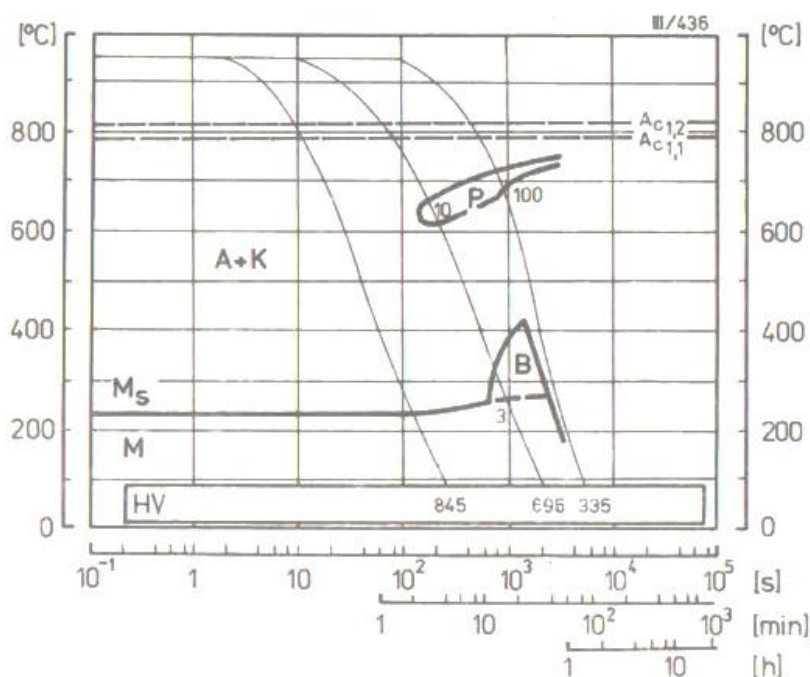
V Tabulce 6 jsou uvedené doporučené hodnoty pro jednotlivé operace tepelného zpracování. Jako kalící prostředí jsou doporučeny olej, vzduch a solné lázně o teplotách 250 nebo 400 až 500 °C. V současné době se jako kalící prostředí také používají inertní plyny, jako bylo použito např. v předchozí práci [4].

Závislost tvrdosti na kalící teplotě je zobrazena na Obrázku 10. Vyšrafovaná oblast nacházející se přibližně mezi 940 a 960 °C představuje oblast doporučených teplot při kalení do oleje. Maximální dosažitelné tvrdosti po kalení 65 HRC se dosahuje při teplotě 970 °C. V obrázku autor vyznačil, že pro kalící teplotu 1060 °C, ze které byly zakaleny vzorky zkoumané v experimentální části, odpovídá tvrdost po kalení 60 HRC.



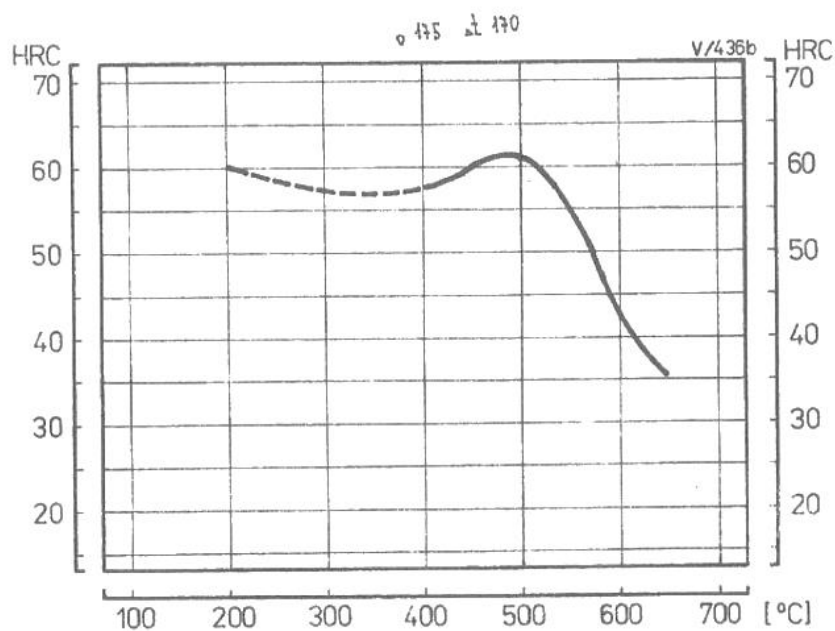
Obrázek 10 Závislost tvrdosti na kalící teplotě při kalení do oleje [3]

Diagram anizometrického rozpadu austenitu (ARA) pro austenitizační teplotu 980 °C je uveden na Obrázku 11. V diagramu jsou vyznačeny tři rychlosti ochlazování. Při nejpomalejším ochlazování vzniká v materiálu perlitická struktura s tvrdostí 335 HV. Při použití střední rychlosti ochlazení je výsledná struktura tvořena bainitem, martenzitem a zbytkovým austenitem a má tvrdost 695 HV. Nejrychlejší ochlazovací křivka odpovídá nadkritické rychlosti ochlazení a vzniká při ní martenzitická struktura s určitým podílem zbytkového austenitu s tvrdostí 845 HV.



Obrázek 11 ARA diagram oceli X210Cr12 pro kalení z teploty 980 °C do oleje [3]

Na Obrázku 12 je uvedena závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě pro kalení z teploty 1060 °C do oleje s popouštěním o délce 2 h. V diagramu je jasně viditelná schopnost sekundárního vytvrzení. Maximální dosažitelná tvrdost při tomto postupu 61 HRC odpovídá teplotě popouštění cca 480 °C.



Obrázek 12 Popouštěcí křivka pro ocel X210Cr12 kalenou z teploty 1060 °C do oleje [3]



## 4 Experimentální část

V experimentální části této práce bude vypracována popouštěcí křivka pro ocel X210Cr12 tepelně zpracovávanou ve vakuu s ochlazením do oleje. Tato křivka bude porovnána s již existujícími popouštěcími křivkami z literatury [3] a z dříve vypracované práce [4]. Dále bude zkoumána tvrdost a struktura vzorku kaleného v oleji ve vakuové peci. Porovnání s výsledky práce [4] by mělo být velice přesné, protože v ní byly použity vzorky o stejných rozměrech a ze stejné dodávky materiálu. V Tabulce 7 je uveden přehled experimentálních vzorků.

Tabulka 7 Tepelné zpracování a označení zkoumaných vzorků

Kalící teplota	Popouštění	Chladicí médium	Číslo vzorku
1060 °C	-	Olej	5
	400 °C-1x2h	Olej	1
	450 °C-1x2h	Olej	2
	500 °C-1x2h	Olej	3
	550 °C-1x2h	Olej	4

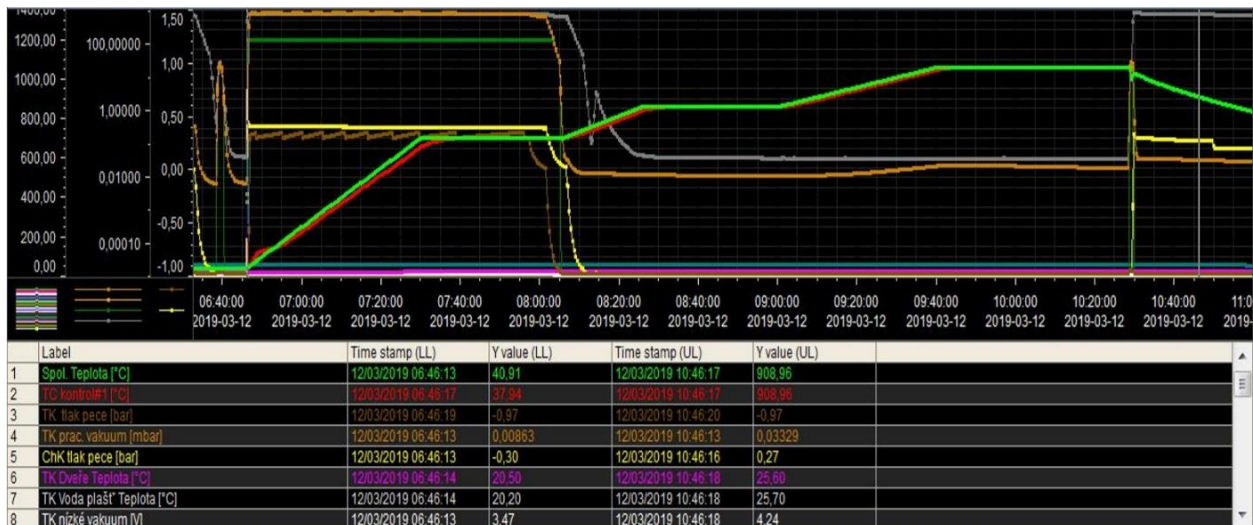
Jak již bylo uvedeno, ocel při kalení z teploty 1060 °C vykazuje schopnost sekundárního vytvrzení. Proto budou vyhodnocovány vlastnosti materiálu po vysokoteplotním popouštění.

Tepelné zpracování bylo provedeno ve firmě PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o. Zakalení vzorků v oleji bylo provedeno v peci SECO/WARWICK. Schéma této pece je uvedeno na Obrázku 13. Na obrázku uvedené tlaky a teploty neodpovídají hodnotám, které byly použity pro testované vzorky.

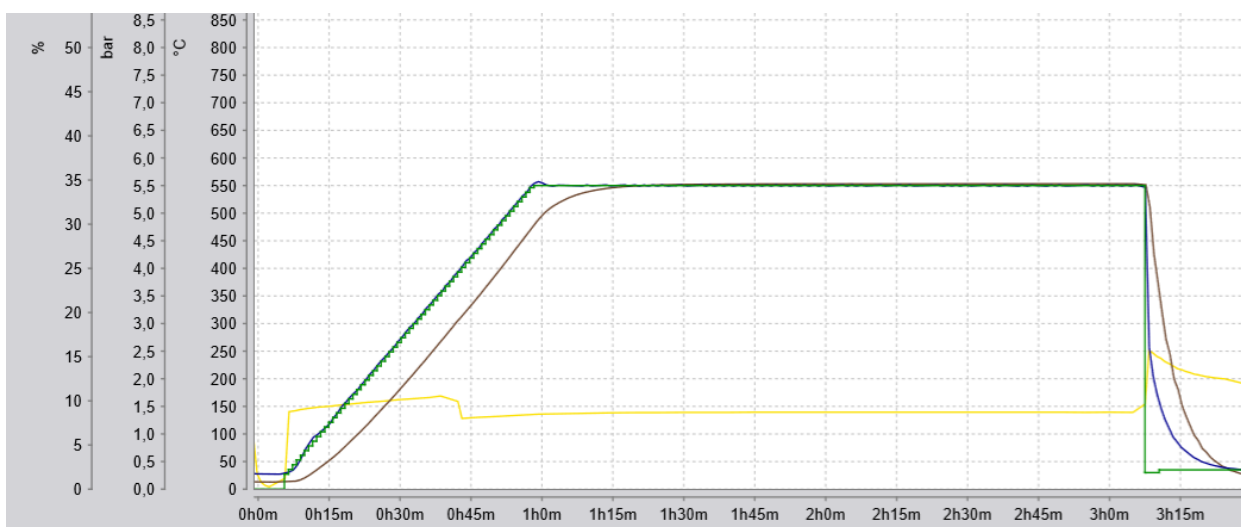


Obrázek 13 Schéma vakuové pece SECO/WARWICK

Záznam z pece při zpracování vzorků je uveden na Obrázku 14. Z obrázku je možné odečíst pracovní stupeň vakua 0,00863 mbar, tedy 0,863 Pa, což odpovídá hodnotám uvedeným v Tabulce 4. Popouštění bylo provedeno v několika pecích z důvodu nutnosti popouštění všech vzorků bezprostředně po kalení viz kapitola 3.2.4. Příklad průběhu popouštění při teplotě 550 °C je uveden na Obrázku 15.



Obrázek 14 Záznam z pece



Obrázek 15 Průběh popouštění při teplotě 550 °C

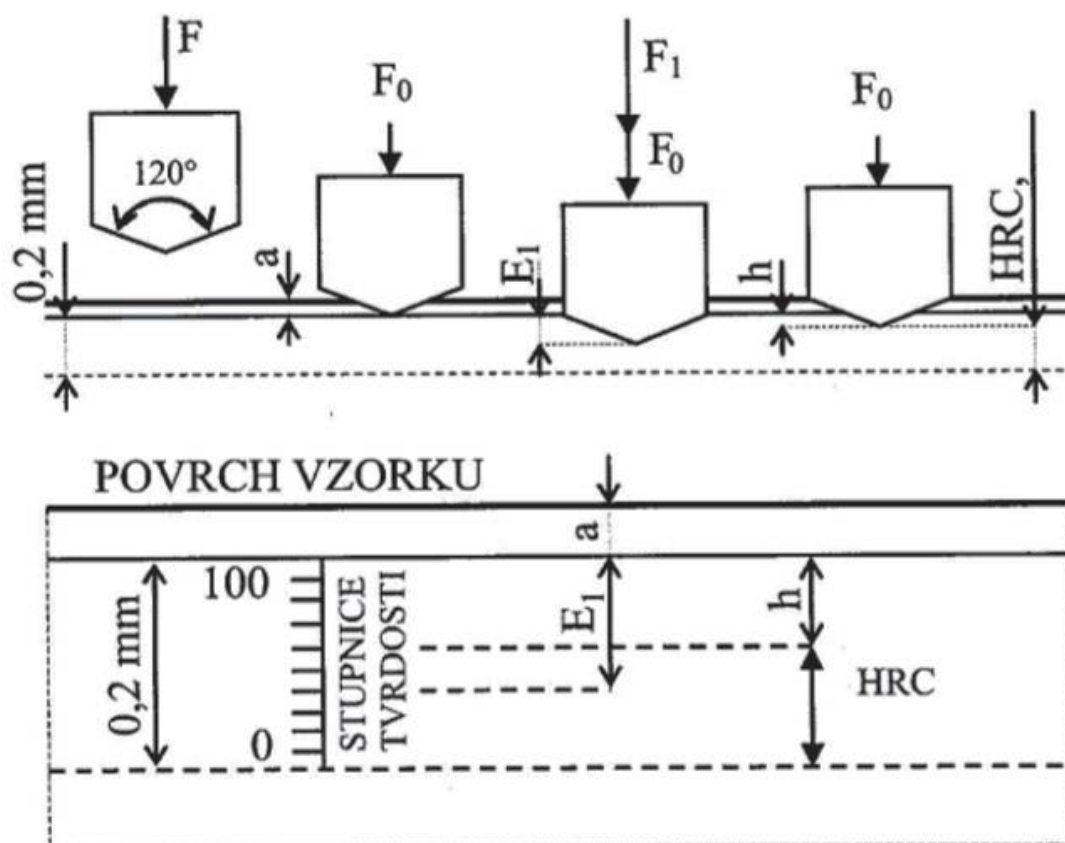


## 4.1 Použité experimentální metody

### 4.1.1 Měření tvrdosti

Pro měření tvrdosti byla použita zkouška tvrdosti dle Rockwella. Jedná se o statickou zkoušku založenou na vnikání indentoru do vzorku. Pro přesné měření je nutné povrch vzorků nejdříve zbrousit. Ke zbrúšení byla použita bruska Bruska Leco – GPX 300.

Vzhledem k tomu, že jsou měřeny kalené vzorky, byla použita stupnice C, pro kterou je indentor diamantový kužel s vrcholovým úhlem  $120^\circ$  [25]. Průběh měření je uveden na Obrázku 16. Pro měření dle stupnice C platí předběžné zatížení  $F_0 = 98,07 \text{ N}$  a zkušební zatížení platí  $F_1 = 1\,373 \text{ N}$ .



Obrázek 16 Průběh zkoušky tvrdosti dle Rockwella [25]

### 4.1.2 Metalografická analýza

Metalografická analýza byla provedena pro příčné řezy všech vzorků, pro vzorek s neznámou orientací (vzorek č. 5) byly provedeny řezy jak v příčném, tak v podélném směru. K provedení řezů byla použita pila Leco PR-X4. Vzorky byly následně zalisovány do fixační hmoty pomocí metalografického lisu Leco PR 4. Dále byly vzorky broušeny a leštěny na přístroji Leco – GPX 300. Vzorky byly pozorovány nejdříve v neleptaném stavu a poté ve stavu naleptaném v Nitalu (5 % roztok  $\text{HNO}_3$  v ethanolu).

Samotné pozorování bylo provedeno pomocí světelného mikroskopu Neophot 32. V tomto mikroskopu byly pro neleptané vzorky pořízeny snímky při zvětšení  $3,2\times 8$  a  $12,5\times 8$ , v leptaném stavu byly získány snímky při zvětšení  $12,5\times 8$ ,  $25\times 8$ ,  $50\times 8$  a  $50\times 20$ .

## 4.2 Výsledky a jejich diskuze

### 4.2.1 Měření tvrdosti

Naměřené hodnoty tvrdostí jednotlivých vzorků jsou uvedeny v Tabulce 8. Pro každý vzorek byla stanovena hodnota tvrdosti jako průměrná hodnota z 10 měření. Pro měření byla také stanovena směrodatná odchylka  $S_{HRC}$ , která je také uvedena v Tabulce 8.

Tabulka 8 Naměřené hodnoty tvrdosti

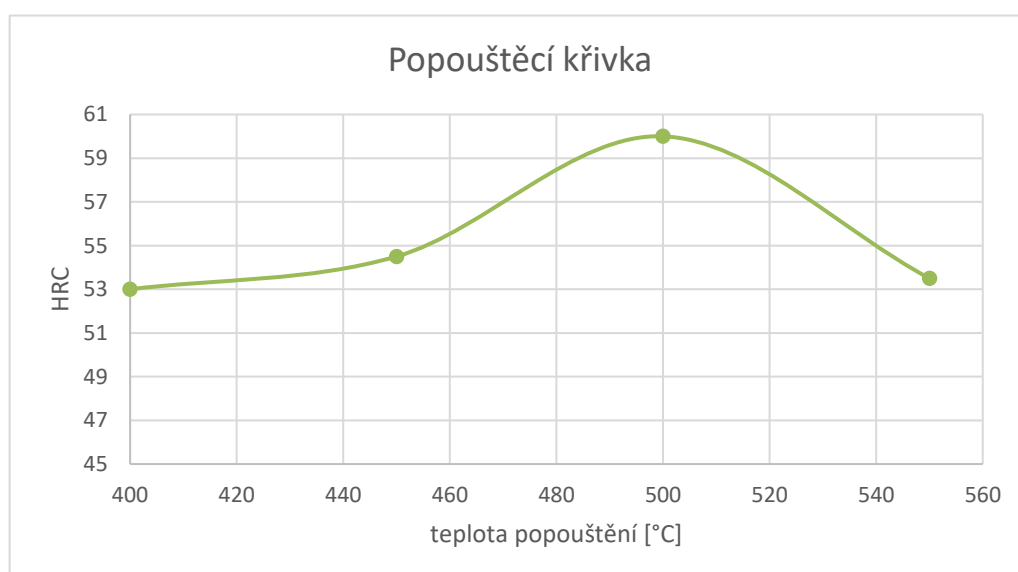
Číslo vzorku	Kalící teplota	Popouštění	Chladící médium	HRC	$S_{HRC}$
1	1060 °C	400 °C-1x2h	Olej	53	0,4
2		450 °C-1x2h	Olej	54,5	0,3
3		500 °C-1x2h	Olej	60	0,2
4		550 °C-1x2h	Olej	53,5	0,4
5		-	Olej	59,5	0,3

Z naměřených hodnot je patrná schopnost sekundárního vytvrzení oceli X210Cr12. Maximální tvrdosti 60 HRC bylo dosaženo při popouštění při teplotě 500 °C.

Tvrdot vzorku po kalení z vakuové pece do oleje je  $59,5 \pm 0,3$  HRC. Tato hodnota je nepatrně nižší, než udává literatura [3] (viz Obrázek 10) po kalení v konvenční peci do oleje. V další práci by bylo vhodné tento výsledek ověřit na větším počtu vzorků a doplnit o analýzu materiálu téže tavby po kalení přetlakem dusíku 15 bar.

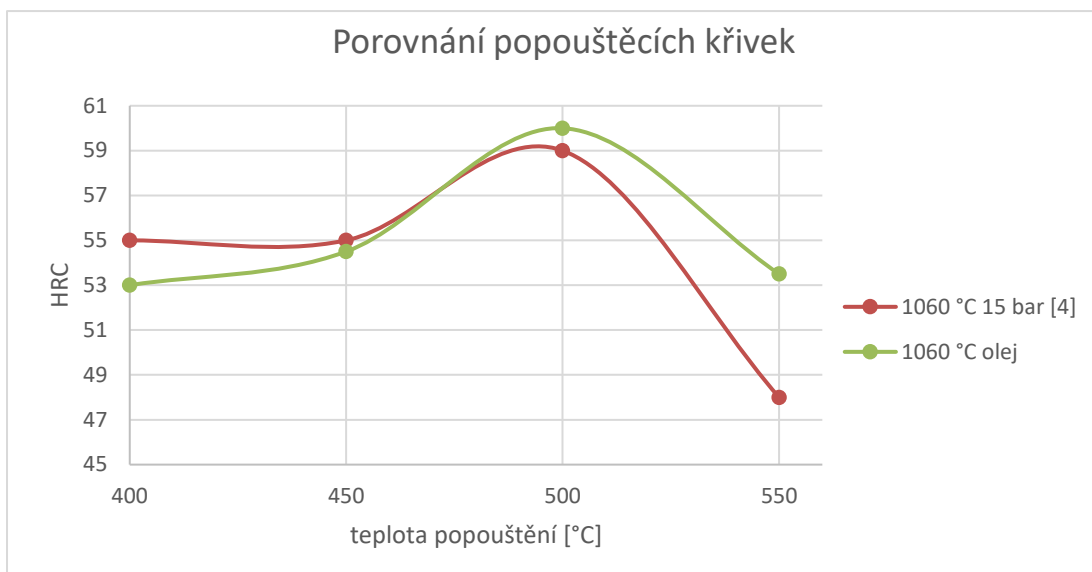
### 4.2.2 Popouštěcí křivka

Na základě změřených tvrdostí vzorků 1 až 4 byla sestrojena popouštěcí křivka pro kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje. Tato křivka je uvedena na Obrázku 17. Jak již bylo uvedeno, ve shodě s teoretickými předpoklady ocel vykazuje schopnost sekundárního vytvrzení. Z průběhu získané popouštěcí křivky vychází tvrdost 60 HRC jako maximálně dosažitelná hodnota tvrdosti. V další práci by bylo vhodné ověřit tuto skutečnost na větším počtu vzorků a experiment doplnit o teplotu popouštění například 470 °C. Toto doporučení vychází z dostupné literatury [3] [4].



Obrázek 17 Popouštěcí křivka X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje

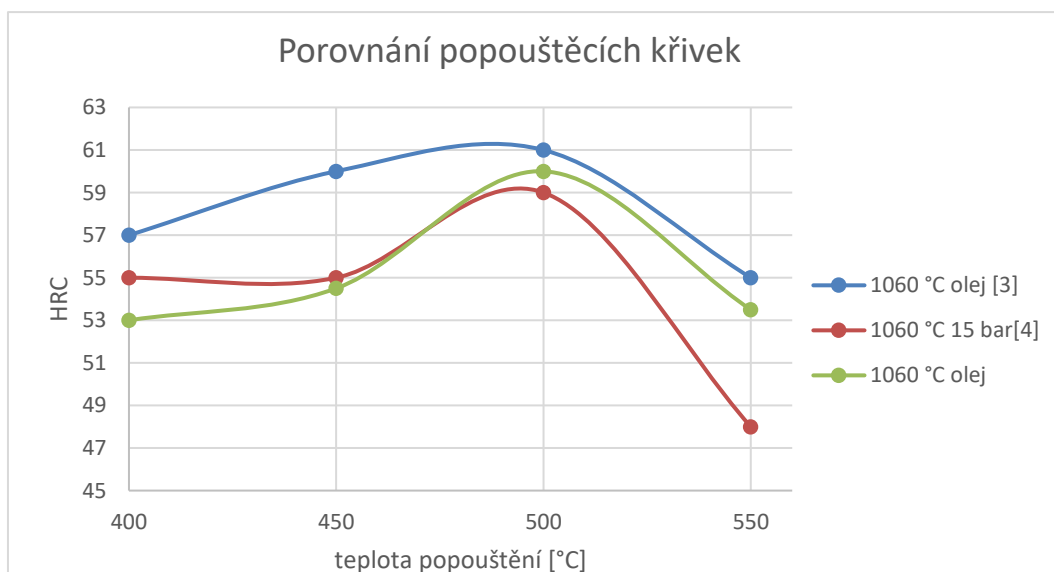
Dále byla získaná popouštěcí křivka (Obrázek 17) porovnána s již existujícími popouštěcími křivkami sledovaného materiálu. Na Obrázku 18 je porovnání s křivkou vyhotovenou v rámci práce [4] pro kalení ze shodné teploty v dusíku o tlaku 15 bar.



Obrázek 18 Vliv kalícího média na průběh popouštěcí křivky oceli X210Cr12 (kalící teplota 1060 °C)

Z porovnání křivek je vidět, že rozdíl tvrdostí je nejmenší pro popouštěcí teploty 450 až 500 °C s tím, že při kalení v oleji je možno dosáhnout mírně vyšší maximální tvrdosti (o 1 HRC). Pro nižší popouštěcí teploty dosahoval vzorek kalený v dusíku podstatně vyšší tvrdosti než vzorek kalený v oleji. Naproti tomu při teplotách nad 500 °C je pokles tvrdosti u vzorků kalených v dusíku podstatně rychlejší než u vzorku kaleného v oleji. V další práci by bylo vhodné dosažené výsledky ověřit na větším počtu vzorků a případně doplnit nějakou další zkouškou z hlediska užitečných vlastností, např. zkouškou odolnosti proti opotřeбенí metodou Pin on Disk.

Je možno konstatovat, že vzorky sledované oceli zpracovávané ve vakuových pecích dosahují nižších hodnot tvrdosti v celém rozsahu popouštěcích teplot ve srovnání s hodnotami uvedenými v literatuře [3] pro kalení v konvenční peci (viz Obrázek 19). Zde je potřeba upozornit na skutečnost, že tvrdost výchozího stavu materiálu použitého v této práci ( $214 \pm 1$  HBW 5/750 [4]) je nižší ve srovnání



Obrázek 19 Porovnání popouštěcích křivek oceli X210Cr12 po kalení do oleje (z teploty 1060 °C) v konvenční a vakuové peci

s hodnotami v literatuře [3], která uvádí tvrdost po žíhání na měkko 250 HB. Pravdou je, že z této hodnoty nelze vyčíst velikost zátěžné síly ani typ indentoru a proto nelze tyto hodnoty porovnávat. Nicméně lze předpokládat, že nižší tvrdost oceli ve výchozím stavu se může projevit i nižší tvrdostí po tepelném zpracování. Ze stejného důvodu nelze vyvozovat důsledky z porovnání získaných popouštěcích křivek po kalení z vakuové pece a po kalení v konvenční peci. Uvedené porovnání by bylo možné pouze po doplnění popouštěcí křivky po kalení v konvenční peci z teploty 1060 °C do oleje za použití shodné tavby sledovaného materiálu.

U uvedených křivek nejsou uvedeny chybové úsečky, z důvodu malých velikostí v poměru k rozsahu os.

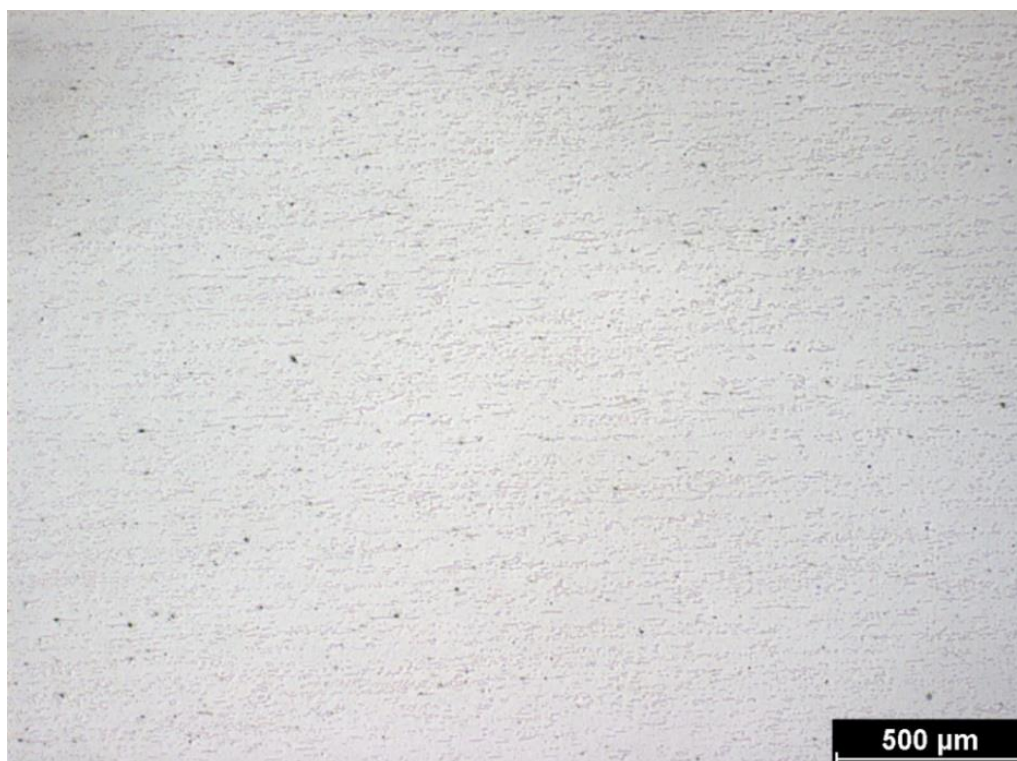
#### 4.2.3 Metalografická analýza

Struktura materiálu v základním stavu již byla prozkoumána v rámci předcházející práce [4]. Ze snímků bylo zjištěno, že struktura materiálu je tvořena globulárním perlitem odpovídajícím struktuře materiálu žíhaného na měkko [4]. Na Obrázku 20 je uveden snímek příčného řezu výchozího stavu materiálu.



Obrázek 20 Struktura oceli X210Cr12 ve výchozím stavu (příčný řez), SM [4]

V rámci předložené práce byl pomocí světelné mikroskopie (SM) sledován povrch metalografických vzorků v nenaleptaném a naleptaném stavu. V obou případech byla pozorována karbidická řádkovitost. Příklad této řádkovitosti patrné i na nenaleptaném vzorku je na Obrázku 21. Tento sklon k řádkovitosti je typický pro ledeburitické nástrojové oceli vyrobené konvenční metalurgií [2] a byla dokumentován již v předešlé práci [4] viz Obrázek 20.



Obrázek 21 Snímek neleptaného vzorku popouštěného při 400 °C

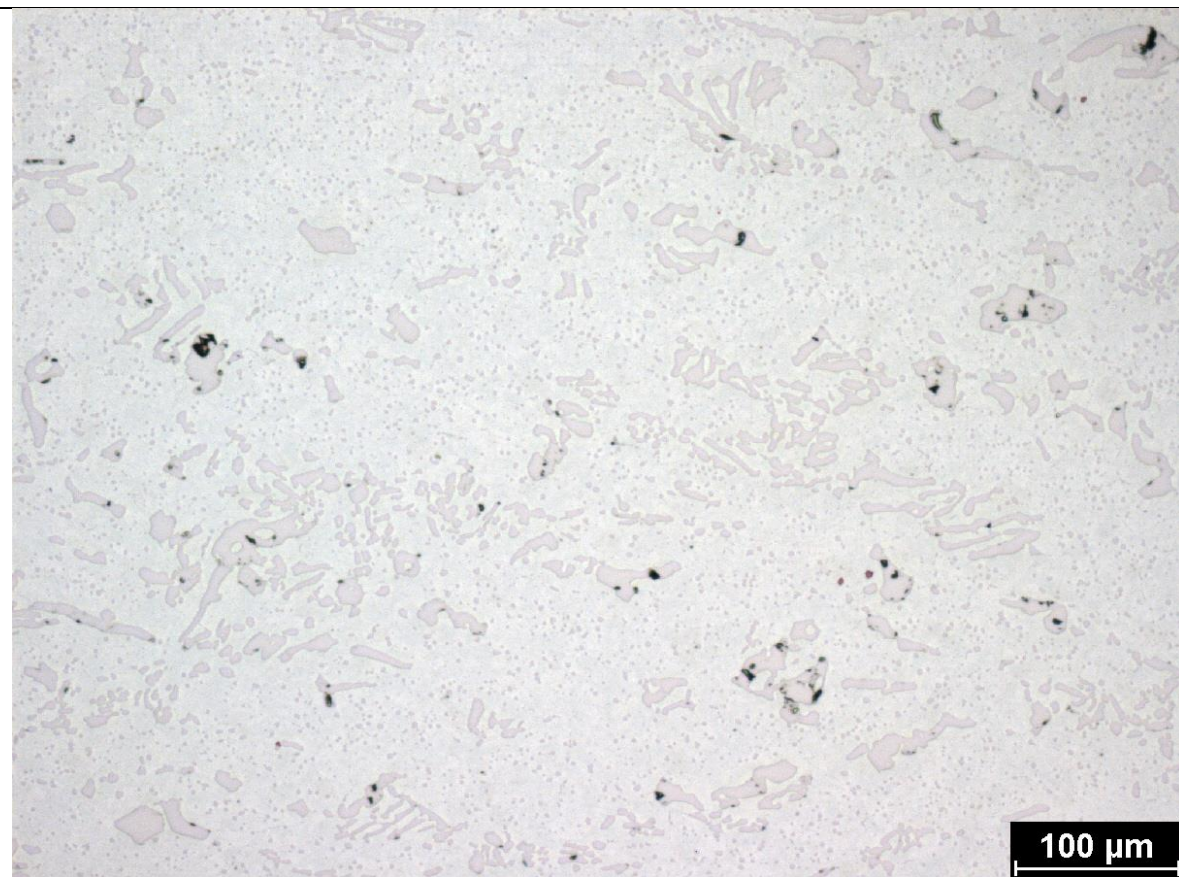
Na Obrázku 22 je dokumentována struktura sledovaného materiálu po kalení z teploty 1060 °C do oleje v příčném i podélném řezu s tím, že jsou uvedeny detaily struktury. Dle očekávání je struktura oceli po kalení tvořena karbidy, martenzitem a zbytkovým austenitem. Literatura [2] uvádí, že u sledované nástrojové oceli může při výrobě docházet k nízkému stupni přetváření ve všech směrech. V souladu s tím je na uvedených snímcích viditelný výrazný rozdíl tvaru karbidických částí v příčném a podélném směru. Autor práce si je vědom toho, že na předložených snímcích je matrice oceli málo zvýrazněná. Vzorky byly připraveny opakovaně, přesto se nepodařilo dosáhnout naleptání, při kterém by byla matrice výrazná a zároveň by nedošlo k přeleptání vzorku. V další práci by bylo vhodné doplnit metalografickou analýzu pro materiál kalený v přetlaku dusíku 15 bar a provést analýzu podílu zbytkového austenitu v závislosti na kalícím prostředí. Tyto experimenty jsou nad rámec předložené bakalářské práce.

Na Obrázku 23 je dokumentována mikrostruktura všech sledovaných stavů po kalení a popouštění. Ve všech případech je dle očekávání struktura tvořena popuštěným martenzitem, primárními a sekundárními karbidy a zbytkovým austenitem. U vzorků popouštěných při teplotách 400 až 500 °C lze vzhledem k průběhu popouštěcí křivky předpokládat nárůst podílu sekundárních karbidů ve struktuře. Pomocí SM není možno podíl sekundárních karbidů posoudit. K tomu by musela být provedena další analýza pomocí řádkovací elektronové mikroskopie (SEM). Pro popouštěcí teplotu 550 °C je viditelný rozpad matrice, který je v souladu s předpokládaným chováním struktury materiálu za maximem sekundárního vytvrzení. Podíl zbytkového austenitu ve struktuře není možné pomocí SM posoudit, pro jeho analýzu by bylo opět nutné použít SEM.

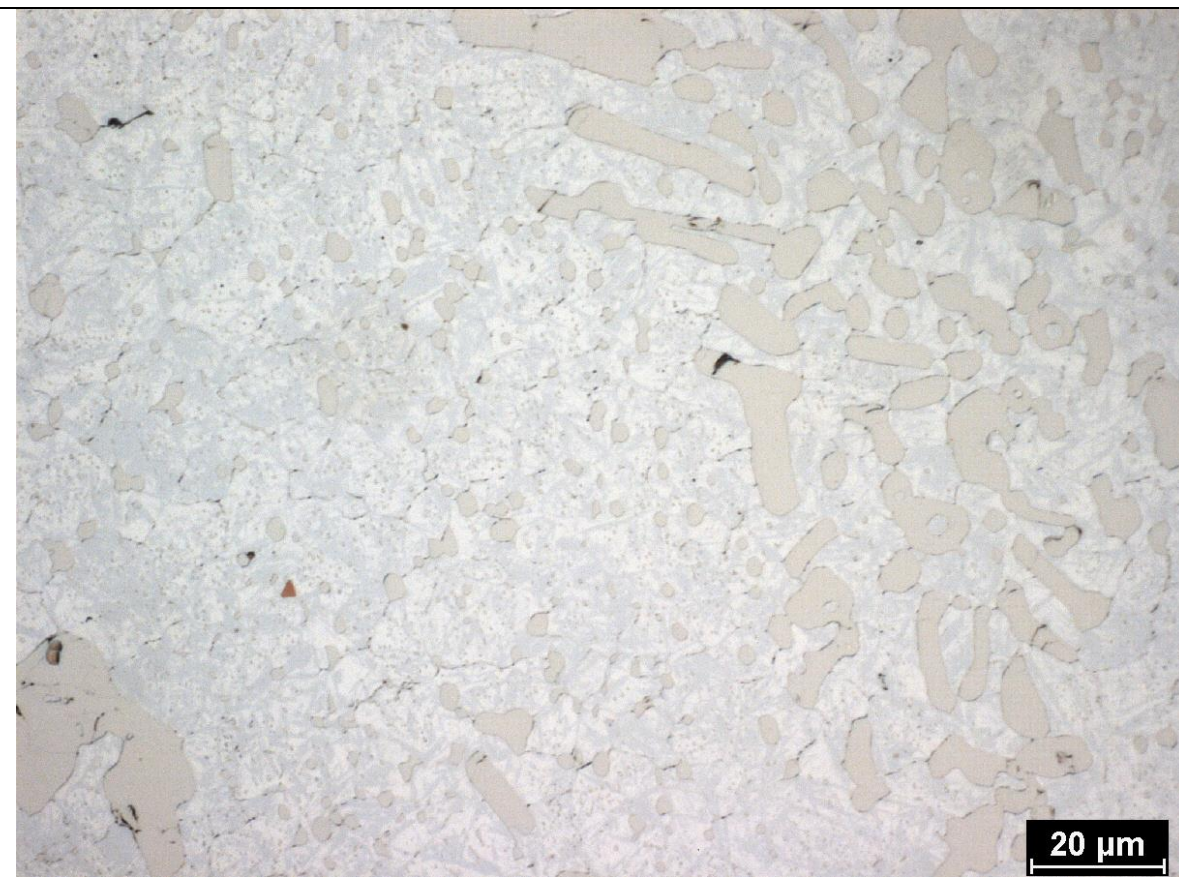


Na Obrázku 24 je uvedeno porovnání struktury vzorků kalených v oleji a v přetlaku dusíku 15 bar, popouštěných při teplotě 500 °C. V obou případech je dle očekávání struktura tvořena popouštěným martenzitem, primárními a sekundárními karbidy a lze předpokládat nízký podíl zbytkového austenitu. Pro porovnávané struktury je charakteristické, že dokumentují vzorky s maximální tvrdostí. Z pořízených snímků je viditelné, že i přes použití stejného leptadla proběhlo naleptání odlišně. U vzorku kaleného v oleji došlo k výraznějšímu naleptání na hranicích zrn i přesto, že struktura matrice není zvýrazněna. Vzhledem k mírně vyšší tvrdosti vzorku kaleného v oleji lze předpokládat mírně vyšší podíl sekundárních karbidů. Toto není možno pomocí SM posoudit. Analýza by musela být provedena pro větší počet vzorků za pomoci SEM. To je však nad rámec této bakalářské práce a mohlo by to být předmětem další práce.

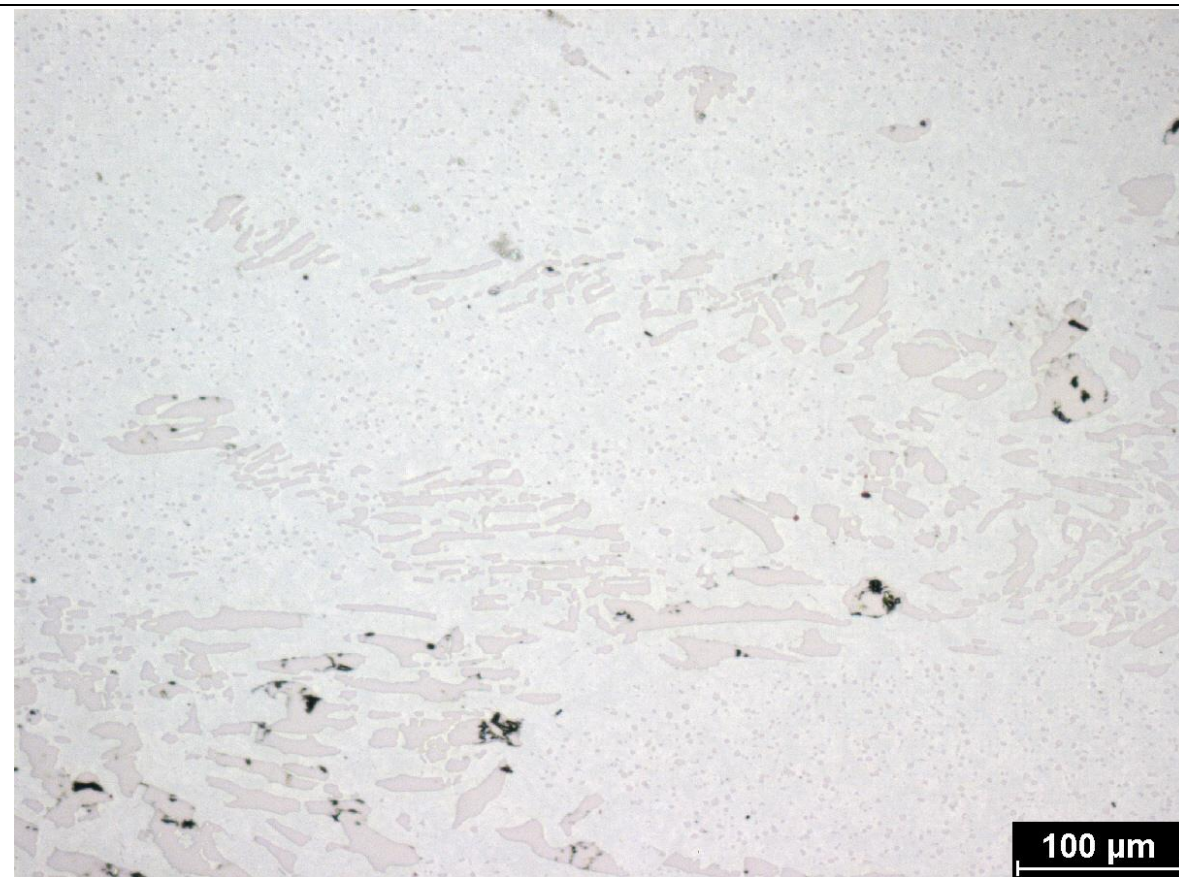




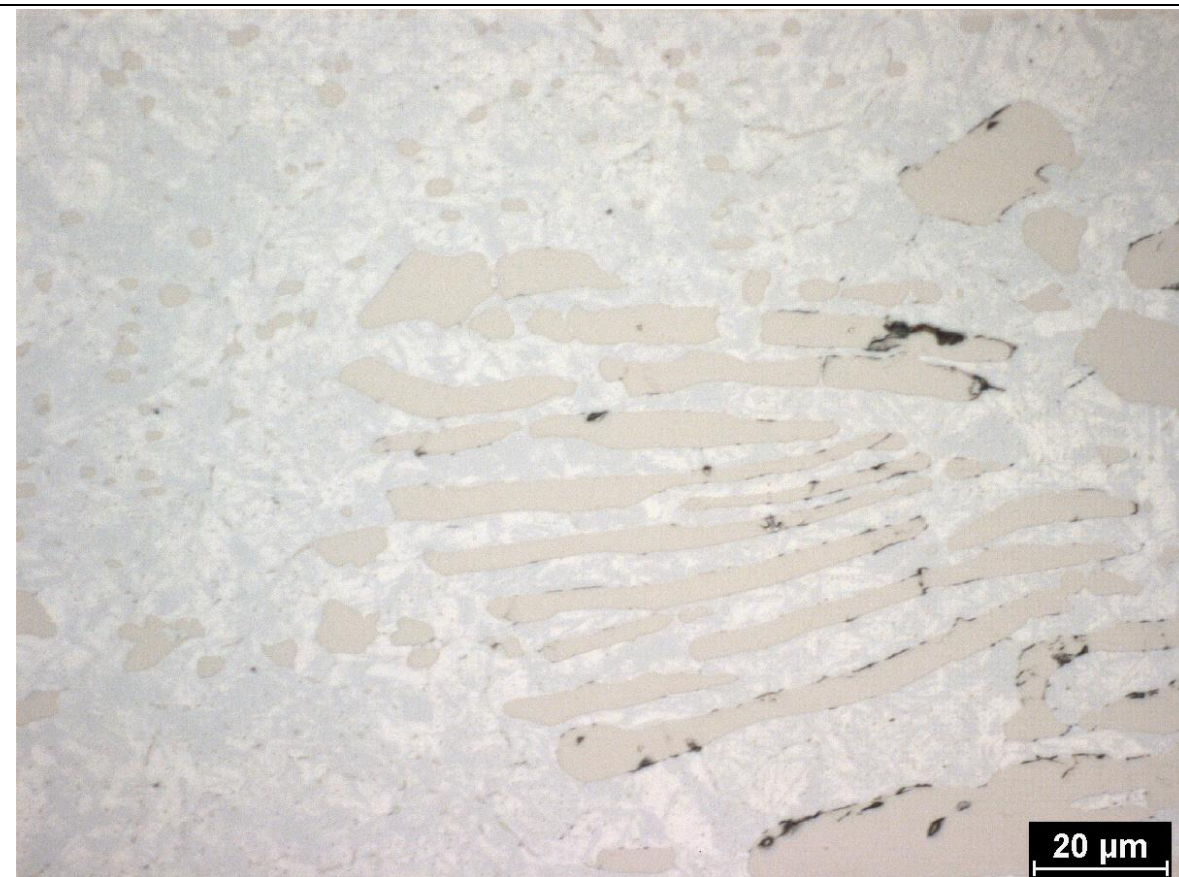
a) přehledový snímek příčný směr



b) detail snímku příčný směr



c) přehledový snímek podélný směr



d) detail snímku podélný směr

Obrázek 22 Struktura X210Cr12 v zakaleném stavu, vakuová pec, 1060 °C, olej





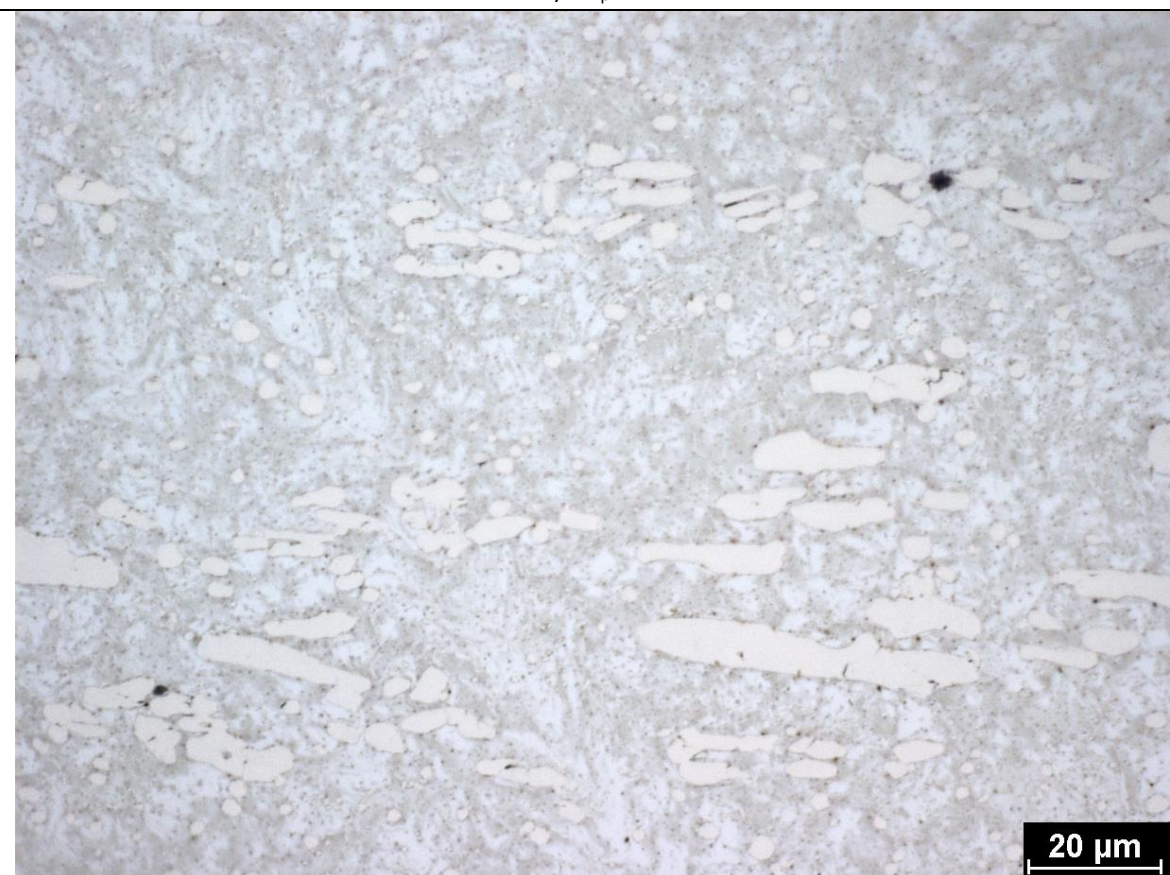
a)  $T_p - 400\text{ °C} - 1 \times 2\text{h}$



b)  $T_p - 450\text{ °C}$



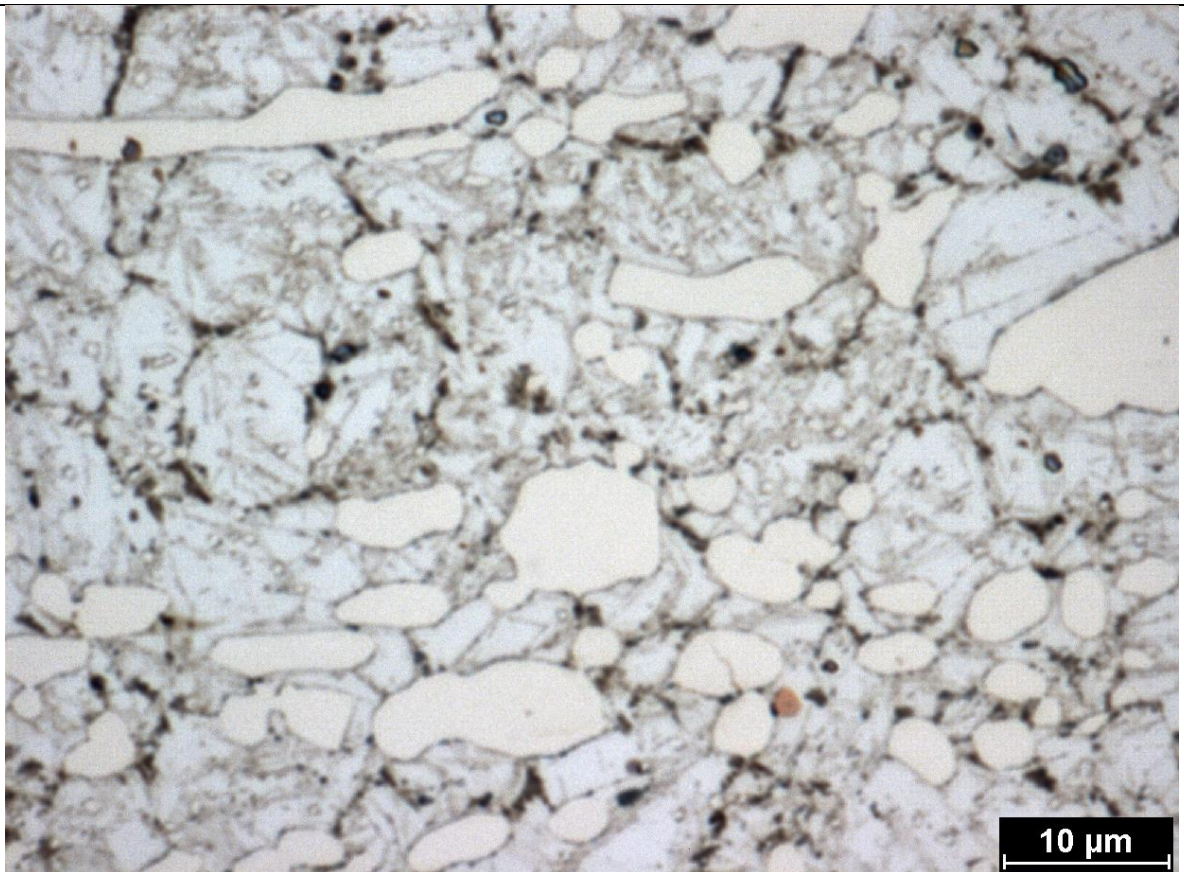
c)  $T_p - 500\text{ °C} - 1 \times 2\text{h}$



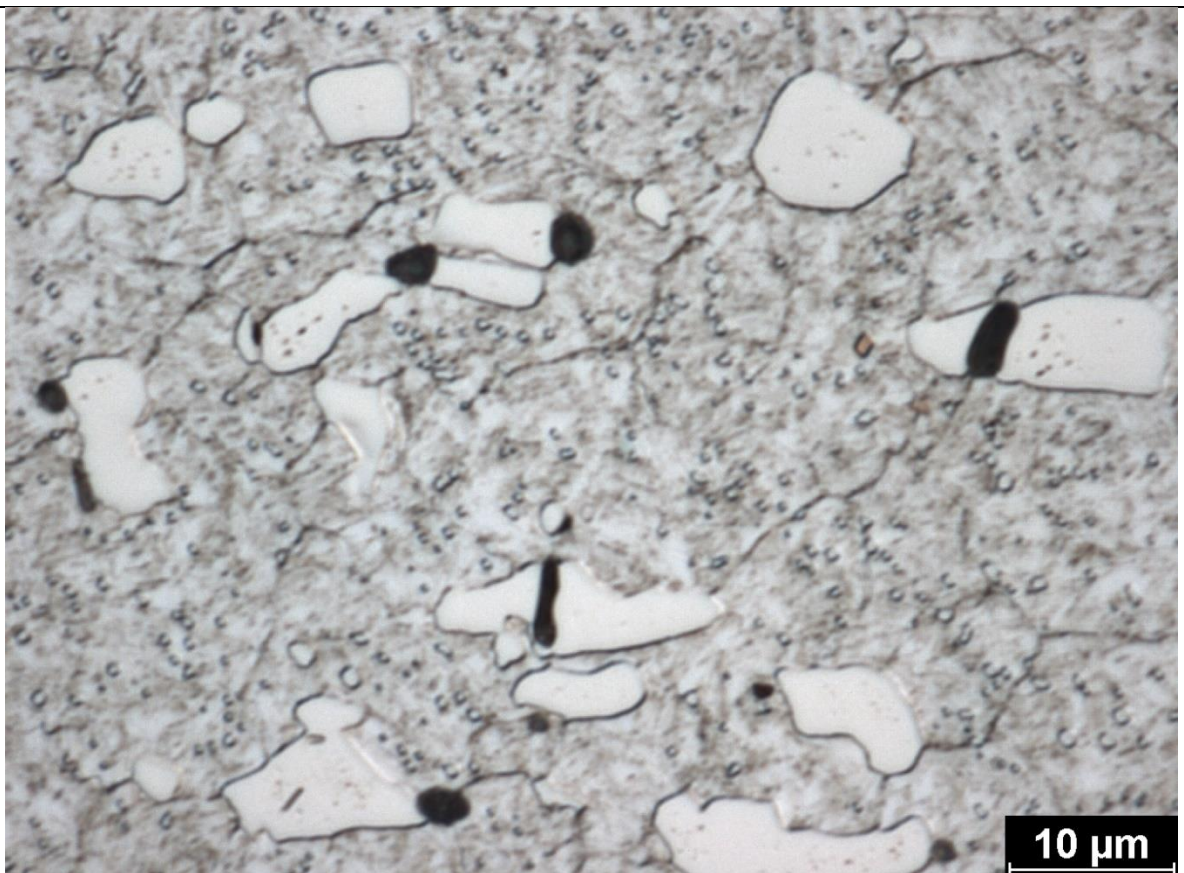
d)  $T_p - 550\text{ °C} - 1 \times 2\text{h}$

Obrázek 23 Struktura oceli X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje v závislosti na popouštěcí teplotě





Kaleno v oleji, popouštěno při 500 °C



Kaleno v přetlaku dusíku 15 bar, popouštěno při 500 °C [4]

Obrázek 24 Porovnání struktury vzorku kaleného v oleji s vzorkem kaleným v přetlaku dusíku 15 bar

## 5 Závěry

Byla provedena analýza nástrojové oceli X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje. Na základě získaných výsledků je možné konstatovat, že:

1. Byla sestrojena popouštěcí křivka oceli X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje s následným vysokoteplotním popouštěním v rozsahu 400 až 550 °C/1x2h.
2. Peak sekundární tvrdosti 60 HRC byl zjištěn při teplotě popouštění 500 °C.
3. Bylo provedeno porovnání popouštěcích křivek pro kalení v oleji a v přetlaku dusíku 15 bar. Při kalení v oleji je peak sekundární tvrdosti o 1 HRC vyšší.
4. Získané výsledky by bylo vhodné ověřit na větším počtu vzorků, případně doplnit tvrdost pro teplotu popouštění 470 °C.
5. Byla provedena metalografická analýza u všech sledovaných stavů pomocí světelné mikroskopie.
6. Výsledná struktura u všech kalených a popuštěných vzorků je tvořena popuštěným martenzitem, primárními a sekundárními karbidy. Lze očekávat i podíl zbytkového austenitu, který však nelze rozpoznat pomocí světelné mikroskopie.
7. Získané výsledky by bylo v další práci vhodné doplnit o analýzu vzorku kaleného v přetlaku dusíku 15 bar.
8. Cíle bakalářské práce byly splněny.

## 6 Použitá literatura:

- [1] MACEK, Karel. *Kovové materiály*. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-01-03513-1.
- [2] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 9788001044391.
- [3] PŘIBIL, Erich. *Nástrojové oceli Poldi a jejich použití*. Kladno: Poldi-Spojené ocelárny, 1986.
- [4] KUBASKÁ, PAVLA. *Vliv parametrů tepelného zpracování na tvrdost nástrojové oceli X210Cr12*. Praha, 2018. BAKALÁŘSKÁ PRÁCE. ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE.
- [5] ŠAFÁŘ, MARTIN. *VLIV POVLAKOVÁNÍ NA LOMOVÉ CHOVÁNÍ LEDEBURITICKÉ OCELI*. BRNO, 2010. DIPLOMOVÁ PRÁCE. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ. Vedoucí práce Ing. HYNEK HADRABA, Ph.D.
- [6] SOBOTOVÁ, Jana. *Perspektivní nástrojové oceli*. České vysoké učení technické v Praze, 2016. ISBN 978-80-01-060051-3.
- [7] *Materiálový list Bohler K190* [online]. Bohler, 2004 [cit. 2019-02-25]. Dostupné z: <https://www.bohler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/K190DE.pdf>
- [8] *Materiálový list Bohler K100* [online]. Bohler, 2010 [cit. 2019-02-24]. Dostupné z: <https://www.bohler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/K100DE.pdf>
- [9] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [10] ČSN EN ISO 4957. *Oceli nástrojové*. Český normalizační institut, 2019.
- [11] *Materiálový list Vanadis 30 superclean*. Uddeholm [online]. Uddeholm, 2018 [cit. 2018-12-23]. Dostupné z: <https://www.uddeholm.com/app/uploads/sites/49/2018/11/Tech-Uddeholm-Vanadis-30-EN.pdf>
- [12] *Materiálový list k oceli Vanadis 10* [online]. Uddeholm, 2006 [cit. 2018-12-19]. Dostupné z: <http://www.uddeholm.cz/czech/files/vanadis-10.pdf>
- [13] *Materiálový list oceli HS 6- 5 -2* [online]. Kladno: Bohdan Bolzano, 2019 [cit. 2019-05-10]. Dostupné z: <https://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojove-oceli/nastrojove-oceli-rychlomezne/materialove-listy/materialovy-list-oceli-hs-6-5-2>
- [14] ŠALAK, Andrej. *Machinability of powder metallurgy steels*. Cambridge International Science Publishing, 2005. ISBN 9781898326823
- [15] *Materiálový list Böhler S600* [online]. 2007 [cit. 2019-05-08]. Dostupné z: <https://www.bohler-edelstahl.com/media/productdb/downloads/S600DE.pdf>
- [16] KUKSENKO, Yana. *Vliv parametrů tepelného zpracování na popouštěcí křivky nástrojové oceli X210Cr12*. PRAHA, 2017. Diplomová práce. ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE. Vedoucí práce Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

- [17] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Nauka o materiálu*. Praha: České vysoké učení technické, 1996. ISBN 80-01-01507-6.
- [18] KESL, Miloslav. Vliv technologie tepelného zpracování na řezivost RO nářadí. *STROJÍRENSKÁ TECHNOLOGIE*. PLZEŇ, 2015, 94-106.
- [19] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [20] VÁŇOVÁ, Petra. *Základy tepelného zpracování studijní opora*. OSTRAVA: VYSOKÁ ŠKOLA BĀŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA.
- [21] ING. ZIEGER, Björn. Tepelné zpracování s minimální deformací ve vakuových pecích. *18. dny tepelného zpracování: mezinárodní konference*. Praha: Asociace pro tepelné zpracování kovů, [2000], s. 235-242. ISBN 80-238-5972-2.
- [22] NIŽŇANSKÁ, Jana. *Moderní metody zpracování nástrojových ocelí*. PLZEŇ, 2012. Bakalářská práce. ZĀPADOČESKĀ UNIVERZITA V PLZNI FAKULTA STROJNÍ.
- [23] ROSECKĀ, EVA. *TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ*. BRNO, 2013. BAKALĀŘSKĀ PRĀCE. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. JAROSLAV ŠENBERGER CSc.
- [24] STUPNÍŠEK, Mladen a Bořidar MATIJEVIĆ. *TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ NĀSTROJŮ V PROSTŘEDÍ INERTNÍCH PLYNŮ. Vakuové tepelné zpracování a tepelné zpracování nástrojů: mezinárodní konference*. Čerčany: Asociace pro tepelné zpracování kovů, 2011, s. 7-11. ISBN 978-80-904462-4-3.
- [25] ČIŽMĀROVĀ, Elena a Jana SOBOTOVĀ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.

## 7 Seznam obrázků

Obrázek 1 Řez ternárním diagramem Fe-C-Cr při obsahu 13 % Cr [2] .....	11
Obrázek 2 Závislost nárazové práce a tvrdosti na teplotě popouštění pro ocel Vanadis 10 kalené z 1020 °C [12] .....	12
Obrázek 3 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe-Fe <sub>3</sub> C [16] .....	14
Obrázek 4 Velikost zrna v závislosti na teplotě a čase austenitizace v solné lázni pro ocel HS 6-5-2 (19830) [2] .....	15
Obrázek 5 Teplotně časový diagram tepelného zpracování ledeburitické oceli .....	16
Obrázek 6 Závislost tvrdosti na teplotě popouštění pro ocel kalenou z uvedených teplot [8] .....	17
Obrázek 7 Schéma vakuové pece s oddělenou topnou a ochlazovací částí [2] .....	18
Obrázek 8 Porovnání chladicího účinku plynů v a olejů v závislosti na tlaku [24] .....	19
Obrázek 9 Průběh ohřevu rychlořezné oceli pro tepelného zpracování ve vakuových pecích [18] .....	19
Obrázek 10 Závislost tvrdosti na kalící teplotě při kalení do oleje [3] .....	21
Obrázek 11 ARA diagram oceli X210Cr12 pro kalení z teploty 980 ° C do oleje [3] .....	21
Obrázek 12 Popouštěcí křivka pro ocel X210Cr12 kalenou z teploty 1060 °C do oleje [3] .....	22
Obrázek 13 Schéma vakuové pece SECO/WARWICK .....	23
Obrázek 14 Záznam z pece .....	24
Obrázek 15 Průběh popouštění při teplotě 550 °C .....	24
Obrázek 16 Průběh zkoušky tvrdosti dle Rockwella [25] .....	25
Obrázek 17 Popouštěcí křivka X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje .....	26
Obrázek 18 Vliv kalícího média na průběh popouštěcí křivky oceli X210Cr12 (kalící teplota 1060 °C) .....	27
Obrázek 19 Porovnání popouštěcích křivek oceli X210Cr12 po kalení do oleje (z teploty 1060 °C) v konvenční a vakuové peci .....	27
Obrázek 20 Struktura oceli X210Cr12 ve výchozím stavu (příčný řez), SM [4] .....	28
Obrázek 21 Snímek neleptaného vzorku popouštěného při 400 °C .....	29
Obrázek 22 Struktura X210Cr12 v zakaleném stavu, vakuová pec, 1060 °C, olej .....	31
Obrázek 23 Struktura oceli X210Cr12 po kalení ve vakuové peci z teploty 1060 °C do oleje v závislosti na popouštěcí teplotě .....	32
Obrázek 24 Porovnání struktury vzorku kaleného v oleji s vzorkem kaleným v přetlaku dusíku 15 bar .....	33

## 8 Seznam Tabulek

Tabulka 1 Složení vybraných ocelí vyráběných PM a KM [8] [7].....	9
Tabulka 2 Značení a chemické složení vybraných ledeburitických ocelí.....	12
Tabulka 3 Přehled vlastností vybraných ledeburitických ocelí .....	13
Tabulka 4 Stupně vakua pro různé technologie tepelného zpracování oceli [22] .....	17
Tabulka 5 Složení oceli X210Cr12.....	20
Tabulka 6 Doporučené údaje pro tepelné zpracování [3].....	20
Tabulka 7 Tepelné zpracování a označení zkoumaných vzorků.....	23
Tabulka 8 Naměřené hodnoty tvrdosti .....	26