

**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE**

**Fakulta strojní**

**Ustav materiálového inženýrství**

**Diplomová práce**



**Vliv parametrů tepelného zpracování na popouštěcí křivky  
nástrojové oceli X210Cr12**

**Effect of heat treatment parameters on the course of a tempering  
curve of tool steel X210Cr12**

Autor: Bc. Yana Kuksenko

Studijní program: Strojní inženýrství

Vedoucí práce: doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D

**PRAHA 2017**

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Kuksenko** Jméno: **Yana** Osobní číslo: **411168**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Strojní inženýrství**  
Studijní obor: **Výrobní a materiálové inženýrství**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Vliv parametrů tepelného zpracování na popouštěcí křivky nástrojové oceli X210Cr12**

Název diplomové práce anglicky:

**Effect of heat treatment parameters on the course of a tempering curve of tool steel X210Cr12**

Pokyny pro vypracování:

- 1) Literární rešerše
- 2) Experimentální část
  - a. Tepelné zpracování vzorků
  - b. Měření tvrdosti, konstrukce popouštěcích křivek sledovaných stavů
  - c. Metalografická analýza
  - d. Stanovení oděšnosti oocířbení
- 3) Zhodnocení výsledků, závěry, sepsání DP

Seznam doporučené literatury:

- [1] JURČI, Peter. Nástrojové oceli ledeburitického typu. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 978-80-01-04438-1.
- [2] MACEK, Karel. Kovové materiály. Vyd. 1. Praha: Ediční středisko ČVUT, 1991. ISBN 80-010-0682-4.
- [3] KRAUS, Václav. Tepelné zpracování a slinování. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [4] OPPENKOVYNSKI, A., S. WEBER a W. THEISEN. Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010. 210(14), 1949-1956. DOI 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.007. ISSN 09240136. Dostupné také z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013610002013>

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

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

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

Datum zadání diplomové práce: **24.04.2017** Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2017**

Přetnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

  
Podpis vedoucí(ho) práce

  
Podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

  
Podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka beru na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použitých literatury, jiných pramenů a jiných konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

  
Datum převzetí zadání

  
Podpis studentky

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracovala samostatně, a že veškerá použitá odborná literatura je uvedena v seznamu, který je součástí této práce.

V Praze dne



Podpis

## **PODĚKOVÁNÍ**

Děkuji doc. Ing. Janě Sobotové Ph.D za odbornou pomoc a trpělivé vedení, cenné připomínky při zpracování diplomové práce, za vstřícný a trpělivý přístup při četných konzultacích.

Dále doktorandům Ing. Martinu Kuříkovi a Ing. Janu Krčilovi za odbornou pomoc a vedení při přípravě metalografických vzorků a při práci na světelném mikroskopu a na tribologickém zařízení.

Děkuji cele mé rodině za podporu během celého studia.

A v neposlední řadě děkuji zakázkové kalírně PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o. a to hlavně paní Ing. Petře Priknerové a panu Ing. Otakaru Priknerovi za provedení tepelného zpracování a poskytnutí cenných zkušeností v jeho rámci.

## ANOTACE

V rámci předložené diplomové práce byly zjištěny popouštěcí křivky pro nástrojovou ocel pro práci za studena X210Cr12. Byl sledován vliv parametrů tepelného zpracování, konkrétně kalení ve vakuu z teploty 1020 °C a vliv hlubokého zmrazování (-196 °C/4 h) vloženého mezi kalení a popouštění. Na základě průběhu popouštěcí křivek byly vybrány stavy, u kterých byla provedena metalografická analýza a zjištěna odolnost proti opotřebení. V experimentu byla použita: spektrometrie, měření tvrdosti podle Vickerse a podle Rockwella, zkouška Pin – on – Disc a světelná mikroskopie.

**Klíčová slova:** ocel pro práci za studena, tepelné zpracování, popouštěcí křivka, hluboké zmrazování, metalografická analýza, Pin – on – Disc.

## ANNOTATION

The master thesis was found the tempering curves of cold work tool steel X210Cr12. The effect of heat treatment parameters, namely vacuum hardening from 1020 °C and influence of deep cryogenic treatment (-196 °C/4 hours) insert between quenching and tempering, was observed. The metallographic analysis and wear resistance test were provided for the chosen states based on tempering curves. There were used spectrometry, hardness measurement, Pin – on – Disk test and light microscopy during the experiment.

**Key words:** cold work tool steel, heat treatment, tempering curve, deep cryogenic treatment, metallographics analysis, Pin-on-Disc.

## Obsah

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	7
I. Úvod.....	9
II. Teoretická část.....	10
2.1 Nástrojové oceli.....	10
2.1.1 Rozdělení nástrojových ocelí a jejich značení.....	12
2.1.2 Strukturní složky nástrojových ocelí.....	16
2.1.3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí.....	18
2.2 Metody hodnocení vlastností nástrojových ocelí.....	24
2.2.1 Zkoušky mechanických vlastností nástrojových ocelí.....	25
2.2.2 Odolnost proti opotřebení a její testování.....	29
III. Experimentální část.....	32
3.1 Experimentální materiál.....	32
3.2 Tepelné zpracování.....	33
3.3 Experimentální metody.....	34
IV. Výsledky a jejich diskuze.....	37
4.1 Měření tvrdostí.....	37
4.2 Popouštěcí křivky.....	40
4.3 Hodnocení odolnosti proti opotřebení.....	43
4.4 Metalografická analýza.....	46
V. Závěry.....	49
Bibliografie.....	51

## SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol	Jednotka	Veličina
W	%	wolfram
Mo	%	molybden
V	%	vanad
Cr	%	chrom
HRC	-	tvrdost dle Rockwella stupnice C
TZ	-	tepelné zpracování
SEM	-	řádkovací elektronová mikroskopie
C	%	uhlík
Ti	%	titan
Fe $\gamma$	-	železo s kubickou plošně středěnou mřížkou (FCC)
Fe – Fe <sub>3</sub> C	-	metastabilní diagram železo uhlík
Co	%	kobalt
Al	%	hliník
Si	%	křemík
QT	-	zušlechtění (kalení + popouštění)
ARA	-	anizotermický rozpad austenitu
HV	-	tvrdost dle Vickerse
T <sub>A</sub>	°C	teplota austenitizaci
G	-	označení velikosti zrna
M <sub>f</sub>	-	konec martenzitické transformace
CHT	-	Conventional Heat Treatment (konvenční tepelné zpracování)
CT	-	Cold Treatment (zmrazování)
SCT	-	Shalow Cryogenic Treatment (mělké zmrazování)
DCT	-	Deep Cryogenic Treatment (hluboké zmrazování)
HB	-	tvrdost dle Brinella
F	N	síla zatěžování
d	mm	střední velikost úhlopříčky

$M_0^{\max}$	Nmm	maximální ohybový moment
$W_0$	mm <sup>3</sup>	modul průřezu zkušební tyče
S	%	síra
P	%	fosfor
Ni	%	nikl
$\overline{HRC}$	-	aritmetický průměr tvrdosti dle Rockwella
$\overline{HV}$	-	aritmetický průměr tvrdosti dle Vickerse
$S_{HRC}$	-	směrodatná odchylka tvrdosti dle Rockwella
$S_{HV}$	-	směrodatná odchylka tvrdosti dle Vickerse
$T_p$	°C	teplota popouštění
PM	-	prášková metalurgie



## I. Úvod

Nástrojové oceli stále patří mezi hlavní materiály, z kterých se dnes vyrábějí nástroje a nářadí pro široké spektrum aplikací. Pro každé použití nástroje vyžaduje specifické užité vlastnosti [1]. Je známo, že finální vlastnosti nástrojové oceli získávají vhodně zvoleným tepelným zpracováním [2], [3].

Předložená diplomová práce částečně navazuje na výsledky bakalářské práce [4] autorky, kdy v závěru bylo doporučeno doplnit popouštěcí křivky nástrojové oceli pro práci za studena X210Cr12 po kalení ve vakuu z teploty 1020 °C, která dosud nebyla v dostupné literatuře uvedena.

Jednou z nejdůležitějších vlastností nástrojových ocelí je odolnost proti opotřebení [5]. V posledních letech je mnoho výzkumných prací zaměřeno na sledování vlivu hlubokého zmrazování zařazeného do cyklu konvenčního tepelného zpracování na zvýšení odolnosti proti opotřebení [6]. Z dostupné literatury je známo, že hluboké zmrazování kromě jiného také ovlivňuje průběh popouštěcích křivek, potažmo finální hodnoty tvrdostí. Nicméně, lze konstatovat, že vliv hlubokého zmrazování na vlastnosti nástrojových ocelí není dosud zcela prozkoumán. Z dostupných výsledků je patrné, že míra tohoto vlivu bude záležet na chemickém složení sledovaného materiálu, parametrech tepelného a kryogenního zpracování. Práce [6] navíc uvádí, že pro stanovení vlivu hlubokého zmrazování na odolnost proti opotřebení v laboratorních podmínkách jsou rozhodující i parametry použité zkoušky.

Cílem předložené diplomové práce je stanovit popouštěcí křivky nástrojové oceli X210Cr12 po kalení ve vakuu z teploty 1020 °C a po hlubokém zmrazování (-196 °C/4 h) vloženým mezi kalení a popouštění.

## II. Teoretická část

### 2.1 Nástrojové oceli

Nástrojová ocel je speciální druh materiálu, který je určen k výrobě nástrojů pro zpracování, zejména obrábění a tváření jiných materiálů, měla by [1]:

1. Plnit svojí funkci, odpovídat potřebné kvalitě v průběhu exploatace.
2. Vykazovat odolnost vůči degradačním procesům.
3. Zaručit požadované mechanické vlastnosti pro danou aplikaci.
4. Zajišťovat odolnost proti opotřebení (vyšším obsahem uhlíku a karbidotvorných prvků) [7].
5. V případě použití za zvýšených teplot odolávat popouštění.

Další požadavky souvisí s typem nástrojové oceli, závisí také na velikosti nástroje, tvaru a jeho použití [1].

Struktura oceli je dána chemickým složením, způsobem výroby, tepelným zpracováním, popřípadě povrchovým zpracováním. Obecně jsou nástrojové oceli ušlechtilé materiály, které musí vykazovat vysokou čistotu a dostatečnou kvalitu. S ohledem na výše uvedené požadavky se musí sledovat stav oceli již od dodání materiálu výrobcem, v různých etapách výroby a v průběhu finálního zpracování nástroje. Pro kontrolu se používá metalografická analýza a mechanické zkoušky [1]. V některých případech je nutno použít i analýzu chemického složení.

Metalografická analýza určuje, zda materiál vyhovuje potřebným požadavkům z hlediska chemického složení a čistoty materiálu. Vyhodnocuje se mikrostruktura oceli, tvar a rozměr karbidů, přítomnost vměstků, jejich tvar, velikost, rozmístění. Pro vstupní, popřípadě výstupní kontrolu, je vhodným pomocníkem měření tvrdosti [8].

V oblasti výzkumu nástrojových ocelí se používá celá řada experimentálních metod. Například [9] sleduje vliv podmínek tepelného zpracování (dále TZ) na vlastnosti vybraných nástrojových ocelí pro práci za studena. V práci je použito měření tvrdosti podle Rockwela (stupnice C), zkouška třibodovým ohybem a měření odolnosti proti

opotřebení metodou Pin-on-Disk. Pro metalografickou analýzu je použita řádkovací elektronová mikroskopie (SEM).

Je známo, že pro každý nástroj z hlediska jeho aplikace jsou předepsány jiné užité vlastnosti. Nejčastěji se uvádí požadovaná tvrdost. Nástroj pro obrábění kovů musí mít velmi vysokou tvrdost [5]. Například pro rychlořeznou ocel S 6-5-2 (6 % W, 5 % Mo, 2 % V), která se používá na obrábění kovů, stříhání za studena a tváření za studena a za tepla je dosahována tvrdost až 66 HRC [10]. Naopak nástroj pracující za studena v dynamických podmínkách musí mít vyšší houževnatost a tím nižší tvrdost [5]. Například ocel X38CrMoV51, která se používá na obrábění nekovů, stříhání a tváření, formy, ruční nástroje dosahuje maximální tvrdosti 54–55 HRC [11], [10].

Tvrdost nástroje je dána tvrdostí matrice neboli základní hmoty a typem, množstvím a rozložením karbidické fáze. Strukturním složkám nástrojových oceli bude v předložené diplomové práci věnována samostatná kapitola.

Další důležitou charakteristikou, u nástrojů pracujících ve více nebo méně dynamických podmínkách, je houževnatost. Někdy pro zvětšení životnosti nástroje je potřeba zvýšit houževnatost i za předpokladu snížení tvrdosti [1].

Stejně jako tvrdost i houževnatost závisí na řadě parametrů:

- Chemické složení oceli, způsob výroby a s tím spojená homogenita
- Houževnatost je přímo úměrná čistotě
- Houževnatost závisí na zvolených parametrech TZ

Tepelnému zpracování nástrojových oceli bude věnována kapitola 2.1.3

### 2.1.1 Rozdělení nástrojových ocelí a jejich značení

Nástrojové oceli lze v současné době rozdělit na základě jejich použití [12] do skupin a podskupin:

- **Nástrojové oceli uhlíkové** [13]

Obsah uhlíku v těchto ocelích se pohybuje od nízkouhlíkových variant až do variant s obsahem uhlíku kolem 1,5 %. V Tabulce 1 jsou uvedeny příklady uhlíkových nástrojových ocelí, jejich použití a obvyklý rozsah uhlíku [14].

Tabulka 1– Použití uhlíkových nástrojových ocelí a obsah uhlíku [14].

Použití uhlíkových nástrojových ocelí	% C
Řezné nástroje	0,7 ÷ 1,4
Střížné nástroje	0,5 ÷ 1,2
Nástroje pracující v režimu dynamického namáhání	max. 1

Nástrojové uhlíkové oceli po TZ získávají tvrdost 62-67 HRC [13]. Tvrdost a pevnost po TZ roste se stoupajícím obsahem do 1 % uhlíku na úkor tažnosti a houževnatosti. Vyšší obsahy uhlíku již ke zvýšení tvrdosti nevedou [12].

Obecně platí, že se uhlíkové nástrojové oceli používají v méně náročných podmínkách: do pracovní teploty 220 °C a řezné rychlosti do 12 m/min, při nedodržení těchto parametrů jejich tvrdost rychle klesá [1] [13].

- **Nástrojové oceli legované**

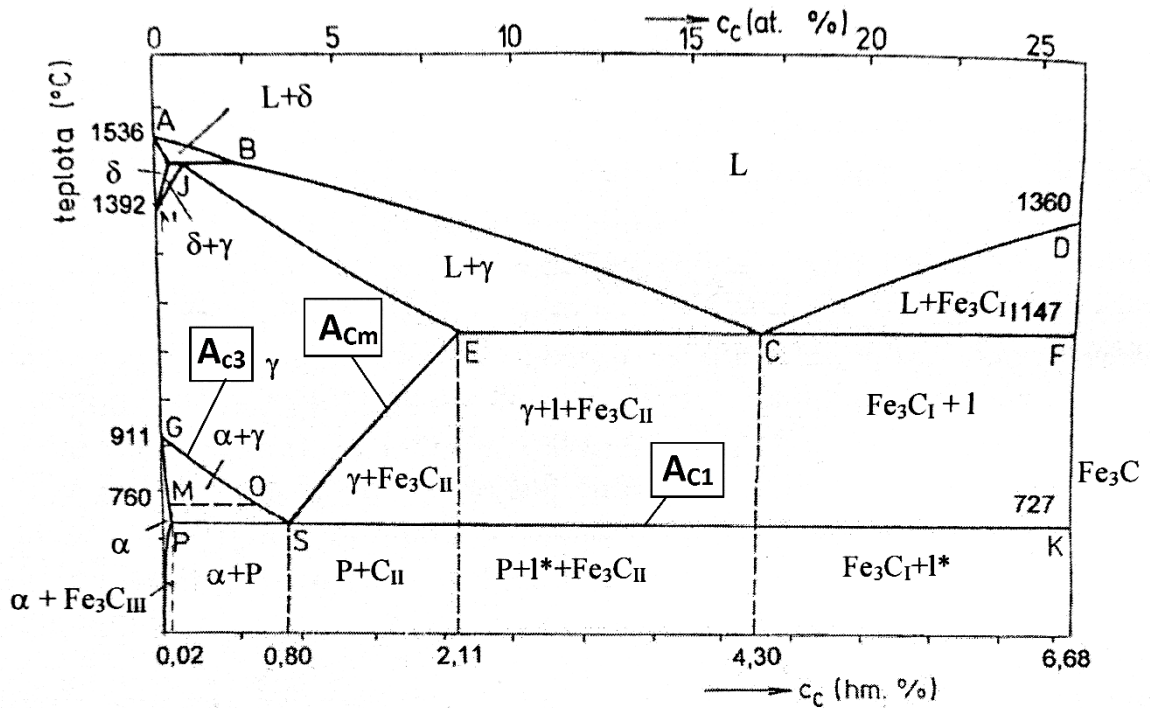
Legované nástrojové oceli se používají pro více namáhané nástroje pracující při teplotách kolem 260 °C a řezné rychlosti do 15 m/min [13].

Oceli této skupiny lze rozdělit na podskupiny podle množství legujících prvků:

- Nástrojové oceli nízkolegované – mají vyhovující prokalitelnost, dostatečnou teplotní stabilitu oproti uhlíkovým ocelím. Celkový obsah legujících prvků u nízkolegovaných ocelí nepřesahuje 5 %.
- Legované nástrojové oceli – celkový obsah legujících prvků je zpravidla více než 5 %, mívají i vyšší obsah uhlíku. Oceli tohoto druhu se používají na nejvíce namáhané nástroje nebo v případě, kdy je potřeba zaručit vysokou stabilitu výroby.

U legovaných oceli lze zvýšit tvrdost přísadou prvků, které tvoří s uhlíkem tvrdé karbidy (V, Cr, W, Mo, případně Ti) [12]. Tyto karbidy pak zajišťují kromě tvrdosti odolnost proti opotřebení, odolnost proti popouštění a při použití vhodných parametrů TZ navyšují prokalitelnost [7], [12].

Vysoký obsah uhlíku a legujících prvků (prioritně Cr) způsobuje posunutí eutektického bodu C a maximální rozpustnosti uhlíku v železe  $\gamma$  (bod E) v metastabilním diagramu Fe – Fe<sub>3</sub>C (Obrázek 1) k nižším obsahům uhlíku. Z toho důvodu jsou ve struktuře těchto ocelí přítomny vysoce stabilní a otěruvzdorné ledeburitické karbidy. Tyto oceli se nazývají ledeburitické [2]. Jejich charakteristické vlastnosti je předurčují k použití v řadě strojírenských aplikací, automobilovém průmyslu, používají se při stavbě vlaků a letadel [2]. Jedním z představitelů ledeburitických oceli je ocel X210Cr12, pro kterou literatura [7] uvádí, že je jednou z neznámějších a nejpoužívanějších ledeburitických nástrojových ocelí. Literatura [10] uvádí, že tato ocel je typická pro nože a razítky na plechy o vysoké pevnosti, používá se na výrobu protlačovacích trnů, nástrojů pro válcování závitů a profilů. Také se používá na tvarové nože a frézy nebo malé formy na tváření nekovových materiálů [4].



Obrázek 1 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe – Fe<sub>3</sub>C [2]

- **Nástrojové oceli rychlořezné (HSS)**

Nástrojové rychlořezné oceli jsou vysoko legované materiály. Celkový obsah legujících prvků je vyšší než 10 %. Hlavními přísadovými prvky jsou: W, Cr, V dále Mo a Co. Tyto oceli mohou pracovat při vysokých rychlostech do 60 m/min při obrábění běžných ocelí (do pevnosti 550 MPa). Při obrábění slitin Al a Si, kdy dochází k ohřevu nástroje až do teploty okolo 500 °C [15], mohou HSS pracovat až při rychlostech do 200 m/min. Tyto oceli obecně mají vysokou odolnost proti popouštění a opotřebení, dosahují tvrdosti v rozsahu 64-68 HRC [7], [13].

Na základě platné normy ČSN EN 10027, lze nástrojové oceli označovat dvěma způsoby [16] a [17]: stavba značkami a číselným označováním, jak je uvedeno v Tabulce 2 [18].

Tabulka 2 – Stavba značek a systém číselného označování nástrojových ocelí

Skupiny oceli	Stavba značek nástrojových ocelí	Systém číselného označování nástrojových ocelí 1. XX XX XX 1 – ocel XX – číslo skupiny ocelí XX XX – pořadové číslo
<b>Nelegované nástrojové oceli (střední obsah Mn &lt;1 %)</b>	<b>CnnnU</b> + přídavné symboly pro výrobky, kde <b>C</b> – uhlík <b>nnn</b> – stonásobek střední hodnoty obsahu uhlíku <b>U</b> – na nástroje Příklad: C70 U+QT (0,7 %C), zušlechťeno	Číslo skupiny 15–18, dělí se podle obsahu uhlíku.  Příklad: 1.1620 (C70 U)
<b>Nelegované nástrojové oceli (střední obsah Mn ≥ 1 %) a středním obsahem legujících prvků &lt;5 %</b>	<b>nnna n-n</b> + přídavné symboly pro výrobky, kde <b>a</b> – chemické značky legujících prvků podle obsahu <b>n-n</b> – střední obsah příslušných prvků vynásobené takto: Cr, Co, Mn, Ni, Si, W čtyřikrát, Mo a V desetkrát Příklad: 90 MnCrV8 (0,9 %C, 2 %Mn)	
<b>Legované nástrojové ocelí</b>	Obsah minimálně jednoho legujícího prvku ≥ 5 %: <b>PM X nnn a n-n</b> + přídavné symboly pro výrobky, kde <b>PM</b> – přidává se, pokud ocel je vyrobena práškovou metalurgie <b>X</b> – střední obsah nejméně jednoho prvku ≥ 5 % <b>n-n</b> – střední obsah příslušných prvků zaokrouhlené na nejbližší vyšší číslo Příklad: X210CrW12 (2,1 % C, 12 % Cr)	Dělí se podle obsahu hlavních legujících prvků: <ul style="list-style-type: none"> <li>• Cr</li> <li>• Cr-Si, Cr-Mn, Cr-Mn-Si</li> <li>• Cr-V, Cr-V-Si, Cr-V-Mn, Cr-V-Mn-Si</li> <li>• Cr-Mo, Cr-Mo-V, Mo-V (příklad: 1.2436 = X210CrW12)</li> <li>• W, Cr-W</li> <li>• W-V, Cr-W-V</li> <li>• Ni</li> <li>• ostatní, příklad: 1.2842 (90MnCrV8)</li> </ul>
<b>Rychlořezné oceli</b>	<b>PM HS n-n a</b> + přídavné symboly pro výrobky, kde <b>HS</b> – rychlořezné oceli <b>a</b> – symboly pro TZ Příklad: HS-6-5-2	Rychlořezné oceli s obsahem Co Rychlořezné oceli bez Co Příklad: 1.3339 (HS-6-5-2)

## 2.1.2 Strukturní složky nástrojových ocelí

Jak již bylo uvedeno, struktura nástrojové oceli je tvořena základní kovovou hmotou neboli maticí a v ní uloženou karbidickou fází různého druhu, velikosti, původu a množství. Tyto dvě základní strukturní složky v procesu výroby, zpracování a použití nástroje musí být jako vzájemně fungující články. Pokud jeden z nich bude nevyhovujícího stavu dojde k tomu, že nástroj částečně nebo vůbec nebude schopen plnit svojí funkci. Karbidická fáze, kromě zvýšení tvrdosti a otěruvzdornosti nástrojové oceli, ovlivňuje řezivost, obrobiteľnosť, svařitelnost. Stav matrice nejvíce ovlivňuje pevnost materiálu a houževnatost [1].

Je vhodné popsat každou strukturní složku nástrojových materiálů zvlášť.

Matrice nástrojových ocelí po konečném TZ je tvořena martenzitem a zbytkovým austenitem. Martenzit je přesycený tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$ . Jeho podstatou je vysoká pevnost a tvrdost. Vzniká při nadkritické rychlosti ochlazování oceli z kalící teploty.

Zbytkový austenit je druhou nejměkčí složkou po feritu, v některých případech může příznivě ovlivňovat tvárnost a houževnatost oceli. Vznik zbytkového austenitu je zapříčiněn charakterem martenzitické přeměny, díky kterému není možná transformace veškerého austenitu. Obecně platí, že přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře je nežádoucí, protože snižuje tvrdost zakalené oceli a může docházet k jeho samovolné přeměně na feriticko-karbidickou směs bainitického typu [19].

Vznik karbidů v matici je podmíněn přítomností karbidotvorných legujících prvků, z nichž nejvýznamnějším je Cr. Tvrdost vyloučených karbidických částic je vždy větší než tvrdost matrice a tím vzrůstá odolnost proti opotřebení a životnost nástroje. Požadavkem na nástroje jsou homogenní mechanické vlastnosti, kterých lze dosáhnout rovnoměrným rozložením karbidů. Pro dosažení dobrých užitných vlastností je potřeba dbát na vyloučení jemných karbidů. Nežádoucím činitelem je karbidická řádkovitost [20].

Pro TZ nástrojových ocelí je důležitá charakteristika karbidických částic. Karbidické fáze se liší svým chemickým složením, tvrdostí a termickou stabilitou. Některé karbidy



se rozpouštějí během austenitizace již při nižších teplotách, jiné karbidy zůstávají v nerozpuštěném stavu až do teploty solidu [21].

Typické karbidické fáze u nástrojových ocelí:

- $M_3C$  – cementitický karbid, tvrdost cca 990 HV 0,1, je typický v uhlíkových (nelegovaných) ocelích i v ocelích s nízkým obsahem legur, jako Cr, W, Mo. Vznik karbidu je způsoben převážně prvky, které jsou přítomny z hutní výroby, např. Mn [1], [2].
- $M_{23}C_6$  – chromový karbid, tvrdost cca 1000–1100 HV 0,1, je typický pro oceli s nízkým obsahem C a větším obsahem Cr. Má podstatně nižší tvrdost a menší termickou stabilitu než ostatní karbidy. Při ohřevu na kalící teplotu se zcela rozpustí, chrom a uhlík přechází do tuhého roztoku a zvyšují prokalitelnost oceli.  $M_{23}C_6$  ve formě částic je do velikosti 5  $\mu\text{m}$  [1], [2].
- $M_7C_3$  – chromový karbid, tvrdost cca 1600–1800 HV 0,1, obsahuje větší množství C, má větší tvrdost a lepší teplotní stabilitu než  $M_{23}C_6$ . Typický u ledeburitických oceli [1], [2]. Z literatury [21] je známo, že tyto karbidy jsou při teplotě 1100 °C zcela rozpouštěny v matici.
- $M_6C$  – typický karbid rychlořezných ocelí, tvrdost cca 1200–1300 HV 0,1. Je tvořen W a Mo. Při ohřevu na kalící teplotu se zčásti rozpustí v austenitu, zčásti zůstává zachován a omezuje růst zrna austenitu. Eutektická část karbidu při kalení se nerozpouští vůbec. [1], [2]
- $M_2C$  – typický karbid rychlořezných ocelí, tvrdost cca 1700–1900 HV 0,1 má však nižší termickou stabilitu než  $M_6C$ . Podstatu této karbidické fázi tvoří Mo. Precipitují ve struktuře při popouštění 500-600 °C. [1], [2]
- MC – typický karbid ledeburitických oceli, tvrdost cca 2200–3000 HV 0,1, tvořen přednostně V, ale chemické složení karbidu spíše závisí na složení oceli, na podmínkách krystalizace a TZ. Jemné velmi tvrdé karbidy, které se při austenitizaci jen zčásti rozpustí, zabraňují zhrubnutí austenitického zrna. Dále precipitují ve struktuře při popouštění 500-600 °C. Autor prací [21] uvádí, že karbidy MC se rozpouštějí do matrice až při teplotě 1150 °C a to pouze v omezeném množství.

Autoři [2] a [6] uvádí, možnost rozdělení karbidu v nástrojových ocelí z hlediska původu:

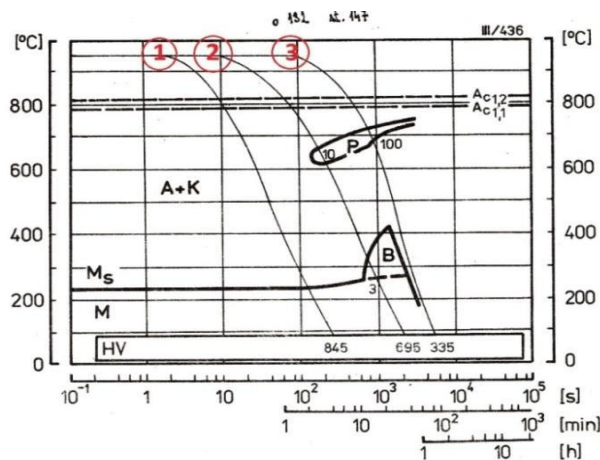
- Primární karbidy mají tendence vylučovat se z taveniny během tuhnutí (u nadeutektických bílých litin).
- Eutektické karbidy vznikají během eutektické přeměny. Typ daných karbidů závisí na legujících prvcích. Například u chromové ledeburitické oceli vzniká eutektický karbid typu  $M_7C_3$ . Eutektické karbidy stejně jako primární karbidy se nerozpouštějí v austenitu, a proto se neúčastní aktivně procesu TZ. Také jsou schopné brzdit růst austenitického zrna [2].
- Sekundární karbidy se vylučují mezi teplotou solidu a  $A_1$  (viz Obrázek 1). Působení sekundárních karbidů může být jak pozitivní, tak i negativní. Pozitivním účinkem je, že během jejich rozpouštění v průběhu ohřevu a výdrže na austenitizační teplotě dochází k obohacení austenitu uhlíkem a legujícími prvky, tím se zvyšuje kalitelnost a prokalitelnost oceli. Negativně působí jen ty sekundární karbidy, které se během austenitizace nerozpustili [2], [21]. Tyto karbidy ovlivňují růst austenitického zrna – čím menší karbid, tím silnější brzdící účinek na růst zrna. Austenitizační teplota musí být tak vysoká, aby se větší množství sekundárních karbidů rozpustilo.

Vzájemná souvislost mezi karbidickými fázemi a TZ nástrojových ocelí bude blíže vysvětlena v následující kapitole.

### 2.1.3 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

Pro dosažení požadovaných mechanických a technologických vlastností u nástrojových ocelí je potřeba provést tepelné zpracování. Konkrétní druh TZ je charakterizován parametry: rychlost a průběh ohřevu na požadovanou teplotu, doba výdrže na této teplotě a rychlost ochlazování z ní. Průběh teplotního cyklu závisí na účelu TZ a na rozměrech zpracovávané součásti. Obecně platí, že rovnovážné strukturní složky (viz Obrázek 1) jsou ve struktuře ocelí po žhání. Nerovnovážné strukturní složky jsou zajišťovány kalením a jejich přítomnost lze predikovat podle diagramu anizotermického rozpadu austenitu (ARA) pro příslušnou ocel. Na Obrázku 2 je příklad ARA diagramu pro ocel X210Cr12.

Jsou v něm vyznačeny tři rychlosti ochlazování. Je-li ocel ochlazována rychlostí 3, výsledná struktura je perlitická a tomu odpovídá tvrdost 335 HV. Pro převod hodnot tvrdostí lze použít tabulku dle normy ČSN EN ISO 182 65. Tvrdost 335 HV = 33,8 HRC. Je-li ocel ochlazována rychlostí 2, struktura je tvořena perlitem, bainitem, martenzitem a zbytkovým austenitem a tomu odpovídá tvrdost 695 HV = 59,9 HRC. Rychlost 3 je nadkritická rychlost ochlazování, ve struktuře po kalení je martenzit a zbytkový austenit, dosahovaná tvrdost dle Vickerse je 845, což dle převodních tabulek odpovídá 65,3 HRC. [4]



Obrázek 2 ARA diagram pro ocel X210Cr12: austenitizační teplota 980 °C [4]

Hutní výrobky z nástrojových ocelí jsou obvykle dodávány ve stavu po žíhání na měkko. Nástroje pak získávají konečné vlastnosti kalením a následným popouštěním.

**Žíhání na měkko** – cílem je vytvořit strukturu globulárního perlitu, jinými slovy strukturu tvořenou základní feritickou hmotou a globulárními karbidy. Důsledkem tohoto TZ je nižší tvrdost oceli, lepší obrobiteľnosť a tváriteľnosť za studena. Struktura materiálu po žíhání na měkko je obvykle výchozí strukturou před konečným TZ. Tento způsob žíhání se provádí také před opravným kalením nástroje nebo před kalením renovovaných nástrojů [4]. Obvykle se teploty při žíhání na měkko pohybují těsně pod teplotou Ac<sub>1</sub> (viz Obrázek 1) [4].

U více legovaných nástrojů je sféroidizace cementitových lamel zpomalena, proto se používají žíhací teploty mírně nad Ac<sub>1</sub>. Doba výdrže na teplotě se pohybuje

v rozmezí 2 - 4 hodin a závisí na chemickém složení a na rozměru zpracovávané součásti. Vsázka se ochlazuje v peci [5].

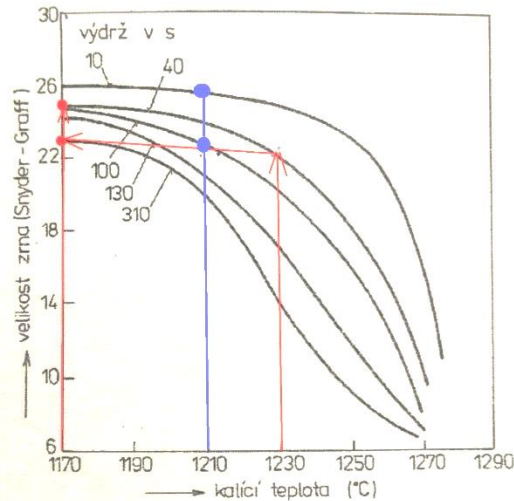
Jak již bylo uvedeno, nástroje získávají konečné vlastností kalením a následným popouštěním (konvenční TZ).

**Kalení** – spočívá v ohřevu na austenitizační teplotu, vydrží a ochlazení nadkritickou rychlostí (viz Obrázek 2). Austenitizační teplota musí být zvolena tak vysoko, aby došlo i k rozpuštění přiměřeného množství karbidů, tím obohacení austenitu uhlíkem a dalšími prvky, které jsou obsažené v karbidech. Výše austenitizační teploty závisí na chemickém složení oceli, velikosti zpracovávané součástí a na použitém zařízení pro ohřev. Literatura [5] uvádí, že pro každou značku oceli je stanovena horní a dolní hranice kalící teploty. Volba konkrétní kalící teploty v stanoveném rozmezí se řídí především druhem nástroje, jeho tvarem, rozměrem a způsobem namáhání během používání.

Tak například u oceli podeutektoidní se kalící teplota pohybuje mírně nad teplotou přeměny  $A_{C3}$ . U chromové ledeburitické oceli a u oceli rychlořezné probíhá austenitizace při relativně vysokých teplotách 1000 až 1200 °C [5].

Je známo, že i při malém překročení doporučené austenitizační teploty nebo výdrže na této teplotě dochází k nežádoucímu nárůstu austenitického zrna.

Na Obrázku 3 je uvedena závislost velikosti zrna na teplotě a čase austenitizace v solné lázni pro ocel S 600 (0,8 – 0,9 % C, 3,8 – 4,6 % Cr, 5 % Mo, 5,5 – 7 % W, 1,5 – 2 % V) [2]. Z obrázku je patrné, že při výdrží 40 s a s narůstající teplotou austenitizaci (dále  $T_A$ ) z 1170 °C na 1230 °C (červeně vyznačeno) velikost zrna roste z čísla G 25 na číslo G 23. Číslo G je označení pro velikost zrna dle normy, podle které se určuje. Při  $T_A$  1210 °C a s narůstajícím časem austenitizace z 10 s na 100 s (modře vyznačeno) zrno naroste z čísla G 25,5 na číslo G 23. Pro tento jev se v odborné literatuře používá výraz přehřátí. Platí, že k přehřátí jsou více náchylné oceli vyrobené konvenční metalurgií než oceli vyrobené práškovou metalurgií. Tuto skutečnost pro PM HSS Vanadis 30, například dokládají výsledky práce [22].



Obrázek 3 Velikost zrna v závislosti na teplotě a čase austenitizace v solné lázni, ocel S 600 [2]

Vysokolegované nástrojové oceli mají nízkou tepelnou vodivost, proto se ohřev na austenitizační teplotu musí vždy provádět stupňovitě. Cílem stupňovité austenitizace je zamezení vzniku nežádoucího pnutí v materiálu. První stupeň ohřevu odpovídá teplotě 450-500 ° C [2], účelem je srovnat teploty mezi povrchem a jádrem kalené součásti, kdy dochází k poklesu meze kluzu materiálu [2], [21]. Nerovnoměrný ohřev by mohl způsobit vznik deformace. Pak následuje druhý stupeň ohřevu. Teplota výdrže se volí těsně pod teplotu  $A_{c1}$  příslušné oceli [21]. Záměrem je opět vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem, a to dřív, než dojde k fázové přeměně, která způsobuje objemové změny. V některých případech se používá i třetí stupeň ohřevu kolem 900 ° C. [2].

Po předepsané výdrži na kalicí teplotě se ocel musí ochladit nadkritickou rychlostí ve vyhovujícím prostředí tak, aby došlo k maximálnímu rozpadu austenitu na martenzit [4]. Rychlost ochlazování vyšší než je bezpodmínečně nutné k dosažení maximální tvrdosti, je nežádoucí vzhledem k riziku vzniku nadměrných deformací, velkých vnitřních pnutí nebo kalících trhlin [5].

Z hlediska provozu, které zajišťují TZ, je proces kalení obecně ovlivněn celou řadou parametrů, mezi které patří [5]:

- Způsob ohřevu (elektrická pec, vakuum, solná lázeň apod.)
- Poloha v peci (na stojato, zavěšené díly apod.)

- Ochrana povrchu proti oduhličení a okujení (ochranné nátěry, použití ochranné atmosféry, ohřev ve vakuové peci)
- Rychlost ohřevu, popřípadě počty přehřevů
- Volba vhodného ochlazovacího prostředí

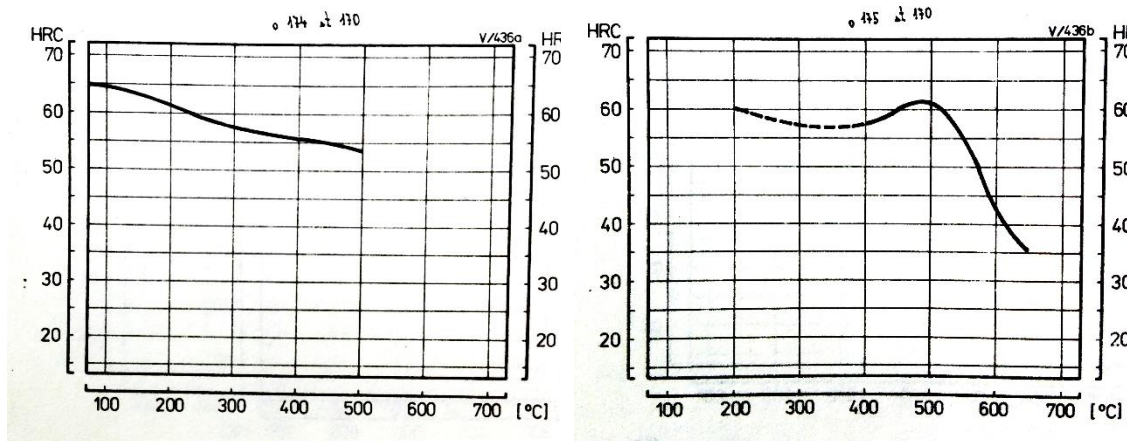
Po kalení je struktura nástrojových ocelí tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem (ZA) a karbidy. Tyto strukturní složky již byly popsány v kapitole 2.1.2

Je známo, že martenzitická přeměna nikdy nedobíhá do 100 %, v zakalené struktuře je vždy přítomen podíl zbytkového austenitu, který je tím větší, čím vyšší je obsah uhlíku a legujících prvků [4]. Vzhledem k velkému množství legujících prvků v nástrojových ocelí je třeba, pro zajištění maximální martenzitické transformace, provádět vícenásobné popouštění. Pro zamezení stabilizace zbytkového austenitu ve struktuře je třeba popouštění provádět bezprostředně po kalení.

**Popouštění** – z výše uvedeného je patrné, že finální vlastnosti nástroje kromě jiného budou ovlivňovat parametry popouštění.

Výše popouštěcí teploty se řídí podle požadované tvrdosti nebo pevnosti nástroje, případně dalších potřebných mechanických vlastností. Literatura [5] a [2] uvádí, že některé nástroje je vhodné popouštět v rozmezí teplot 150 až 300 °C (nízkoteplotní popouštění). U jiných nástroje se používá tzv. vysokoteplotní popouštění v rozmezí 520 až 580 °C. Obecně platí, že s narůstající teplotou popouštění dochází k poklesu výsledné tvrdosti. U vysokolegovaných nástrojových ocelí dochází při vysokoteplotním popouštění a po kalení z vyšších teplot k nárůstu tvrdosti. Tento jev se nazývá sekundární tvrdost. Je způsoben precipitací velmi jemných karbidů. Jedná se o tzv. popouštění na sekundární tvrdost, které je charakteristické pro legované a rychlořezné oceli a vyšší kalicí teploty.

Příklad popouštěcích křivek pro ocel X210Cr12 po kalení z teploty 960 °C a z teploty 1060 °C je na Obrázku 4 a, b. Z obrázku je patrné uplatnění sekundární tvrdosti u této oceli po kalení z teploty 1060 °C do oleje.



Obrázek 4 Popouštěcí křivky pro ocel X210Cr12 [5]

- a) kaleno 960 °C/olej, popouštěno 1x2h      b) kaleno 1060 °C/olej, popouštěno  
1x2h

**Zmrazování** – tento způsob zpracování slouží ke snížení podílu a stabilizaci zbytkového austenitu u nástrojových ocelí s teplotou konce martenzitické přeměny ( $M_f$ ) nižší než 0 °C. Jak již bylo uvedeno, zbytkový austenit je druhou nejměkčí složkou po feritu a způsobuje pokles tvrdosti nástrojů a také zvýšení vnitřních pnutí při jeho rozpadu při normální teplotě. Dále lze v dostupné literatuře najít konstatování, že po zmrazování jsou ve struktuře vyloučeny velmi jemné sekundární karbidy, které vedou ke zvýšení odolnosti proti opotřebení [6].

Zmrazování je vhodné používat při vyšších požadavcích na rozměrovou stálost součástí (nástroje). Autoři [5] a [3] uvádí, že ve většině případů stačí zmrazení na teplotu -80 °C (směs lihu a tekutého oxidu uhličitého – suchý led), u vysoce legovaných ocelí se používá zmrazení až na -196 °C v tekutém dusíku.

Zmrazování neboli kryogenní zpracování se vkládá do konvenčního cyklu tepelného zpracování (z anglického jazyka Conventional Heat Treatment, dále CHT), které se u vysokolegovaných nástrojových ocelí skládá z austenitizace, kalení a následného několikanásobného popouštění.

Autorka ve své práci [6] uvádí rozdělení kryogenního zpracování podle použité teploty zpracování na:

- Cold Treatment (CT) zmrazování, které probíhá při teplotě cca -80 °C

- Shallow Cryogenic Treatment (SCT) je to mělké kryogenní zpracování. Zmrazování probíhá v rozmezí teplot od  $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$  až do  $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$
- Deep Cryogenic Treatment (DCT) je to hluboké kryogenní zpracování, které probíhá v rozmezí teplot od  $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$  do  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Autorka předložené diplomové práce bude DCT používat v experimentální části.

Literatura [2] uvádí, že pro zajištění maximální odolnosti proti opotřebení je potřeba dodržovat následující postup DCT:

1. Ohřev na austenitizační teplotu doporučenou výrobcem pro konkrétní druh oceli
2. Vydrž na austenitizační teplotě dle doporučení výrobcem oceli
3. Ochlazení nadkritickou rychlostí (pro vznik maximálního množství martenzitu)
4. Vydrž na teplotě cca  $60\text{ }^{\circ}\text{C}$  po dobu max. 1 hodiny
5. Pomalé ochlazení na teplotu  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ , aby nedošlo ke vzniku trhlin
6. Minimální vydrž na této teplotě 24 hodiny
7. Pomalý ohřev na pokojovou teplotu pro zamezení vzniku trhlin
8. Popouštění dle doporučení výrobce pro danou ocel

Z dostupné literatury však vyplývá, že výše uvedený postup není jediný možný. Zmrazování při teplotě  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  se používá i s výdrží výrazně kratší než 24 hodin, někteří autoři také uvádějí výdrže delší [6].

Práce [2], [6], [23] uvádí že u nástrojových ocelí, při použití DCT dochází k posunu piku sekundárních tvrdosti. Tato skutečnost může vést k tomu, že po DCT je dosažena nižší tvrdost než po CHT. Z uvedeného je patrné, že pro zvolení vhodných podmínek DCT je nutné znát příslušnou popouštěcí křivku.

Například [2] uvádí, že po DCT u oceli X155CrVMo12 1 lze dosáhnout tvrdosti kolem 67 HRC, což je o 4 HRC více než po CHT. Naopak [6] uvádí, že pro PM Vanadis 6 po DCT je tvrdost o 3–4 HRC nižší než po CHT.

## 2.2 Metody hodnocení vlastností nástrojových ocelí

Jak už bylo uvedeno, výsledné vlastností nástroje oceli ovlivňují jejich chemické složení, způsob primární výroby a parametry použitého TZ.



Chemické složení oceli se nejčastěji analyzuje pomocí spektroskopie. K hodnocení strukturních změn se v běžné praxi používá světelná mikroskopie, pro podrobnější metalografickou analýzu řádkovací elektronová mikroskopie (SEM), případně transmisní elektronová mikroskopie (TEM).

Podle způsobu použití nástrojových ocelí je u nich vyžadováno zajištění následujících vlastností [5]:

- tvrdost
- pevnost
- houževnatost
- odolnost proti popouštění
- kalitelnost a prokalitelnost
- odolnost proti otěru a řezivosti
- stálost rozměrů

V následujících kapitolách budou podrobněji rozebrány nejdůležitější a nejpoužívanější metody hodnocení nástrojových ocelí.

### 2.2.1 Zkoušky mechanických vlastností nástrojových ocelí

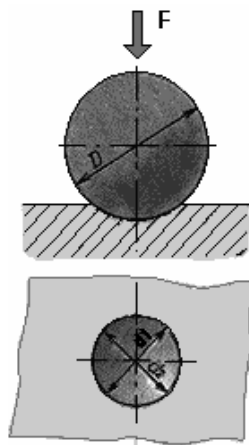
**Zkouška tvrdosti podle Brinella**, je nejstarší zkouškou, je popsána normou ČSN EN ISO 6506-1 [24], schéma zkoušky je uvedeno na Obrázku 5. U nástrojových ocelí se používá pouze v případě stavu po žíhání na měkko. Například výrobce konvenčních nástrojových oceli POLDI pro ocel 55NiCrMoV7 uvádí že tvrdost po žíhání na měkko je max. 248 HB, ocel v zušlechťeném stavu cca 380 HB [10]. Firma Böhler Uddeholm u oceli pro práci za studena vyrobenou práškovou metalurgií (PM) Vanadis 6 dodává materiál ve stavu po žíhání na měkko s tvrdostí 255 HB [25].

**Tvrdost podle Vickerse**, je nejrozšířenější zkouškou v Evropě [8]. Zkouška je popsána normou ČSN EN ISO 6507–1 [26], schéma zkoušky je uvedeno na Obrázku 6.

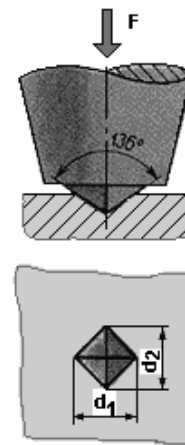
Zkušební zatěžující síla bývá 10–1000 N (na starších měřících přístrojích se používá zátěž v kilopondech). Podle současně platné normy je použitá zátěžná síla v kilopondech

patrna ze zápisu výsledku hodnoty tvrdosti. Například pro tvrdost šroubováku z oceli 50CrV4 (58CrV4) je výrobcem požadovaná tvrdost po předepsaném TZ je v rozsahu 665 až 706 HV30 [27].

Tvrdost podle Vickerse se vyjadřuje bezrozměrně. Danou metodu měření lze použít pro všechny úrovně tvrdosti. Zkouška tvrdosti podle Vickerse má jedinou stupnici a je velmi přesná. V rozsahu zátěže 10-30 kp, nebo 30-100 kp nejsou naměřené hodnoty závislé na zatěžující síle.



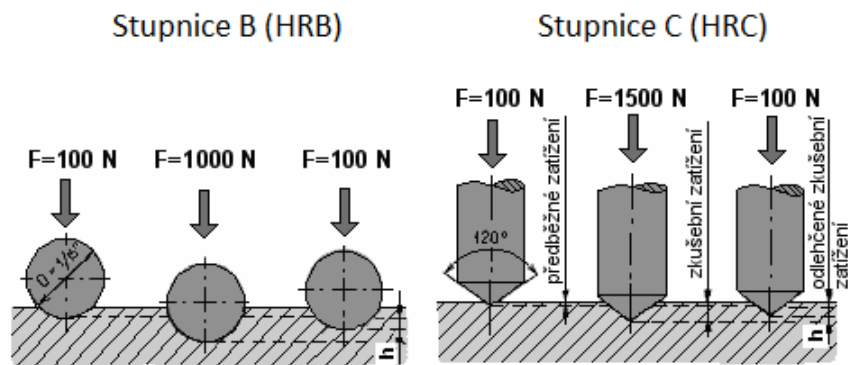
Obrázek 5 Zkouška tvrdosti podle Brinella [28]



Obrázek 6 Zkouška tvrdosti podle Vickerse [29]

**Zkouška tvrdosti podle Rockwella** pochází z USA [8], je popsána normou ČSN EN ISO 6508–1 [30], schéma zkoušky je uvedeno na Obrázku 7. Pro měření tvrdostí nástrojových ocelí se nejčastěji používá stupnice C této metody.

Zkouška tvrdosti podle Rockwella je rychlá, snadná a vpichy jsou velmi malé (max. hloubka 0,2 mm). Je vhodná pro běžnou kontrolu velkých sérií výrobků [31].

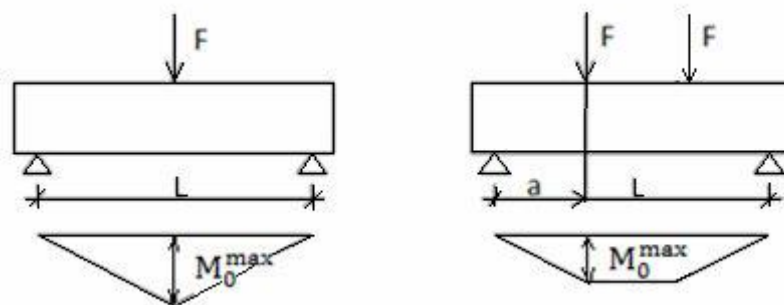


Obrázek 7 zkouška tvrdosti podle Rockwella (HRB, HRC) [31]

Metoda měření tvrdostí podle Rockwella stupnici C se doporučuje používat pro rozsah tvrdostí 20–67 HRC [8].

V dané diplomové práci budou měřeny tvrdosti HV10 a HRC.

**Pevnost.** U ocelí s vysokou pevností, ke kterým patří nástrojové oceli, se pro hodnocení mechanických vlastností obvykle používá zkouška třibodovým nebo čtyřbodovým ohybem [4], [21]. Zkouška je popsána normou ČSN EN ISO 7438 [32], kde není zcela přesně definován tvar ani rozměr vzorků. Zkušební vzorkem může být tyč jak obdélníkového, tak i kruhového průřezu. Při zkoušce je tyč položena na dvou podpěrách [8], [32]. Schéma zkoušky obou provedení je na Obrázku 8.



Obrázek 8 Schematické znázornění zkoušky třibodovým ohybem (vlevo) zkoušky čtyřbodovým ohybem (vpravo)

Za pevnost v ohybu se bere maximální hodnota tahového napětí působícího na povrchu tyče v okamžiku lomu [8].

Hodnota pevnosti v ohybu je dána vztahem:  $R_{mo} = \frac{M_{0max}}{W_0}$  [MPa] [8], kde,  $M_0^{max}$  je maximální ohybový moment a  $W_0$  – modul průřezu.

Literatura [2] uvádí, že u ocelí ledeburitického typu se ve většině případů zkouškou ve statickém tříbodovém ohybu hodnotí houževnatost materiálu. Autorka používala v předcházející práci pro hodnocení vlivu tepelného zpracování na užité vlastnosti nástrojové oceli X210Cr12 [4] zkoušku tříbodovým ohybem. Bylo zjištěno, že například při kalení uvedené oceli do soli (z teploty 930 °C) je vidět mírný pokles pevnosti v tříbodovém ohybu s rostoucí teplotou popouštění. Naopak při kalení ve vakuu (1020 °C) se pevnost v tříbodovém ohybu s rostoucí teplotou popouštění v rámci směrodatné odchylky výrazně neliší.

**Houževnatost.** V některých případech jsou pro životnost nástrojů nebezpečná dynamická namáhání. Nástroje musejí mít dostatečnou houževnatost, aby nedocházelo k jejich prasknutí.

Houževnatost nástrojů závisí na řádě faktorů [5]:

- Houževnatost bývá přímo úměrná tvrdosti: s klesající tvrdostí (to znamená s klesající obsahem C) roste houževnatost oceli (výjimkou je popouštěcí křehkost a stárnutí).
- Houževnatost lze zlepšit legujícími prvky, zejména Ni.

Rozhodujícím faktorem je i struktura oceli. Důležité je, aby po TZ byla struktura materiálu homogenní, jemnozrnná a s minimálním vnitřním pnutím. Neméně podstatnou je velikost, druh a rozložení karbidů [5].

U nástrojových ocelí je vhodné znát provozní teploty nástroje. Literatura uvádí [5], že s rostoucí provozní teplotou bývá požadována vyšší houževnatost oceli.

Pro stanovení vrubové houževnatostí u nástrojových oceli se může používat zkouška rázem v ohybu. Používají se dvě metody: podle Charpyho, kdy je vzorek při zkoušce položen na dvě podpěry, a podle Izoda, kdy je vzorek uchycen za jeden konec (letmo). Nejznámější je ale zkouška rázem v ohybu metodou Charpyho

dle ČSN EN ISO 148-1 [33]. Podstata zkoušky spočívá v měření množství energie potřebné na přeražení zkušebního tělesa.

## 2.2.2 Odolnost proti opotřebení a její testování

Opotřebení nástroje je nežádoucí proces, který vzniká při vzájemném působení funkčních částí nástroje a zpracovávaného materiálu. Měřítkem opotřebení není jen úbytek materiálu, ale i celková změna funkčnosti nástroje. Daný proces zhoršuje funkci a vede k předčasnému vyřazení nebo k úplnému porušení nástroje. Opotřebení se projevuje jako odstraňování nebo přemísťování částic hmoty z funkčního povrchu nástroje [34], [35].

Technolog jedné zakázkové kalírny uvádí, že na základě své dlouholeté praxe spatřuje tři hlavní příčiny, proč dochází k opotřebení (destrukci) nástroje a čím je ovlivněna jeho životnost:

- koncepce a konstrukce nástroje, včetně volby materiálů (60 %)
- TZ materiálu nástroje (10 %)
- podmínky provozu nástroje (30 %)

Autorka předložené diplomové práce odhaduje, že míra uplatnění jednotlivých příčin ovlivnění životnosti nástroje bude kromě jiného dána tím, zda se jedná o selhání lidského faktoru nebo techniky.

Procesy opotřebení se rozdělují na 6 základních druhů. Je to opotřebení adhezivní, abrazivní, erozivní, kavitační, únavové a vibrační. Během provozu se u nástrojů může uplatnit i více druhů opotřebení současně [36]. Dále jsou uvedeny ty druhy opotřebení, které se většinou vyskytují u nástrojů.

**Adhezivní opotřebení** vzniká u styčných povrchů, které nejsou hladké. Nerovnosti v místě styku způsobují vznik plastické a elastické deformace povrchů, přecházející v rýhování a vytváření svarových spojů, následně může dojít k zadření. Charakteristický pro adhezivní opotřebení je velký součinitel tření. Při adhezi dochází k vytrhávání a přenosu částic z třecích ploch [36], [34].

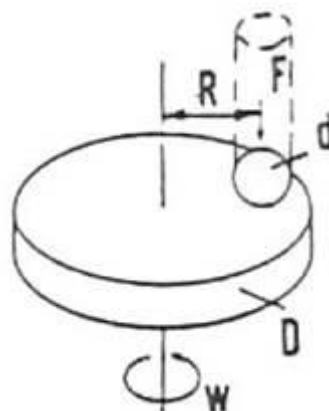
**Abrazivní opotřebení** je velmi intenzivní degradační proces, patří mezi dominantní druhy opotřebení [36]. Vzniká při kluzném pohybu za současného silového působení abrazivních částic a povrchu nástroje. Při daném opotřebení dochází k oddělování a přemísťování částic materiálu nástroje. Pohyb částic nacházející se mezi funkčními povrchy může být volný nebo vázaný v zpracovávaném materiálu [34].

**Únavové opotřebení** je charakteristické postupnou kumulací poruch ve vrchní vrstvě materiálu funkční plochy při opakovaném kontaktním zatížení. Dochází k takovému druhu opotřebení silovým, cyklicky se opakujícím, stykem dvou těles [36].

Pro stanovení velikosti opotřebení existuje řada tribologických zkoušek. Vyhodnocuje se například velikost váhového nebo objemového úbytku, součinitel tření v průběhu zkoušky, nebo se hodnotí charakter opotřebení jako takového.

Jednou z nejrozšířenějších tribologických zkoušek pro nástrojové oceli je metoda Pin - on - Disc.

Pro zkoušku opotřebení Pin – on – Disc se používá zařízení s elastickým ramenem, v němž je uchycen přípravek, do kterého se vkládá pin (se zaoblenou špičkou), schematicky znázorněno na Obrázku 9. Pin je umístěn kolmo na vzorek ve tvaru plochého kruhového kotouče. Zkušební stroj může otáčet buď diskem nebo pin se otáčí kolem středu disku. V obou případech vznikne na povrchu disku kluzná drážka, v některém případě může dojít i k opotřebení kuličky. Zkouška a její vyhodnocení je popsáno normou [36]. Nezbytnou součástí je i třecí snímač. [37], [38]



Obrázek 9 Schéma zkoušky Pin-on-Disc [37]

Výsledky velikosti opotřebení a průběh koeficientu tření jsou závislé na těchto podmínkách [38]:

- mechanické a fyzikální vlastnosti materiálu měřeného vzorku a kuličky (velikost stykové plochy – geometrie "PIN(u)", stav a kvalita povrchu vzorku)
- okolní prostředí (vlhkost, teplota) a přítomnost mazací látky
- teplota povrchu vzorku
- počet cyklů event. doba trvání testu
- relativní rychlost pohybu mezi kuličkou a vzorkem
- zatěžující síla

Existují i jiné metody na hodnocení odolností proti opotřebení. Autor v své práci [39] porovnává tři různé metody: metoda pin-on-disc, metody cylinder-on-cylinder a metodu load-scanner, kdy po sobě vzájemně klouzají dva zkřížené válce při konstantní rychlosti. Testy byly provedené na oceli Vanadis 6. Práce uvádí, že metoda pin-on-disc je často používanou metodou pro hodnocení odolností proti opotřebení ocelí pro práci za studena, ale má omezené možnosti při hodnocení opotřebení spojených s přenosem materiálu. Naopak vhodnou zkouškou pro toto sledování, je zkouška load-scanner.

## III. Experimentální část.

### 3.1 Experimentální materiál

Experimentálním materiálem předpokládané diplomové práce je ocel X210Cr12. Z hlediska chemického složení patří ocel X210Cr12 mezi vysokolegované ledeburitické oceli [4].

Autoři [5] uvádí, že ledeburitické oceli představují skupinu nejvýkonnějších nástrojových ocelí. Mají ve struktuře speciální karbidy chromu, které zabezpečují výbornou odolnost proti opotřebení. Chemické složení X210Cr12 uvádí Tabulka 3.

Tabulka 3 - Chemické složení jednotlivých prvků v procentech, X210Cr12 [10], [40]

	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
X210Cr12	1,8-2,05	0,2-0,45	0,2-0,45	max 0,03	max 0,035	11,0-12,5	max 0,5
dovolené úchytky	± 0,02	± 0,03	± 0,03	-	-	+ 0,2 - 0,3	-

Literatura [4] uvádí, že ocel je odolná vůči otěru, čímž je vhodná na razníky a matrice pro výkonné a tvarově náročné postupové a sdružené střížné nástroje. Používá se pro stříhání transformátorových plechů a dynamoplechů nad 2 mm tloušťky. Také na kancelářské nože pro stříhání papíru a plastických hmot, oceli do síly 3 mm. Ocel je dobrá na nástroje pro hluboké tažení a protlačování, například: nářadí pro válcování závitů, lisovací nářadí pro keramický průmysl, měřidla, formy na plasty.

Pro ocel X210Cr12 je také používáno číselné označení 1.2080. Podle dříve platných českých norem byla označována jako 19 436.

V rámci experimentální části byla použita tyč kruhového průřezu o průměru 20 mm ve stavu po žíhání na měkko. Jako první byla provedena kontrola chemického složení pomocí ručního analyzátoru (podrobnější popis v kapitole 3.3). Dále bylo nařezáno 43 vzorků o velikosti Ø20 – 10 mm. Jeden vzorek zůstal bez TZ pro kontrolu



výchozího stavu materiálu. Ostatní vzorky byly tepelně zpracovány ve firmě PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o.

### 3.2 Tepelné zpracování

Podmínky tepelného zpracování a značení vzorků jsou v Tabulkách 4 a 5.

Tabulka 4 - Ocel X210Cr12 podmínky CHT

označení vzorků	kalení ve vakuu, přetlak 15 barr	popouštění 1 x 2 hodiny
40N1; 40N2; 40N3	1020 ° C	400 ° C
45N1; 45N2; 45N3		450 ° C
47N1; 47N2; 47N3		470 ° C
50N1; 50N2; 50N3		500 ° C
52N1; 52N2; 52N3		520 ° C
55N1; 55N2; 55N3		550 ° C
60N1; 60N2; 60N3		600 ° C

Tabulka 5 - Ocel X210Cr12 podmínky DCT

označení vzorků	kalení ve vakuu, přetlak 15 barr	zmrazování	popouštění 1 x 2 hodiny
40C1; 40C2; 40C3	1020 ° C	- 196 ° C/4 h	400 ° C
45C1; 45C2; 45C3			450 ° C
47C1; 47C2; 47C3			470 ° C
50C1; 50C2; 50C3			500 ° C
52C1; 52C2; 52C3			520 ° C
55C1; 55C2; 55C3			550 ° C
60C1; 60C2; 60C3			600 ° C

### 3.3 Experimentální metody

Před začátkem experimentu bylo ověřeno chemické složení oceli X210Cr12. Analýza byla provedena pomocí ručního analyzátoru kovu DELTA PROFESSIONAL (viz Obrázek 10). Je nutné uvést, že daný způsob měření chemického složení nevyhodnocuje ve struktuře oceli uhlík.



Obrázek 10 ručním analyzátoru kovu DELTA PROFESSIONAL

Výsledky měření jsou uvedeny v Tabulce 6.

Tabulka 6 - Naměřené chemické složení oceli X210Cr12 (spektrometrie)

Prvek	Obsah v %	Odchylka měření
Cr	10,6	$\pm 0,05$
Mn	0,4	$\pm 0,03$
Si	0,4	$\pm 0,02$
Ni	0,3	$\pm 0,02$

Naměřené chemické složení uvedené v Tabulce 6 odpovídá toleranci, kterou uvádí norma ČSN 41 9436 [40] viz Tabulka 3.

- **Měření tvrdosti**



Pro zkoušení tvrdosti, jak už bylo uvedeno dříve, byla použita metoda měření podle Rockwella stupnice C. Měření tvrdosti podle Rockwella bylo provedeno dle platné normy [30]. Zkouška byla provedena na tvrdoměru Zwick/Roell ZHR, který je uveden na Obrázku 11.

Obrázek 11 Tvrdoměr Zwick/Roell ZHR



Pro porovnání a ověření hodnot byla také použita metoda měření podle Vickerse. Tvrdost podle Vickerse byla provedena dle platné normy [26]. Zkouška byla provedena na tvrdoměru Amsler Dia Testor 2n (viz Obrázek 12).

Obrázek 12 Tvrdoměr Amsler Dia Testor 2n

Pro měření tvrdosti byly lehce začištěny povrchy na jemném brusném papíru. Na každém vzorku bylo provedeno nejméně 5 měření, byla vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

Z naměřených hodnot tvrdostí byly nakresleny popouštěcí křivky oceli X210Cr12 po CHT a DCT. Na základě průběhu popouštěcích křivek byly z každé série vzorků vybrány tři pro metalografickou analýzu.

Jednalo se o vzorky po CHT zpracování: 40N1, 50N2, 55N3 a vzorky po DCT zpracování: 40C2, 50C3, 55C1.

- **Metalografická příprava vzorků**

Vzorky pro metalografickou analýzu byly připraveny standartním způsobem: fixovány ve hmotě VariDur 200, postupně broušeny „na mokro“ na brusce Struers Tegramin - 30 viz Obrázek 13. Po leštění pomocí diamantové suspenze o velikosti zrna 1  $\mu\text{m}$  byly vzorky leptány v Nitalu (2 % roztok  $\text{HNO}_3$  v etanolu).



Obrázek 13 Leštička Struers Tegramin – 30

Vlastní pozorování probíhalo na světelném mikroskopu Carl Zeiss Neophot 32.

- **Zkouška Pin – on – Disc**

Zkouška Pin – on – Disc byla provedena na zařízení Tribometr THT – S – CE 0000 (Pin - on - Disc). Parametry zkoušky uvádí Tabulka 7.

Tabulka 7 - Parametry zkoušky Pin - on - Disc

Materiál kuličky	$\text{Al}_2\text{O}_3$
Průměr kuličky	6 mm
Rádus stopy	3 mm
Zátěž	10 N
Rychlost	10 cm/s
Vzdálenost	100 m

Zkouška byla provedena bez použití mazací emulze, při teplotě  $21 \pm 1$  °C a relativní vlhkostí 40 - 50 %. Před zahájením zkoušky byly všechny vzorky čištěné etanolem a vysušené vzduchem. Šířka drážky vzniklé na povrchu vzorku byla dokumentována pomocí světelného mikroskopu Carl Zeiss Neophot 32. Pro měření drážky byl použit obrazový analyzátor NIS Elements.

Měření šířky drážky bylo provedeno na 4 místech rozmístěných pravidelně po obvodu drážky. V každém místě bylo provedeno 4–5 měření. Pro každý vzorek byla vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

Vypočet objemového úbytku byl proveden podle vzorce z normy [37]:

$$V_{\text{ub}} = 2\pi R \left[ r^2 * \sin^{-1} \left( \frac{d}{2r} \right) - \frac{d}{4} * (4r^2 - d^2)^{\frac{1}{2}} \right] [\text{mm}^3],$$

kde R – poloměr dráhy kuličky [mm], d – šířka drážky tzv. „tětiva“ na vzorku [mm] a r - poloměr pin tělíska (kuličky) [mm].

## IV. Výsledky a jejich diskuze

### 4.1 Měření tvrdostí

Byla provedena kontrola tvrdosti ve výchozím stavu oceli X210Cr12 po žíhání na měkko. Naměřena tvrdost  $20,8 \pm 0,2$  HRC,  $246 \pm 2$  HV10 odpovídá podle převodních tabulek tvrdosti 230 HB. Naměřené hodnoty odpovídají uvedenému strukturnímu stavu sledovaného materiálu dle normy [40].

Bylo provedeno měření tvrdostí u tepelně zpracovaných vzorků viz Tabulka 4 a 5. Naměřené hodnoty HRC a HV10 uvádí po CHT Tabulka 8 a po DCT Tabulka 9. Ze získaných hodnot byl stanoven průměr z 15 měření, směrodatná odchylka, a to pro obě metody měření tvrdosti.

Tabulka 8 - Hodnoty tvrdostí HRC a HV10 pro CHT

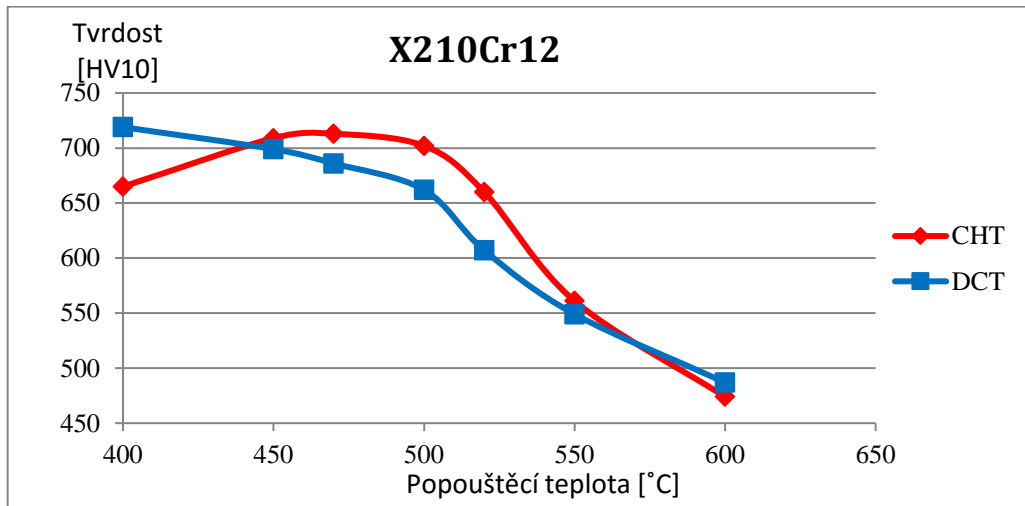
Vzorek	Ø z 5 měření HRC	$\overline{\text{HRC}}$	S <sub>HRC</sub>	Vzorek	Ø z 5 měření HV10	$\overline{\text{HV10}}$	S <sub>HV10</sub>
40N1	59,2	59,2	0,1	40N1	667	665	3
40N2	59,1			40N2	662		
40N3	59,2			40N3	667		
45N1	60,5	60,5	0,1	45N1	711	709	3
45N2	60,5			45N2	710		
45N3	60,6			45N3	706		
47N1	60,6	60,7	0,1	47N1	718	713	5
47N2	60,8			47N2	709		
47N3	60,6			47N3	713		
50N1	59,8	60,0	0,1	50N1	698	702	4
50N2	60,1			50N2	704		
50N3	60,0			50N3	704		
52N1	57,6	57,6	0,2	52N1	661	660	3
52N2	57,5			52N2	662		
52N3	57,8			52N3	657		
55N1	52,7	52,6	0,1	55N1	559	561	2
55N2	52,6			55N2	563		
55N3	52,6			55N3	561		
60N1	46,8	46,8	0,1	60N1	472	474	2
60N2	46,7			60N2	473		
60N3	46,8			60N3	475		

Tabulka 9 - Hodnoty tvrdosti HRC, HV10 pro DCT

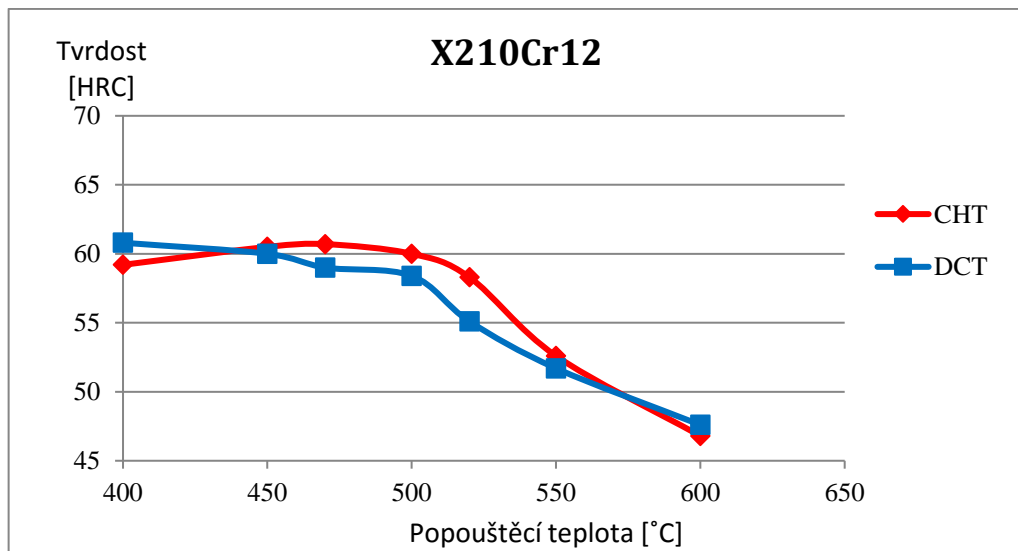
Vzorek	Ø z 5 měření HRC	$\overline{HRC}$	$S_{HRC}$	Vzorek	Ø z 5 měření HV10	$\overline{HV10}$	$S_{HV10}$
40C1	60,6	60,8	0,2	40C1	722	719	3
40C2	61,0			40C2	717		
40C3	60,9			40C3	717		
45C1	59,9	60,0	0,1	45C1	696	699	3
45C2	60,0			45C2	703		
45C3	60,0			45C3	699		
47C1	59,0	59,0	0	47C1	691	686	5
47C2	59,0			47C2	685		
47C3	59,0			47C3	682		
50C1	58,0	58,4	0,3	50C1	661	662	1
50C2	58,6			50C2	663		
50C3	58,4			50C3	662		
52C1	55,2	55,1	0	52C1	610	607	3
52C2	55,1			52C2	605		
52C3	55,1			52C3	607		
55C1	51,6	51,7	0,1	55C1	549	549	2
55C2	51,7			55C2	547		
55C3	51,8			55C3	551		
60C1	47,5	47,6	0,1	60C1	489	487	4
60C2	47,6			60C2	490		
60C3	47,7			60C3	482		

## 4.2 Popouštěcí křivky

Hlavním cílem předložené diplomové práce bylo stanovit popouštěcí křivky oceli X210Cr12 pro kalení ve vakuu z teploty 1020 °C při použití CHT a DCT. Popouštěcí křivky byly nakresleny z průměrných hodnot tvrdostí. Směrodatná odchylka je minimální, z toho důvodu nebyla do křivek vynesena. Popouštěcí křivky pro sledované způsoby TZ nakreslené z hodnot tvrdostí HV10 a HRC jsou na Obrázku 14.



a)



b)

Obrázek 14 Vliv DCT na popouštěcí křivku oceli X210Cr12 po kalení ve vakuu z teploty 1020 °C

a)  $HV10 = f(T_P)$

b)  $HRC = f(T_P)$

$T_P$  = popouštěcí teplota [°C]

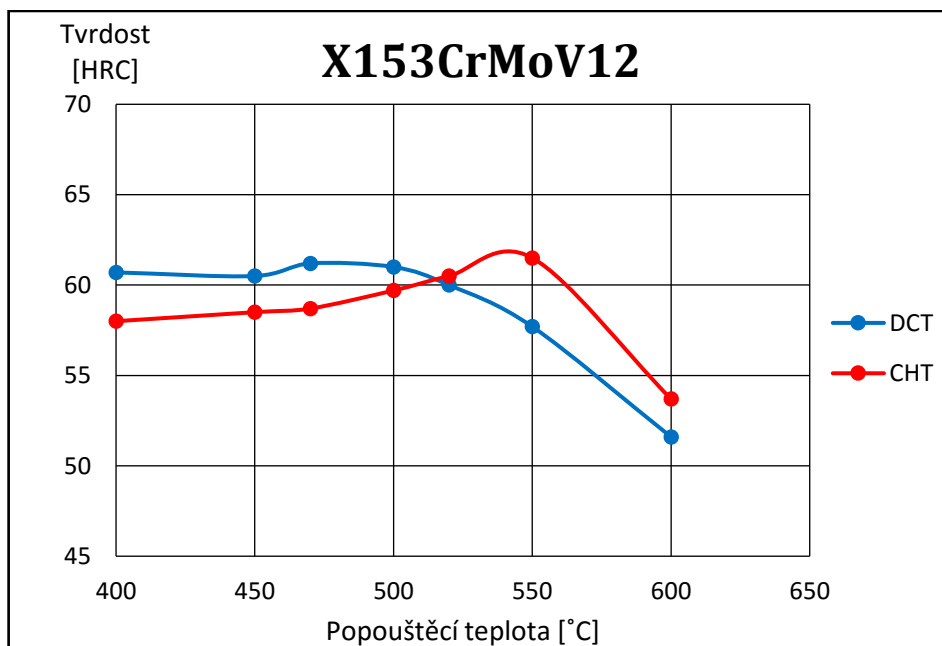


Z Obrázku 14 je patrné, že nezávisle na použité metodě měření tvrdosti, po DCT je v rozmezí popouštěcích teplot ( $T_p$ ) od 450 °C do 550 °C dosaženo u oceli X210Cr12 nižší tvrdosti než po CHT. Naopak vyšší tvrdosti po DCT než u CHT bylo při použitých podmínkách TZ dosaženo po teplotě popouštění 400 °C. V oblasti popouštěcích teplot 550 °C až 600 °C jsou hodnoty tvrdostí pro sledované způsoby tepelného zpracování srovnatelné.

Dle očekávání jsou případné rozdíly v dosažených tvrdostech výrazněji patrné na křivkách na Obrázku 14 a), kde byla použita metoda měření tvrdosti podle Vickerse při zátěži 10 kp.

Dosažené výsledky jsou v dobré shodě s dalšími pracemi, které jsou věnované výzkumu DCT. Například Oppenkowski [41] sledoval vliv DCT na průběh popouštěcích křivek PM oceli X153CrMoV12 a zjistil, že při vyšší kalicí teplotě je tvrdost po popouštění při 400 °C vyšší po DCT než po CHT, ale maximální hodnota sekundární tvrdosti je po DCT nižší než po CHT. K podobnému výsledku došli i autoři [42] u PM oceli Vanadis 6, kde mezi kalení a popouštění bylo vloženo zmrazování při -90 °/4 h.

Vliv DCT na průběh popouštěcí křivky oceli X153CrMoV12 vyrobené konvenční metalurgií sledovala práce [23]. Autorka předložené práce pro názornost z uvedeného článku použila pouze část popouštěcí křivky po CHT a DCT (Obrázek 15).



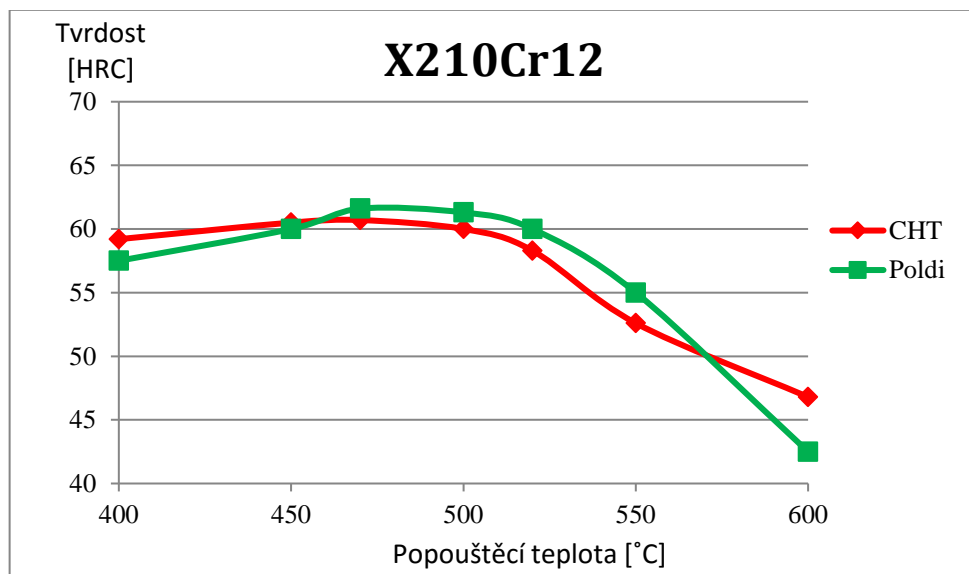
Obrázek 15 Vliv DCT na popouštěcí křivku oceli X153CrMoV12

Obrázek ve shodě s výsledky Oppenkowského [41] potvrzuje, že DCT ovlivňuje obdobně průběh popouštěcí křivky v případě oceli X153CrMoV12 nezávisle na primární metalurgii.

Je možné konstatovat, že z hlediska dosažitelné tvrdosti při použití DCT je pro každý materiál a použité podmínky TZ nutno znát příslušné popouštěcí křivky.

Je známo, že pro vlastní aplikaci nástrojových ocelí není jedinou směrodatnou vlastností tvrdost. Proto by bylo vhodné dosažené výsledky v následující práci doplnit například hodnotami pevnosti v tříbodovém ohybu po použití DCT.

V závěrech práce [4] autorka doporučuje pro ocel X210Cr12 doplnit popouštěcí křivku, pokud je použito CHT a kalení ve vakuu. Tato popouštěcí křivka, stejně jako popouštěcí křivka po DCT dosud nebyla v dostupné literatuře publikována. Porovnání známé popouštěcí křivky pro ocel X210Cr12 po kalení z teploty 1060 °C do oleje [5] a v této práci zjištěné křivky po kalení z teploty 1020 °C ve vakuu je na Obrázku 16.



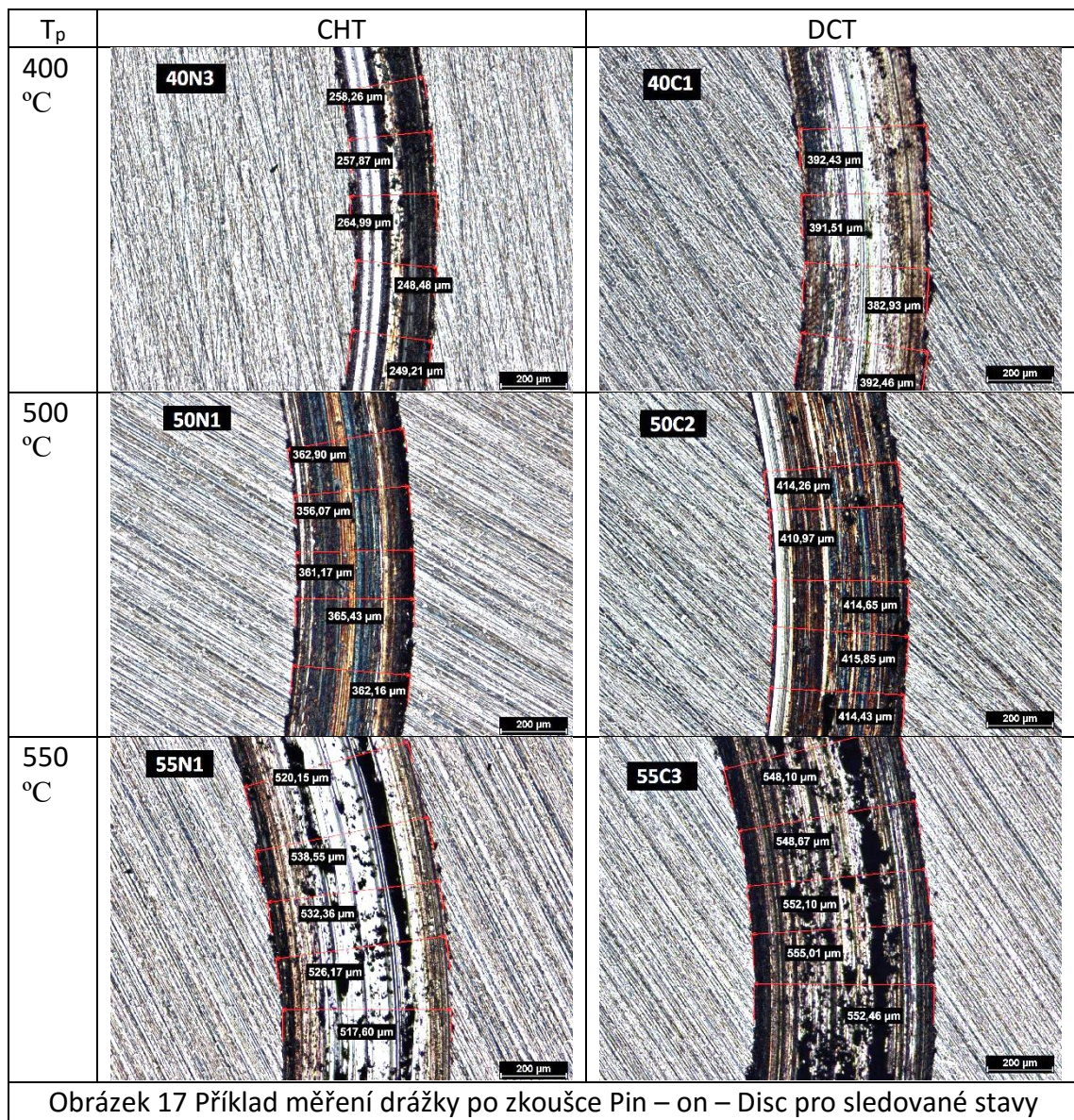
Obrázek 16 Porovnání popouštěcích křivek pro:  
CHT – kaleno z teploty 1020 °C ve vakuu  
Poldi – kaleno z teploty 1060 °C do oleje

Je možné říci, že při kalení ve vakuu po CHT na sekundární tvrdost bylo dosaženo při použitých podmínkách TZ přibližně o 1 HRC nižší tvrdosti než po kalení do oleje.

Na základě popouštěcích křivek (viz Obrázek 14) byly vybrány vzorky pro metalografickou analýzu a zkoušku Pin - on - Disc. U vzorků popuštěných při teplotě 400 °C byl zaznamenán maximální rozdíl mezi CHT a DCT v hodnotách tvrdostí s tím, že tvrdost po DCT je vyšší. Po popouštění při 500 °C byla naopak naměřena vyšší tvrdost po CHT. Při teplotě 550 °C se tvrdosti v závislosti na použitém TZ nelišily.

### 4.3 Hodnocení odolnosti proti opotřebení

Po každé zkoušce Pin – on – Disc byla provedena kontrola pinu (kuličky) na stereomikroskopu Nikon SMZ 1500. Opotřebení kuličky nebylo zaznamenáno. Příklad měření šířky drážky na sledovaných vzorcích je uveden na Obrázku 17.



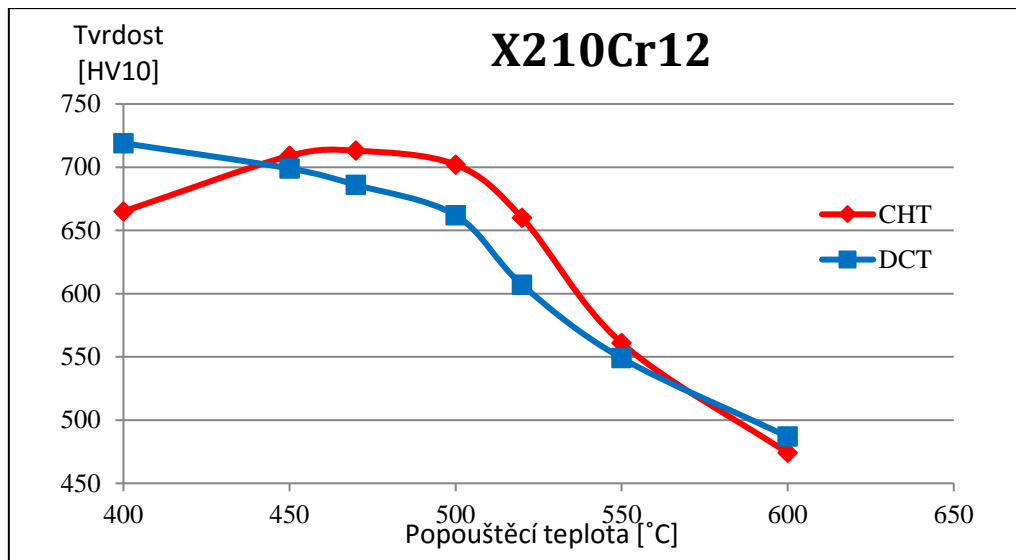
Na Obrázku jsou uvedené naměřené hodnoty s přesností na dvě desetinná místa tak, jak vzdálenosti vyhodnocuje použitý obrazový analyzátor. Autorka si je vědoma skutečnosti, že se jedná o subjektivní měření, kde tato přesnost není odpovídající. Z obrázku je patrný mírný rozdíl ve vzhledu drážek po CHT a DCT. Uvedený rozdíl by mohl být analyzován například pomocí profilometru nebo SEM. Tyto analýzy jsou však nad rámec předložené práce.

Z naměřených hodnot viz. Obrázek 17 byl vypočten objemový úbytek. Na Obrázku 18 jsou pro lepší názornost uvedeny zjištěné popouštěcí křivky a závislost objemového úbytku na popouštěcí teplotě pro zmrazované a nezmrazované vzorky. Z Obrázku 18 b) je patrné, že s narůstající teplotou popouštění se zvětšuje objemový úbytek. Ve všech sledovaných případech je úbytek nižší po CHT než po DCT. Tento výsledek je v souladu s průběhem popouštěcích křivek pro teploty popouštění 475 °C až 525 °C. Pro teplotu popouštění 400 °C by se dle hodnot tvrdostí dalo předpokládat, že naopak po DCT bude menší objemový úbytek než po CHT. Pro teplotu popouštění 550 °C by se z hlediska finálních tvrdostí dal předpokládat podobný objemový úbytek pro CHT a DCT.

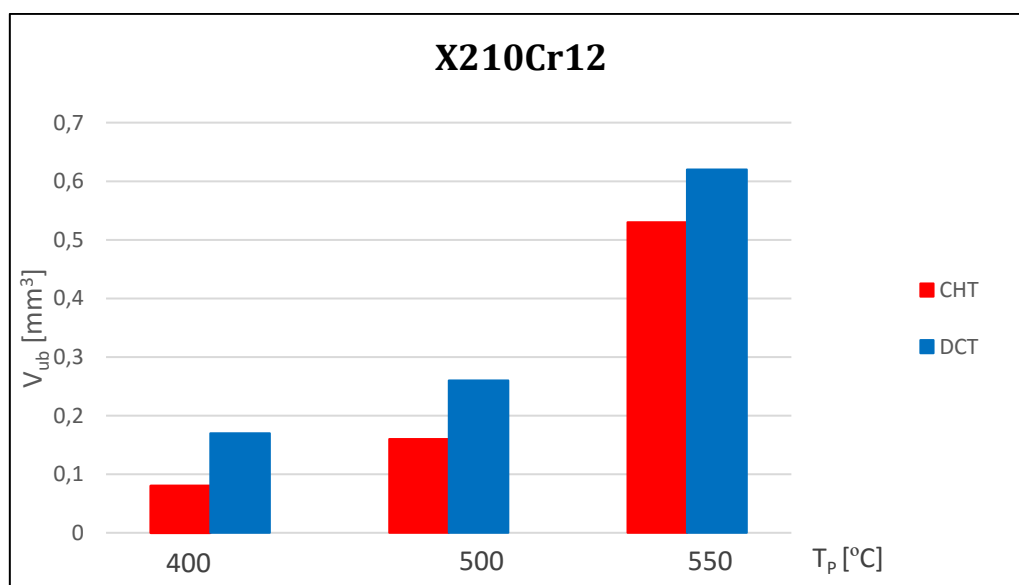
V následující práci by bylo vhodné ověřit výsledky zkoušky Pin – on – Disc použitím jiného způsobu vyhodnocování vzniklé drážky. Nabízí se například stanovení příčného profilu drážky pomocí profilometru.

Lze konstatovat, že při kalení oceli X210Cr12 ve vakuu z teploty 1020 °C a popouštění při teplotě 500 °C nelze při zařazení DCT dosáhnout stejné tvrdosti jako po CHT. Tvrdost po zařazení DCT je nižší než po CHT a v souladu s tím, je větší objemový úbytek naměřený zkouškou Pin – on – Disc. Toto zjištění platí, pokud je drážka po Pin - on - Disc vyhodnocována za základě lineárního měření její šířky.

Otázkou je, jak se nižší tvrdost po DCT při uvedených parametrech TZ projeví na opotřebení nástrojů z oceli X210Cr12 pro konkrétní aplikaci. Odpověď na tuto otázku by daly zkoušky na reálných nástrojích v provozních podmínkách.



a)



b)

Obrázek 18 Vliv DCT na tvrdost a odolnost proti opotřebení pro  $T_p = 400\text{--}500\text{ °C}$

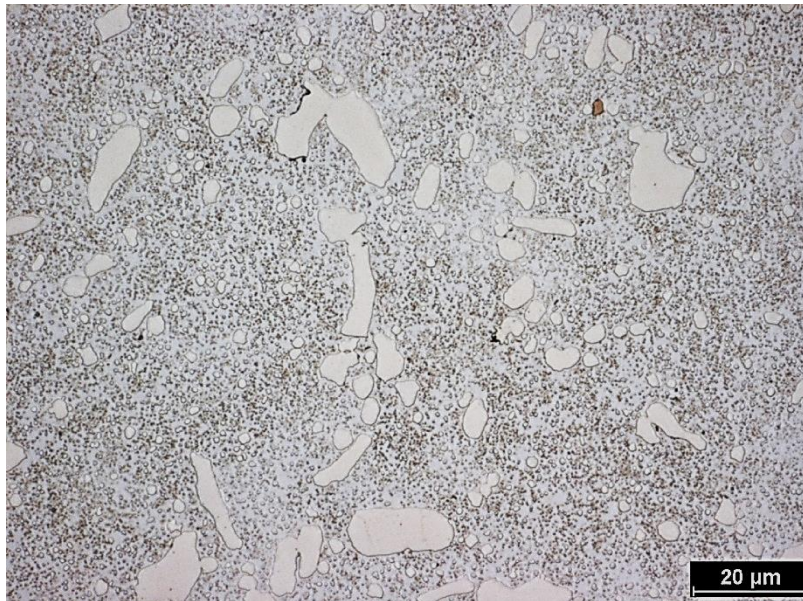
a)  $HV10 = f(T_p)$

b)  $V_{ub} = f(T_p)$



## 4.4 Metalografická analýza

Struktura zkušebního materiálu ve výchozím stavu je na obrázku 19.



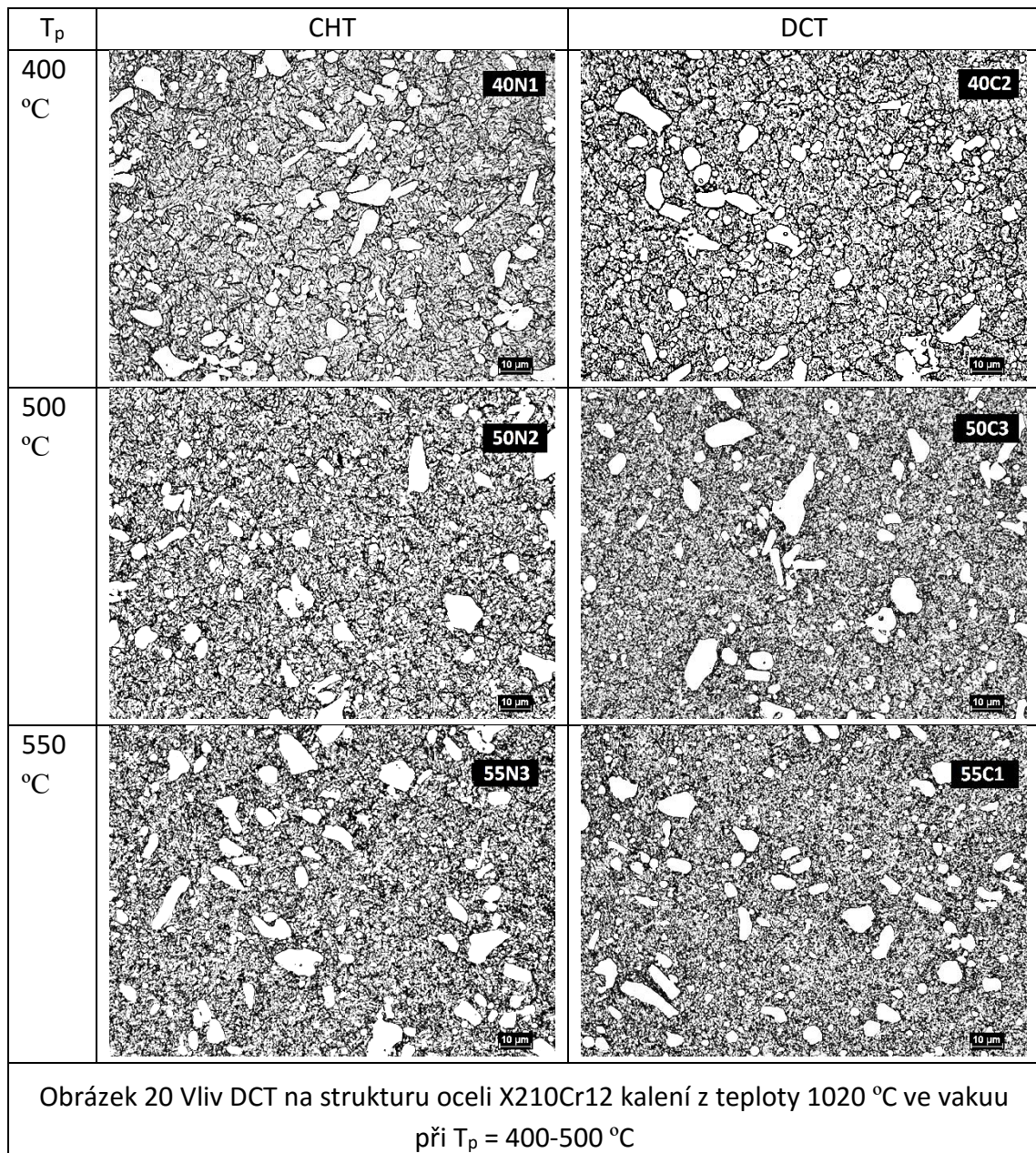
Obrázek 19 Ocel X210Cr12 bez TZ v naleptaném stavu (leptadlo Nital)

Matrice je dle očekávání tvořena globulárním perlitem. Ve struktuře je patrné rovnoměrné rozložení velkého množství primárních karbidů, jejichž velikost dosahuje až 20  $\mu\text{m}$ . Lze předpokládat, že se jedná o karbidy chromu  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  nebo  $\text{M}_7\text{C}_3$ .

Na Obrázku 20 jsou uvedeny struktury oceli X210Cr12 po CHT a DCT. Ve všech případech je možné konstatovat, že matrice je dle předpokladu tvořena popuštěným martenzitem. Malý podíl zbytkového austenitu, který lze ve struktuře očekávat, nelze při použitém zvětšení identifikovat. Jeho vyhodnocení by vyžadovalo použití rentgenografické analýzy. Primární karbidy jsou ve všech případech porovnatelného množství a velikosti. Velikost a množství jemných sekundárních karbidů nelze v rámci sledovaných stavů rozlišit pomocí světelné mikroskopie. K této analýze by bylo vhodné použít analýzu pomocí SEM [43], která by mohla být doplněna v následující práci.

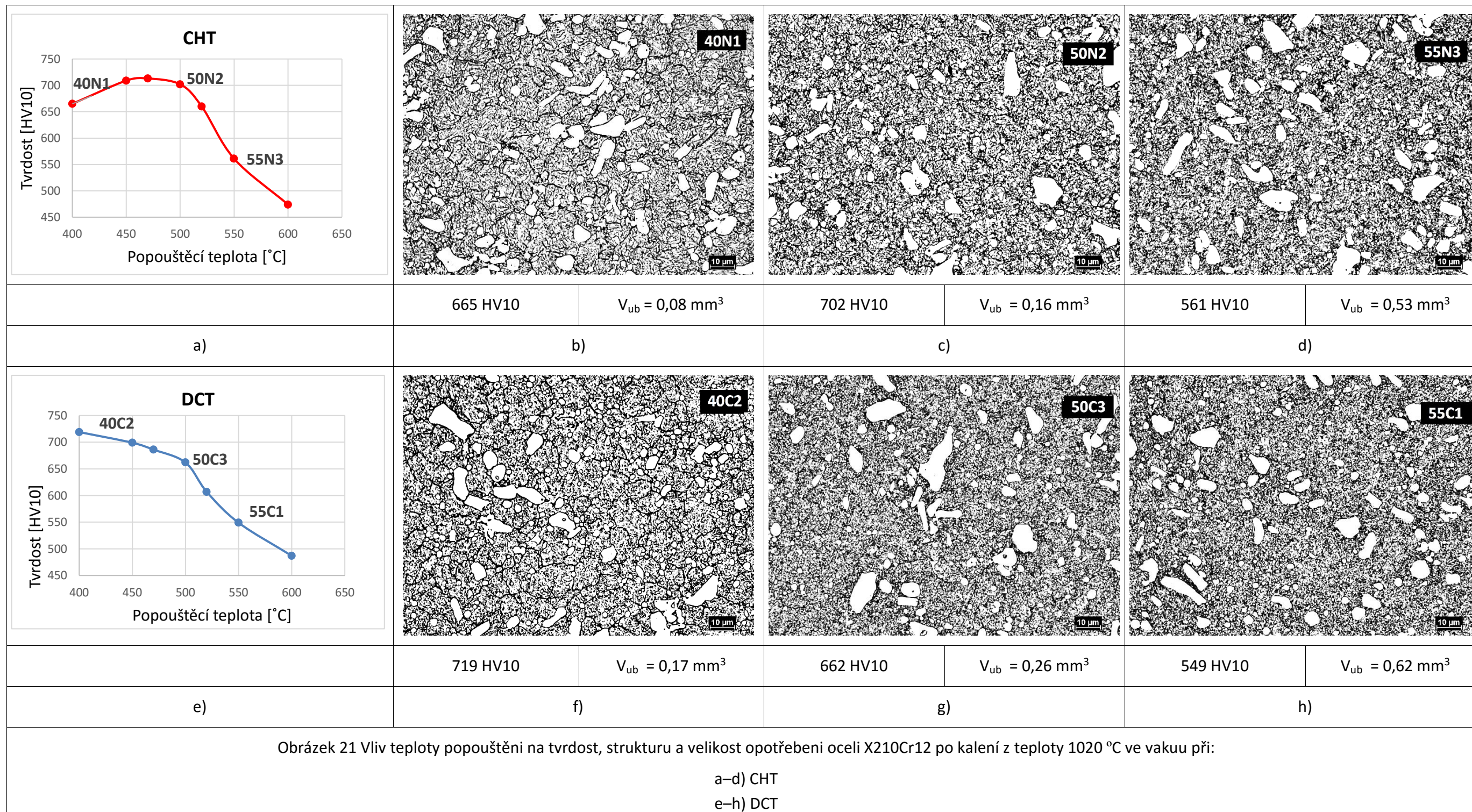
Při teplotách popouštění 400 °C a 500 °C není vidět velký rozdíl ve strukturách sledované oceli. Při popouštění na 550 °C po CHT a DCT struktury odpovídají tomu, že se jedná o popouštění za pikem sekundární tvrdosti. Tato skutečnost se výrazněji u vzorku DCT.





Již popsané výsledky měření tvrdosti, snímky ze světelné mikroskopie a velikost opotřebení zjištěná metodou Pin – on – Disc pro sledované stavy oceli X210C12 jsou přehledně uvedeny na Obrázku 21.







## V. Závěry

Byly stanoveny popouštěcí křivky nástrojové oceli X210Cr12 po kalení ve vakuu z teploty 1020 °C a po hlubokém zmrazování (-196 °C/4 h) vloženém mezi kalení a popouštění. Společně s tím byla stanovena odolnost proti opotřebení zkouškou Pin - on – Disc. Na základě dosažených výsledků je možné konstatovat:

- 1) Tvrdost a struktura oceli X210Cr12 bez tepelného zpracování odpovídají stavu po žihání na měkko.
- 2) Z průměrných hodnot tvrdostí (HV10 a HRC) byly nakresleny popouštěcí křivky pro CHT a DCT.
- 3) V rozmezí popouštěcích teplot ( $T_P$ ) od 450 °C do 550 °C popouštěcí křivka po DCT u oceli X210Cr12 dosahuje nižších tvrdostí než po CHT.
- 4) Při teplotě popouštění 400 °C a použitých podmínkách TZ dosahuje popouštěcí křivka po DCT vyšší tvrdosti než po CHT.
- 5) V oblasti popouštěcích teplot 550 °C až 600 °C jsou hodnoty tvrdostí pro sledované způsoby tepelného zpracování srovnatelné.
- 6) Při porovnání popouštěcí křivky pro ocel X210Cr12 po kalení z teploty 1060 °C do oleje a po kalení z teploty 1020 °C ve vakuu (CHT), je možné říct, že při kalení ve vakuu po CHT na sekundární tvrdost bylo dosaženo při použitých podmínkách TZ přibližně o 1 HRC nižší tvrdosti než po kalení do oleje.
- 7) Ze zkoušky Pin – on – Disc bylo stanoveno, že s narůstající teplotou popouštění se zvětšuje objemový úbytek. Ve všech sledovaných případech je úbytek nižší po CHT než po DCT.
- 8) Matrice oceli X210Cr12 po CHT a DCT je dle předpokladu tvořena popuštěným martenzitem a lze očekávat přítomnost malého podílu zbytkového austenitu. Pro zjištění podílu zbytkového austenitu by bylo vhodné použití rentgenové analýzy.
- 9) Velikost a množství jemných sekundárních karbidů nelze v rámci sledovaných stavů rozlišit pomocí světelné mikroskopie. K této analýze by bylo vhodné použít analýzu pomocí SEM.

- 10) V následující práci by bylo vhodné použít jinou metodiku pro vyhodnocení velikosti objemového úbytku po zkoušce Pin – on – Disc, například příčného průřezu pomocí profilometru.
- 11) Cíle diplomové práce byly splněny.

## Bibliografie

- [1] MACEK, K. *Kovové materiály*. Vyd. 1. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 8001035131.
- [2] JURČI, P. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 9788001044391.
- [3] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000. ISBN 8070825820.
- [4] KUKSENKO, Y. *Vliv tepelného zpracování na užité vlastnosti nástrojové oceli X210Cr12*. Praha, 2015. Bakalářské práce. České Vysoké Učení Technické v Praze. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová Ph.D.
- [5] AUTORSKÝ KOLEKTIV POLDI, . *Nástrojové oceli Poldi a jejich použití*. Kladno: Poldi - Spojené ocelárny, 1986.
- [6] SOBOTOVÁ, J. *Kryogenní zpracování nástrojových ocelí pro práci za studena*. Praha, 2016. Habilitační práce. České Vysoké Učení Technické v Praze.
- [7] VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 8070806001.
- [8] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001. ISBN 8072041932.
- [9] *Effect of Conditions of Cryogenic Treatment on the Properties of Selected Cold Work Tool Steels* Read More: <http://www.hanser-elibrary.com/doi/abs/10.3139/105.110318>. Praha: HTM Journal of Heat Treatment and Materials, 2017, (2). ISSN 10.3139/105.110318.
- [10] Nástrojové oceli. *Poldi.cz* [online]. b.r. [cit. 2017-05-30]. Dostupné z: <http://www.poldi.cz/nastrojove-oceli>

- [11] Ocel obraběná na míru. *Lentus* [online]. LENTUS spol. s r.o., 2007 [cit. 2017-05-30].
- [12] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno, 2002. ISBN 80-7204-248-32.
- [13] *Inovace oboru Mechatronik: Nástrojové řezné materiály* [online]. Zlín, b.r. [cit. 2017-04-25]. DOI: CZ.1.07/1.1.08/03.0009. Dostupné z: [https://www.google.cz/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=4&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwjYsfuGrL\\_TAhWmHJoKHZ2zAPsQFghJMAM&url=ht tp%3A%2F%2Fcoptel.coptkm.cz%2Freposit.php%3Faction%3D0%26id%3D25318%26instance%3D2&usg=AFQjCNGZYyskwfMv6kJ-wX9LkKzPDhTdHw&sig2=lrk9STOetlqiHamIM-u7TA](https://www.google.cz/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=4&cad=rja&uact=8&ved=0ahUKEwjYsfuGrL_TAhWmHJoKHZ2zAPsQFghJMAM&url=ht tp%3A%2F%2Fcoptel.coptkm.cz%2Freposit.php%3Faction%3D0%26id%3D25318%26instance%3D2&usg=AFQjCNGZYyskwfMv6kJ-wX9LkKzPDhTdHw&sig2=lrk9STOetlqiHamIM-u7TA)
- [14] Rozdělení nástrojových ocelí. *TumliKOVO: Technologie strojního obrábění kovů* [online]. 2010 [cit. 2017-04-29]. Dostupné z: <http://www.tumlikovo.cz/rozdeleni-nastrojovych-oceli/>
- [15] *Technický týdeník: Řezné nástroje*. Praha: technology-support s.r.o., 2012.
- [16] ČSN EN 10027-1, . *System označování ocelí: Část 1: Stavba značek ocelí*. Česky normalizační institut, 2006.
- [17] ČSN EN 10027-2, . *Systém označování ocelí: Část 2: Systém číselného označování*. Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a zkušebnictví, 2016.
- [18] SOBOTOVÁ, J. *Perspektivní nástrojové oceli*. Praha, 2016. Habilitační přednáška. České Vysoké Učení Technické v Praze.
- [19] RYŠ, P., M. CENEK, K. MAZANEC a A. HRBEK. *Nauka o materiálu I: 4. svazek – Železo a jeho slitiny*. Praha, 1975.
- [20] GREGOR, M. *TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ RUČNÍCH UTAHOVACÍCH NÁSTROJŮ* [online]. Brno, 2012 [cit. 2017-05-14]. Dostupné z: [https://www.vutbr.cz/www\\_base/zav\\_prace\\_soubor\\_verejne.php?file\\_id=54](https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=54)

341. BAKALÁŘSKÁ PRÁCE. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Ing. PAVEL DOLEŽAL, Ph.D.

- [21] BÍLEK, P. *Kvalifikace strukturních změn v chrom - vanadové ledeburitické oceli v závislosti na teplotě austenitizace*. Praha, 2011. Diplomová práce. České Vysoké Učení Technické v Praze. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [22] SOBOTOVÁ, J., M. KUŘÍK a J. CEJP. *Influence of Heat Treatment Conditions on Properties of High-Speed P/M Steel Vanadis 30: Key Engineering Materials* [online]. 2015 [cit. 2017-06-17]. Dostupné z: <https://www.scientific.net/KEM.647.17>
- [23] SOMMER, P a M ERNST. Next Market Survey Heat Treatment Market: April 2017. *The heat treatment market*. 2017, (1). ISSN 09 43 - 80 25.
- [24] ČSN EN ISO 6506 - 1, . *Kovové materiály. Zkouška tvrdosti podle Brinella: Část 1: Zkušební metoda*. Český normalizační institut. Praha, 2006.
- [25] Vanadis 6: Vysocevýkonná-PM-ocel na nástroje pro práci za studena. *Böhler Uddeholm CZ s.r.o.* [online]. Praha, 2003 [cit. 2017-06-18]. Dostupné z: <http://www.uddeholm.cz/>
- [26] ČSN EN ISO 6507 - 1, . *Kovové materiály. Zkouška tvrdosti podle Vickerse: Část 1: Zkušební metoda*. Český normalizační institut. Praha, 2006.
- [27] *TNG postup 41: Šroubovák UNI - 1*. Praha: Bodycote, b.r.
- [28] BUREŠ, J. Brinell - tvrdost podle Brinella. In: *Converter* [online]. b.r. [cit. 2017-06-11]. Dostupné z: <http://www.converter.cz/jednotky/tvrdost-brinell.htm>
- [29] BUREŠ, J. Vickers - tvrdost podle Vickerse. In: *Converter* [online]. b.r. [cit. 2017-06-11]. Dostupné z: <http://www.converter.cz/jednotky/tvrdost-vickers.htm>

- [30] ČSN EN ISO 6508 - 1, . *Kovové materiály. Zkouška tvrdosti podle Rockwella: Část 1: Zkušební metoda (stupnice A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T)*. Český normalizační institut. Praha, 2006.
- [31] BUREŠ, J. Rockwell - tvrdost podle Rockwella. In: *Converter* [online]. b.r. [cit. 2017-06-11]. Dostupné z: <http://www.converter.cz/jednotky/tvrdost-rockwell.htm>
- [32] ČSN EN ISO 7438, . *Kovové materiály - Zkouška ohybem*. Český normalizační institut. Praha, 2005.
- [33] ČSN ISO 148-1, . *Kovové materiály – Zkouška rázem v ohybu metodou Charpy: Část 1: Zkušební metoda*. Český normalizační institut. Praha, 2009.
- [34] HRABINA, M. *Renovace nástrojových ocelí pro tváření za studena*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké Učení Technické v Brně. Vedoucí práce Ing. Jaroslav Kubíček.
- [35] SUCHÁNEK, J. Opatřebení materiálů. *TriboTechnika* [online]. 2017 [cit. 2017-06-13]. Dostupné z: <http://www.tribotechnika.sk/tribotechnika-42009/opotrebeni-materialu.html>
- [36] OBERREITER, V. *Abrazivní opotřebení strojů pro zpracování půdy*. Brno, 2012. Diplomová práce. Mendelova univerzita v Brně. Vedoucí práce Doc. Ing. Josef Filípek, CSc.
- [37] *Standart Test Method for Wear Testing with Pin-on-Disc Apparatus: G99-05*. Reapproved. United States: ASTM International, 2010.
- [38] HÁJEK, J. a A. KŘÍŽ. *Tribologická analýzy „PIN-on-DISC“*. Plzeň, 2005. Západočeská univerzita v Plzni.
- [39] PODGORNIK, B., S. HORMARK a J. PEZDIRNIK. *Comparison between different test methods for evaluation of galling properties of surface engineered tool*

*surfaces* [online]. 2004 [cit. 2017-06-18]. DOI: 10.1016/j.wear.2004.05.005.  
Dostupné z: <http://linkinghub.elvier.com/retrieve/pii/S0043164804001152>

- [40] ČSN 41 9436, . *Československá státní norma: Ocel 19 436 chromová*. Český normalizační institut, 1969.
- [41] OPPENKOWSKI, A, S WEBER a W THEISEN. Evaluation of factors influencing deep cryogenic treatment that affect the properties of tool steels. *Jornal of Materials Processing Technology* [online]. b.r., **2010**(14) [cit. 2017-07-16]. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.007. ISSN 09240136.
- [42] JURČI, P., M. KUSÝ, M. DOMÁNKOVÁ a J. SOBOTOVÁ. *Tempering Respons of Subzero Processed Cr-V Ledeburitic Steel Vanadis 6*. Ostrava: METAL: 2013 - 22nd International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings., 2013. ISBN 978-80-87294-39-0.
- [43] KUŘÍK, M. *Vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti P/M rychlořezné oceli Vanadis 30*. Praha, 2014. Diplomová práce. České Vysoké Učení Technické v Praze. Vedoucí práce Ing. Jana Sobotová, Ph.D.