

ČESKÉ VYSOKÉ
UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ



BAKALÁŘSKÁ
PRÁCE

2018

PAVLA
KUBASKÁ

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Kubaská** Jméno: **Pavla** Osobní číslo: **437076**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**
Studijní program: **Výroba a ekonomika ve strojírenství**
Studijní obor: **Technologie, materiály a ekonomika strojírenství**

II. ÚDAJE K BAKALÁŘSKÉ PRÁCI

Název bakalářské práce:

Vliv parametrů tepelného zpracování na tvrdost nástrojové oceli X210Cr12

Název bakalářské práce anglicky:

Effect of heat treatment parameters on hardness of tool steel X210Cr12

Pokyny pro vypracování:

- 1) Literární rešerše
- 2) Experimentální část
 - a. Tepelné zpracování vzorků
 - b. Měření tvrdosti, konstrukce popouštěcích křivek
 - c. Metalografická analýza vybraných stavů
- 3) Zhodnocení výsledků, závěry, sepsání BP

Seznam doporučené literatury:

- [1] KRAUS, V. Tepelné zpracování a slinování. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013, 270 s. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [2] PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [3] 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.
- [4] MACEK, K., J. JANOVEC, P. JURČI a P. ZUNA. Kovové materiály. Vyd. 1. Praha: Česká technika-nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-101-3513-1.

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: **03.04.2018**

Termín odevzdání bakalářské práce: **30.07.2018**

Platnost zadání bakalářské práce: _____


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

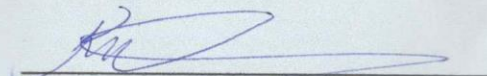

prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry


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

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Studentka bere na vědomí, že je povinna 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.

9.4. 2018
Datum převzetí zadání


Podpis studentky

Prohlášení

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

V Praze dne 24.7.2018

.....

podpis

Poděkování

Ráda bych poděkovala vedoucí své práce paní doc. Ing. Janě Sobotové, Ph.D za cenné připomínky a trpělivost při vedení práce.

Dále děkuji panu Ing. Janu Krčilovi za odbornou pomoc při práci v laboratoři. A v neposlední řadě bych chtěla poděkovat firmě Prikner – Tepelné Zpracování Kovů, s.r.o za tepelné zpracování použitých vzorků.

Anotace

Bakalářská práce se zabývá studiem vlivu podmínek tepelného zpracování na tvrdost nástrojové oceli X210Cr12 pro práci za studena. Byly zjištěny popouštěcí křivky pro kalení v přetlaku dusíku 15 bar z teploty 960 °C (popouštěcí teploty 180 °C až 250 °C) a z teploty 1060 °C (popouštěcí teploty 400 °C až 550 °C). Tvrdost byla hodnocena zkouškou dle Rockwella stupnice C. Metalografická analýza pomocí světelné mikroskopie byla provedena u dvou vybraných vzorků, které byly podrobeny tepelnému zpracování při odlišných parametrech, ale vykazovaly shodnou finální tvrdost.

Klíčová slova: tepelné zpracování, popouštěcí křivka, nástrojová ocel X210Cr12, metalografická analýza, měření tvrdosti, sekundární tvrdost

Annotation

The bachelor thesis is focused on effect of heat treatment parameters on hardness of tool steel X210Cr12. There were found tempering curves after hardening by nitrogen with overpressure 15 bar from 960 °C (tempering temperature from 180 °C to 250 °C) and from 1060 °C (tempering temperature from 400 °C to 550 °C). Hardness was evaluated by Rockwell hardness testing (C scale). There were 2 samples chosen for metallographic analysis, samples had different heat treatment parameters but they had the same final hardness.

Key words: heat treatment of tool steel, steel X210Cr12, metallographics analysis, hardness measurement

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Znak/ Zkratka	Jednotka	Veličina
A ₁	[°C]	Eutektoidní teplota
A ₃	[°C]	Teplota překrystalizace
ARA		Anizotermický rozpad austenitu
E		bod maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu
HBW		Zkouška tvrdosti dle Brinella
HRC		Zkouška tvrdosti dle Rockwella
IRA		Izotermický rozpad austenitu
max. mn.		maximální množství
M _f		Martenzit finish
M _s		Martenzit start
NO		nástrojové oceli
S		eutektoidní bod
T _m	[K]	teplota tání
T _r	[K]	teplota rekystalizace
TZ		tepelné zpracování
tzv.		takzvaný
Cr		chrom
Mn		mangan
Si		křemík
C		uhlík
P		fosfor
S		síra
SEM		řádkovací elektronová mikroskopie
SM		světelná mikroskopie

OBSAH

1	ÚVOD	8
2	TEORETICKÁ ČÁST	9
2.1	Rozdělení nástrojových ocelí.....	9
2.1.1	Nástrojové oceli dle chemického složení [12]	10
2.1.2	Podle způsobu použití.....	11
2.1.3	Podle mechanismu tuhnutí.....	12
2.2	Tepelné zpracování nástrojových ocelí.....	14
2.2.1	Kalení a popuštění nástrojových ocelí	14
2.2.2	Tepelné zpracování ledeburitických ocelí.....	17
3	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	21
3.1	Měření tvrdosti	23
3.2	Metalografická analýza	25
4	VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE	26
4.1	Měření tvrdostí	26
4.1.1	Popouštěcí křivky	27
4.2	Metalografická analýza	31
5	ZÁVĚRY.....	35
6	BIBLIOGRAFIE.....	36

1 ÚVOD

Od roku 2001 je v České republice platná norma ČSN EN 10020, která definuje pojem ocel. Tato norma uvádí, že ocel je slitina železa a uhlíku, který vyjadřuje maximálně 2 % jejího obsahu. Slitina může zahrnovat i další prvky, které ale nesmí mít větší hmotnostní podíl než železo. Stejná norma oceli rozděluje do několika skupin, jednou z nich jsou i oceli nástrojové [1].

Nástrojové oceli jsou primárně určeny k výrobě nástrojů pro zpracování jiných materiálů. Toto zpracování je nejčastěji obrábění a tváření. Výrobce ocelí většinou v materiálových listech uvádí na jaké operace je ocel vhodná. Například ledeburitická chromová ocel X210Cr12, které bude věnována bakalářská práce, se používá na střižné a lisovací stroje, pro elektrotechnický průmysl, hodinářský průmysl, na díly kovacích strojů a na další nástroje nebo stroje, kde se požaduje vysoká odolnost proti opotřebení, ale není vyžadovaná vysoká houževnatost [2] [3] [4].

Finální vlastnosti (konkrétních nástrojových ocelí) jsou kromě jiného (jako např. způsobem primární metalurgie, chemickým složením) dány zvolenými parametry tepelného zpracování. V poslední době se pro tepelné zpracování nástrojových ocelí stále více používá kalení ve vakuových pecích, jako kalící medium pak přetlak dusíku. Pro volbu parametrů tepelného zpracování na základě požadavku finální tvrdosti, je nutno znát pro danou nástrojovou ocel popouštěcí křivky [5] [6]. Praxe ukázala, že popouštěcí křivky po kalení do oleje [7] se mírně liší ve srovnání s popouštěcími křivkami po kalení v přetlaku dusíku.

Cílem předložené bakalářské práce je zjištění popouštěcích křivek oceli X210Cr12, po kalení v přetlaku dusíku z vybraných kalících teplot a jejich porovnání s dosud známými popouštěcími křivkami [7] [8].

2 TEORETICKÁ ČÁST

Zaručenou vlastností u všech nástrojových ocelí (dále NO) by měla být vysoká odolnost proti abrazivnímu a adhezivnímu opotřebení. Pro NO je důležité, aby splňovaly vysoké někdy i protichůdné požadavky. Některé nástroje například musí splňovat vysokou tvrdost, avšak současně se vyžaduje vysoká houževnatost [2].

Zmíněné vlastnosti materiálu, nejsou dané jen jeho chemickým složením a způsobem výroby, ale velmi důležité je tepelné zpracování, které ovlivňuje výslednou strukturu materiálu [9]. Tepelnému zpracování se bude věnovat kapitola 2.2.

Nástrojové oceli lze rozdělit, dle několika pramenů do různých skupin a jejich následujících podskupin. Každé rozdělení zohledňuje odlišné parametry, které jsou podrobněji rozepsány v následující kapitole.

2.1 Rozdělení nástrojových ocelí

Odborná literatura [2] například uvádí, že podle druhu ochlazovacího prostředí při kalení lze NO rozdělit na kalitelné do vody, do oleje a kalitelné na vzduchu.

V současné době je platných více norem, které se charakterizují nástrojové oceli. Tyto normy jsou vzájemně provázány. Například se jedná o ČSN EN ISO 4957, kde se rozlišují NO pro práci za studena (teplota povrchu do 200 °C), za tepla (teplota povrchu nad 200 °C) a oceli rychlořezné [10]. Toto rozdělení je však v rozporu s tím, že odborná literatura [5] uvádí, že pro rozdělení práce za studena a za tepla je rozhodující teplota rekrystalizace T_r , která je dána vztahem (1):

$$T_r = 0,4 T_m \text{ [K]} \tag{1}$$

Kde T_m je teplota tání daného materiálu.

Dle [11] je teplota tání oceli X210Cr12 1421 °C, tedy 1694.15 K. Po dosazení bude platit:

$$T_r = 0,4 * 1694$$

$$T_r = 677,6 \text{ [K]} = 404 \text{ °C}$$

Zjištěná teplota rekrystalizace oceli X210Cr12 je tedy 2x vyšší než teplota, kterou uvádí norma [10], jako dělísko pro práci za tepla a za studena.

Další norma je ČSN EN-10027-1, která rozděluje NO z hlediska chemického složení. Oceli jsou rozděleny na nelegované, legované a rychlořezné [12].

2.1.1 Nástrojové oceli dle chemického složení [12]

- Nelegované nástrojové oceli

Nelegované oceli lze také nazývat jako uhlíkové. Důležité je, že i v nelegovaných ocelích se může vyskytovat malé množství legur, proto byla stanovena hranice jednotlivých prvků, nad kterou se již ocel považuje za legovanou [2] [13]. Maximální obsahy prvků u nelegovaných ocelí dle [12] jsou uvedeny v Tab. 1. Z citované normy jsou v tabulce uvedeny pouze prvky charakteristické pro výskyt v nástrojových ocelích.

Tab. 1 Maximální obsahy prvků u nelegovaných ocelí [12]

prvek	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	Ni	Co
max.	0,9	0,5	0,3	0,2	0,1	0,1	0,5	0,2
mn. [%]								

Dále jsou nelegované NO rozděleny podle obsahu uhlíku [1]:

- Oceli s nízkým obsahem uhlíku (0,3-0,6 %)
- Oceli se středním obsahem uhlíku (0,5-1,1 %)
- Oceli s vysokým obsahem uhlíku (1,0-1,5 %)

- Legované nástrojové oceli

Podle hlavních legujících prvků se NO dělí na chromové (obsahují 2 %, 5 % nebo 12 % chromu), chromniklové a wolframové [14].

Další podskupinou je dělení podle obsahu legur [1]:

- Nízkolegované (součet legujících prvků do 5 %)

- Střednělegované (součet legujících prvků 5 až 10 %)
- Vysokolegované (součet legujících prvků nad 10 %)
- Rychlořezné oceli

Tyto oceli jsou určeny pro obrábění a tváření. Na základě svého chemického složení vykazují nejvyšší tvrdost za tepla a odolnost proti popouštění při teplotách kolem 600 ° C [3]. Literatura [7] uvádí, že jsou nejvýkonnějšími nástrojovými oceli. Jedná se o vysokolegované ledeburitické oceli (viz kap. 2.1.3). Obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí 0,70 % až 2 %. Základním legujícím prvkem pro rychlořezné oceli je wolfram. Jako další legury se používají především chrom, vanad a molybden. Tyto vyjmenované prvky vytvářejí v ocelích karbidy, díky kterým se zvyšují některé požadované vlastnosti. Například to je řezivost, prokalitelnost a odolnost vůči opotřebení. Do vysokovýkonných ocelí se někdy přidává kobalt, který zlepšuje odolnost proti přehřátí. Celkové množství legujících prvků se pohybuje v rozmezí 15 až 30 % [5] [13] [14].

Podle normy [12] se rychlořezné oceli rozdělují následovně:

- Oceli pro běžné použití
- Výkonné oceli
- Vysoce výkonné oceli

2.1.2 Podle způsobu použití

Z hlediska praktického použití je vhodné dělit oceli podle použití, tak jak je uvedeno v ČSN 42 0075. Jedná se o použití při práci za studena při nízkých teplotách, hlavně tváření za studena. Další činnost je práce za tepla, ocel je používána na formy na lití kovů a zápustky. Nástrojové oceli jsou také využívány pro obrábění kovů, pro hromadnou výrobu (potřebné zejména v automobilovém průmyslu), pro tváření a zpracování plastů a skla, na výrobu ručních nástrojů a měřidel. V Tab. 2 je uveden způsob použití a jeho značení dle ČSN 42 0075 [2] [13].

Tab. 2 Rozdělení nástrojových ocelí dle použití [2] [13]

Značení	Použití
NA	Na řezné nástroje
NB	Na nástroje pro stříhání
NB	Na nástroje pro tváření
ND	Na formy
NE	Na nástroje pro drcení a mletí
NF	Na ruční nástroje a nářadí
NG	Na měřidla
NH	Na upínací nářadí

2.1.3 Podle mechanismu tuhnutí

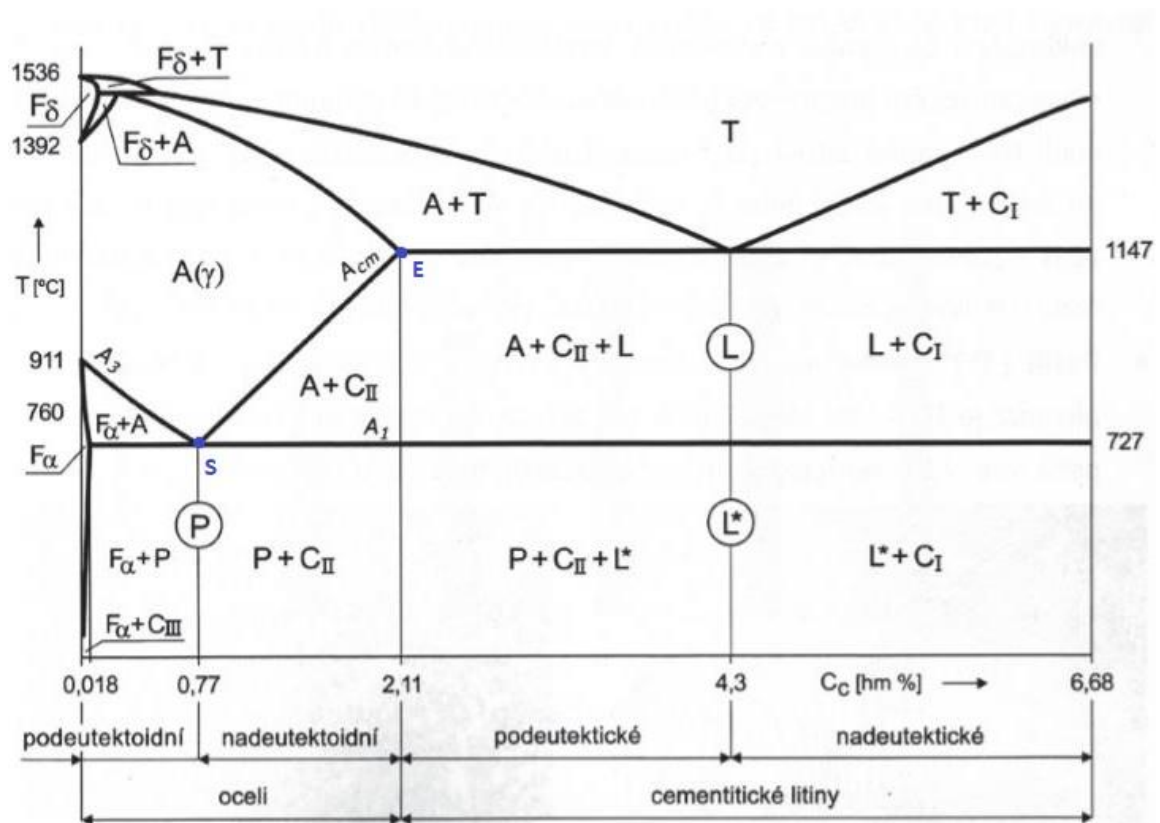
Dalším možným kritériem rozdělení NO je mechanismus tuhnutí, který je závislý na chemickém složení oceli. Ocel lze rozdělit do následujících skupin:

- Pódeutektoidní oceli
- Eutektoidní oceli
- Nadeutektoidní oceli
- Subledeburitické oceli
- Ledeburitické oceli

Z hlediska užitých vlastností jsou významné oceli subledeburitické, které vynikají velmi dobrou houževnatostí, prokalitelností a odolností proti popouštění. Používají se na formy pro tlakové lití a lisování slitin hliníku a mědi. Jedná se například o ocel X50CrMoW9-1-1 (chemické zastoupení jednotlivých prvků je 0,5 % C; 0,90 % Si; 0,50 % Mn; max 0,035 % P; 8,5 % Cr; 1,20 % Mo; 1,20 % W). Tato ocel se nejčastěji používá na nože nůžek a střížné nástroje na plechy [15].

Dále jsou velmi významné oceli ledeburitické. Vysokolegované ledeburitické chromové oceli vznikly v průběhu 1. světové války ve Francii. Původní záměr byl nahradit jimi rychlořezné oceli (pojem je vysvětlen v 2.1.1), to se ale neuskutečnilo, a to z důvodu nedostatečné odolnosti vůči popouštění a vyšší křehkosti. Později se však ukázalo, že skupina těchto ocelí najde uplatnění v aplikacích pro práci za studena. Vyniká totiž vysokou odolností proti opotřebení a vysokou pevností v tlaku [4] [6].

Tyto oceli se používají na nejvíce namáhané nástroje, protože vynikají, jak už bylo uvedeno, výbornou otěruvzdorností a odolností proti opotřebení. Zmíněné vlastnosti jsou zapříčiněny tím, že ledeburitické oceli obsahují velké množství legujících prvků. Z nich především chrom způsobuje v diagramu Fe - Fe₃C (Obr.1) rozšíření oblasti feritu a zmenšení oblasti austenitu. To znamená, že eutektoidní bod S a bod maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu E se posouvají k nižším hodnotám obsahu uhlíku.



Obr. 1 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe-Fe₃C s vyznačenými body S a E [6] [16]

Například pro ocel s 13 % Cr lze v práci [6] odečíst z řezu ternárního diagramu maximální rozpustnost uhlíku v železe γ již při obsahu 1 % C při teplotě přibližně 1430 °C.

Z výše uvedených důvodů se ve struktuře objevují vysoce stabilní otěruvzdorné ledeburitické karbidy [1] [6] [14]. Základním typem těchto ocelí je ocel X210Cr12.

2.2 Tepelné zpracování nástrojových ocelí

NO se obvykle dodávají ve stavu žíhaném na měkko, kdy je struktura tvořena globulárním perlitem. Žíhání na měkko jim poskytne nižší tvrdost. Ta je vyžadována pro zajištění co nejsnazšího opracování. Žíhání na měkko se obvykle používá i před opravným tepelným zpracováním. Společným znakem všech žíhacích pochodů je poměrně dlouhá výdrž na žíhací teplotě a pozvolné ochlazování. Při žíhání na měkko se u nástrojových ocelí používají teploty těsně nad A_1 (viz Obr.1), poté následuje výdrž na této teplotě 2-4 hodiny a pozvolné ochlazení na vzduchu. Nástroje získávají konečné vlastnosti obvykle kalením a popouštěním [2] [5].

2.2.1 Kalení a popouštění nástrojových ocelí

Každá etapa kalení a popouštění ovlivňuje výsledné vlastnosti nástrojových ocelí.

- Austenitizace

Austenitizace je přeměna feriticko-cementitické struktury na strukturu austenitickou. Austenit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe γ . Je dobře tvárný, ale špatně obrobitelný. Tento děj u podeutektoidních ocelí probíhá při teplotě 30-50 °C nad A_3 , u nadeutektoidních je to nad A_1 (viz Obr.1). Výdrž na austenitizační teplotě je dána chemickým složením, velikostí součásti a způsobem výroby výchozího materiálu. Překročení doporučených podmínek austenitizace obecně vede ke zhrubnutí původního austenitického zrna a vyššímu podílu zbytkového austenitu v případě následného kalení, oba tyto jevy jsou nežádoucí [5] [16] [17]. Při austenitizaci legovaných NO dochází k rozpuštění karbidů a tím k sycení tuhého roztoku uhlíkem a legujícími prvky. Tento děj je výraznější při vyšších teplotách. S rozpouštěním karbidů dochází i k homogenizaci austenitu. Na homogenizaci austenitu má velký vliv i délka prodlevy na austenitizační teplotě [6].

Pro chromové ledeburitické oceli jsou doporučované austenitizační teploty kolem 950 - 1050 °C [6]. Vlivem rozpouštění krabidů chromu dojde k nasycení matrice chromem a uhlíkem.

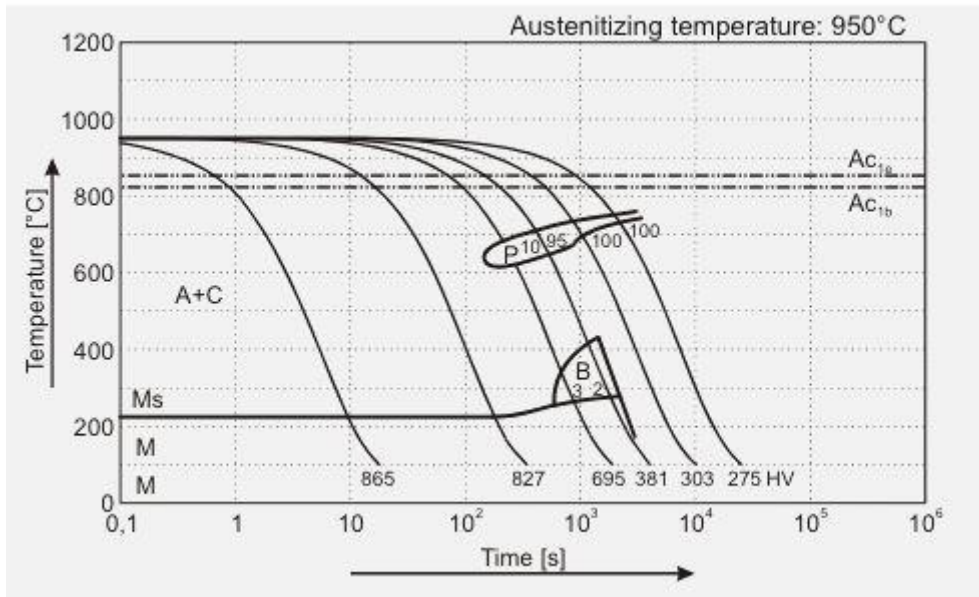
V případě nástrojových ocelí legovaných například wolframem, molybdenem nebo vanadem, je nutné použít austenitizační teploty blízké solidu slitin, aby se karbidy těchto prvků rozpustily [6].

- Ochlazení nadkritickou rychlostí (kalení)

Požadovanou složkou struktury po kalení je martenzit. Martenzit je přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α a jeho základními vlastnostmi jsou, oproti austenitu, tvrdost a pevnost. Martenzit vzniká při nadkritické ochlazovací rychlosti, která musí být dostatečná, aby nemohly proběhnout difúzní fázové přeměny. Ochlazení musí dosáhnout pod teplotu počátku vzniku martenzitu (M_s), růst podílu martenzitu ve struktuře pokračuje jen po dalším snížení teploty, a to až do teploty konce martenzitické přeměny (M_f). Je žádoucí, aby se co nejvíce austenitu přeměnilo na martenzit, ale platí, že po kalení je vždy ve struktuře přítomný zbytkový austenit.

Některé oceli mohou mít z důvodu vysokého obsahu uhlíku a podílu legujících prvků teplotu konce přeměny martenzitu (M_f) pod teplotou 0 °C. Pro dosažení co nejvyššího stupně přeměny se v tomto případě doporučuje použít kryogenní zpracování. Účelem kryogenního zpracování je zmenšit množství zbytkového austenitu a tím zlepšit rozměrovou stabilitu. Odborná literatura [14] uvádí i výrazné zlepšení odolnosti proti opotřebení. To je výhodné zejména u ocelí s velkým podílem legur, díky kterým je množství zbytkového austenitu ve struktuře vysoké. Některé prameny [2] [5] [14] [17] uvádějí, že zmrazování se bezprostředně provádí po kalení, jeden z nich [14] nabízí ještě možnost zmrazování až po popouštění, tentýž zdroj také uvádí, že používanější je možnost zmrazování těsně po kalení. Jako ochlazovací prostředí se obvykle používá suchý led pro teploty do -80 °C, anebo tekutý dusík pro teploty do -196 °C.

Průběh rozpadu austenitu při plynulém ochlazování popisují podrobně diagramy ARA. Na Obr. 2 je příklad ARA diagramu pro ocel X210Cr12, austenitizační teplota 950 °C, kalící medium olej.



Obr. 2 ARA diagram oceli X210Cr12 [18]

Z obrázku je patrné, že po nejrychlejším ochlazení z austenitizační teploty lze dosáhnout u zakalené struktury 865 HV (odpovídá přibližně hodnotě 66 HRC [19]).

Jako zakalená struktura se považuje taková, která obsahuje alespoň 50 % objemu martenzitu. Splnění tohoto požadavku se může posuzovat podle dosažené tvrdosti [5] [16] [20]. Pokud po austenitizaci dochází ke kalení používá se pro austenitizační teplotu výraz kalící teplota.

- Popuštění

Struktura NO je po kalení tvořena martenzitem, karbidy, a vysokým podílem zbytkového austenitu (až 30 %), pro vlastní aplikaci má nevyhovující vlastnosti, je křehká a náchylná k praskání. Pro změnu těchto vlastností a snížení nežádoucího podílu zbytkového austenitu je třeba NO bezprostředně po kalení popustit [6] [17].

Správnou volbou parametrů popouštění lze přizpůsobit finální tvrdost a houževnatost materiálu pro konkrétní praktickou aplikaci. Obecně je popouštění ohřev kalného předmětu na určenou teplotu, která nepřesahuje teplotu A₁ a výdrží na této teplotě, v případě nedosažení potřebných parametrů se tento cyklus opakuje. Podle teploty popouštění se rozlišuje nízkoteplotní a vysokoteplotní popouštění.

- Nízkoteplotní popouštění – Jedná se o teplotu do 300 °C. Při této fázi se mění tetragonální martenzit na kubický. Od 200 °C se rozpadá zbytkový austenit

na strukturu bainitického typu a zlepšuje se houževnatost. Zvětšuje se měrný objem oceli [5]. Nízkoteplotně se obvykle popouštějí oceli pro práci za studena [7]. Zástupcem těchto ocelí je například ocel 45NiCrMo16, která se používá na vysoce namáhané razicí nástroje používané při výrobě mincí a medailí nebo zápustky pro kalibrování drobných výkovek [21].

- Vysokoteplotní popouštění - Jedná se o teplotu nad 400 °C. Při vyšších teplotách vzniká cementit a martenzit se přeměňuje ve ferit, výsledek je struktura nazývaná sorbit. Účelem je vysoká houževnatost a plasticita. Pro kalení a vysokoteplotní popouštění se používá výraz zušlechťování [5]. Nástrojové legované oceli se mohou popouštět i 2x, rychlořezné oceli až 3x. Několikanásobným popouštěním se docílí dokonalejšího rozpadu zbytkového austenitu a transformace sekundárního martenzitu [2]. Mezi nástrojové oceli, které jsou vhodné pouze pro vysokoteplotní popouštění, patří například ocel X30WCrV9-3. Využívá se pro velmi namáhané nástroje pro zpracování barevných kovů, především mědi a jejích slitin, lisovací a tažné trny, matrice, nástroje na protlačování, děrovací nástroje a nástroje pro tlakové lití [21].

Závislost tvrdosti na popouštěcí teplotě pro konkrétní kalící teplotu se nazývá popouštěcí křivka. Každá NO má v materiálových listech uveden rozsah doporučených kalících teplot, obecně platí, že s narůstající teplotou popouštění finální tvrdost klesá, nicméně u vysokolegovaných NO dochází po kalení z vyšší kalící teploty v oblasti vysokoteplotního popouštění k opětovnému nárůstu tvrdosti. Tento jev se nazývá sekundární tvrdost a je způsoben precipitací velmi jemných sekundárních karbidů při popouštění [3] [5] [9].

2.2.2 Tepelné zpracování ledeburitických ocelí

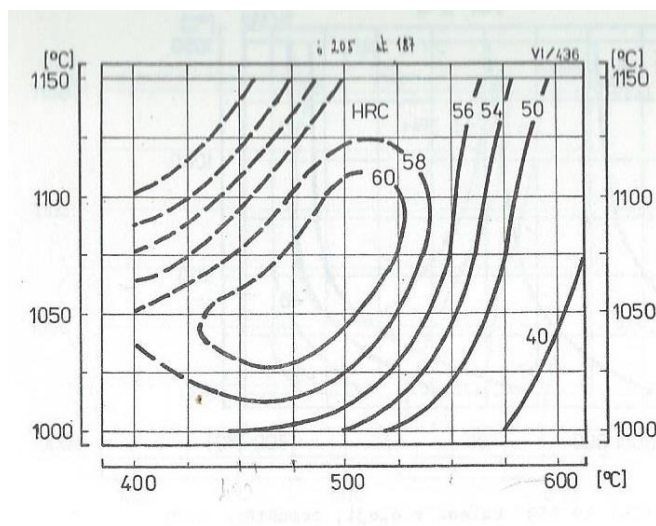
Před použitím musí být všechny ledeburitické oceli tepelně zpracovány. Tepelné zpracování ledeburitických ocelí se skládá, jak již bylo uvedeno, z ohřevu na austenitizační teplotu (tj. kalící teplotu), dále výdrž na této teplotě, kalení a někdy i kryogenní zchlazování. Poté musí vždy následovat popouštění, které je z pravidla několika násobné [6].

- Vliv parametrů tepelného zpracování na tvrdost ledeburitických ocelí

Pro ledeburitické oceli je doporučen stupňovitý ohřev na kalící teplotu. Důvodem stupňovitého ohřevu je velmi nízká tepelná vodivost všech ocelí ledeburitického typu. Teploty předehřevu se volí 450-500 °C a další těsně pod teplotou A_1 [6].

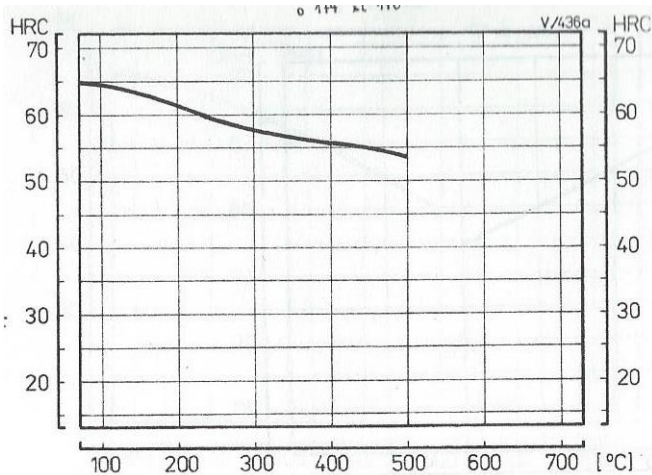
Pro ocel X210Cr12 bývalý přední výrobce NO doporučuje 2 oblasti kalících teplot, nižší 930-960 °C a vyšší 1040-1080 °C [7]. Vyšší doporučené kalící teploty se používají pouze v případě zpracování na sekundární tvrdost.

Na Obr. 3 je možné vidět, jak se mění tvrdost v závislosti na podmínkách TZ (tzv. vrstevnicový diagram), pokud je ocel X210Cr12 kalena do oleje [4] [6] [7].



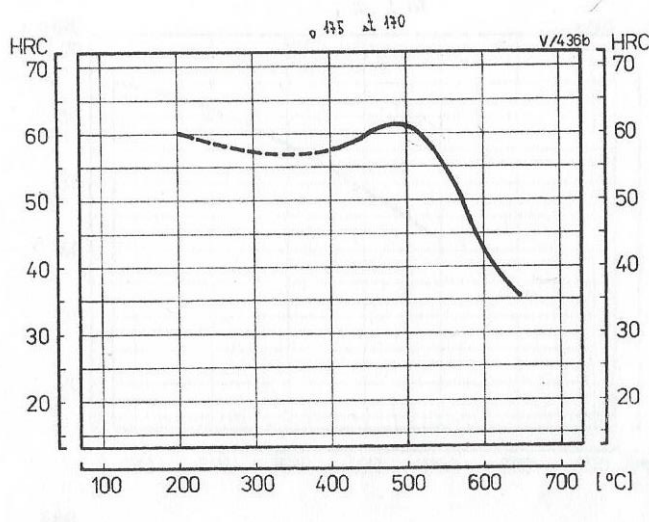
Obr. 3 Tvrdost oceli X210Cr12 v závislosti na kalící a popouštěcí teplotě (kalení do oleje) [7]

Dřívější výrobce oceli X210Cr12 [7] uvádí popouštěcí křivky po kalení do oleje, křivka po kalení z teploty 960 °C je na Obr. 4. Z Obr. 4 je patrné, že po kalení z 960 °C s rostoucí teplotou popouštění tvrdost klesá.



Obr. 4 Popouštěcí křivka pro ocel X210Cr12 kalenou z 960 °C do oleje [7]

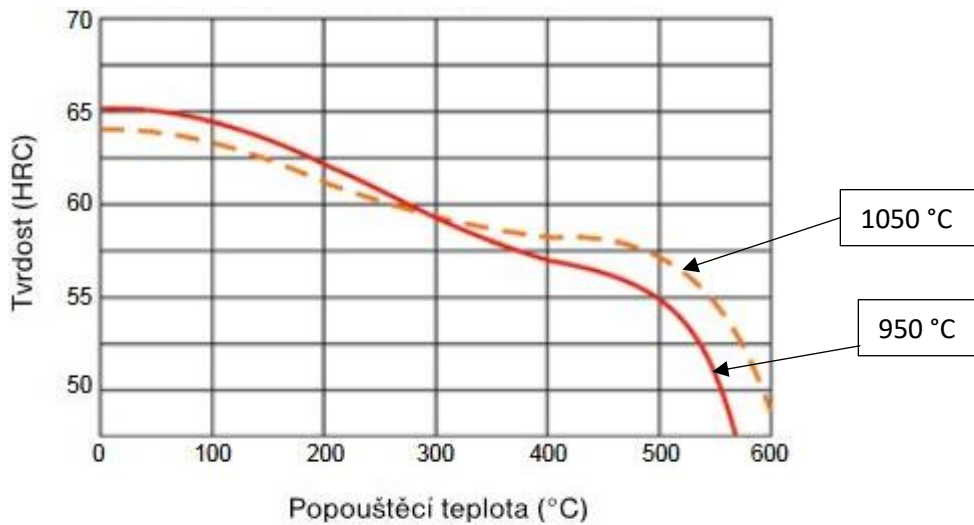
Křivka po kalení z teploty 1060 °C je na obrázku Obr. 5. Po kalení z teploty 1060 °C (Obr. 5) do oleje se projevívá výskyt tzv. sekundární tvrdosti [7] při teplotě popouštění přibližně 500 °C.



Obr. 5 Popouštěcí křivka pro ocel X210Cr12 kalenou z 1060 °C do oleje [7]

Současný výrobce Böhler [4] dodává ocel X210Cr12 (1.2080) pod označením K 100 v materiálových listech uvádí popouštěcí křivky viz Obr. 6. Z obrázku je patrné, že při kalení z teploty 950 °C (nepřerušovaná křivka) s narůstající teplotou tvrdost klesá. Po kalení z teploty 1050 °C (čárkovaná křivka) je na popouštěcí křivce vidět nevýrazná oblast sekundární tvrdosti při teplotě popouštění 450 °C. Tato tvrdost je přibližně o 2 HRC vyšší než tvrdost po kalení z teploty nižší 950 °C a popouštění při stejné teplotě. Je však

třeba zdůraznit, že u uvedených popouštěcích křivek výrobce nespecifikuje kalící prostředí [4].



Obr. 6 Popouštěcí diagram pro ocel X210Cr12 kalenou při 950 °C a 1050 °C [4]

Böhler [4] doporučuje pro ocel 1.2080 výdrž při austenitzační teplotě po prohřátí v celém průřezu na 15 až 30 minut. Jako ochlazovací prostředí výrobce doporučuje olej nebo solnou lázeň (220 až 250 °C nebo 500 až 550 °C) nebo pro tenké součásti (tloušťka max. 25 mm) je možno použít vzduch. Uvedená dosažitelná tvrdost po kalení je 57 až 65 HRC. Popouštěcí teplota se určuje podle požadované tvrdosti z popouštěcího diagramu. Výdrž na teplotě je nejméně 2 hodiny, odvíjí se však od tloušťky součásti [4].

Z dostupné literatury a praxe [2] [7] je známo, že průběh popouštěcí křivky pro jednu nástrojovou ocel neovlivňuje pouze výše kalící teploty. Byl prokázán také vliv kryogenního zpracování zařazeného mezi kalení a popouštění, na průběh popouštěcí křivky X210Cr12 [8].

V současné době se pro kalení oceli X210Cr12 také používá přetlak dusíku například ve firmě Prikner – Tepelné Zpracování Kovů, s.r.o. Praktické zkušenosti této firmy ukazují, že u NO se mírně liší průběh popouštěcích křivek, pokud jsou kaleny ve vakuové peci v přetlaku dusíku. Tyto popouštěcí křivky pro ocel X210Cr12 dosud dostupná literatura neuvádí.

3 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Následující experiment bude doplňovat doposud známé popouštěcí křivky oceli X210Cr12 a přispěje tak k predikaci reálně dosahovaných tvrdostí u sledované oceli v závislosti na použitých parametrech tepelného zpracování, dále pak TZ. Chemické složení sledované oceli dle [4] uvádí Tab 3.

Tab. 3 Chemické složení oceli X210Cr12 [4]

Prvek	Obsah v %
Cr	11,0 - 13,0
Mn	0,2 - 0,6
Si	0,1 - 0,6
C	1,90 - 2,20
P	max. 0,03
S	max 0,03

V experimentální části bakalářské práce je hodnocen vliv kalení v přetlaku dusíku na průběh popouštěcích křivek pro ocel X210Cr12. Velikost zkušebních vzorků byla 25x25x25 mm.

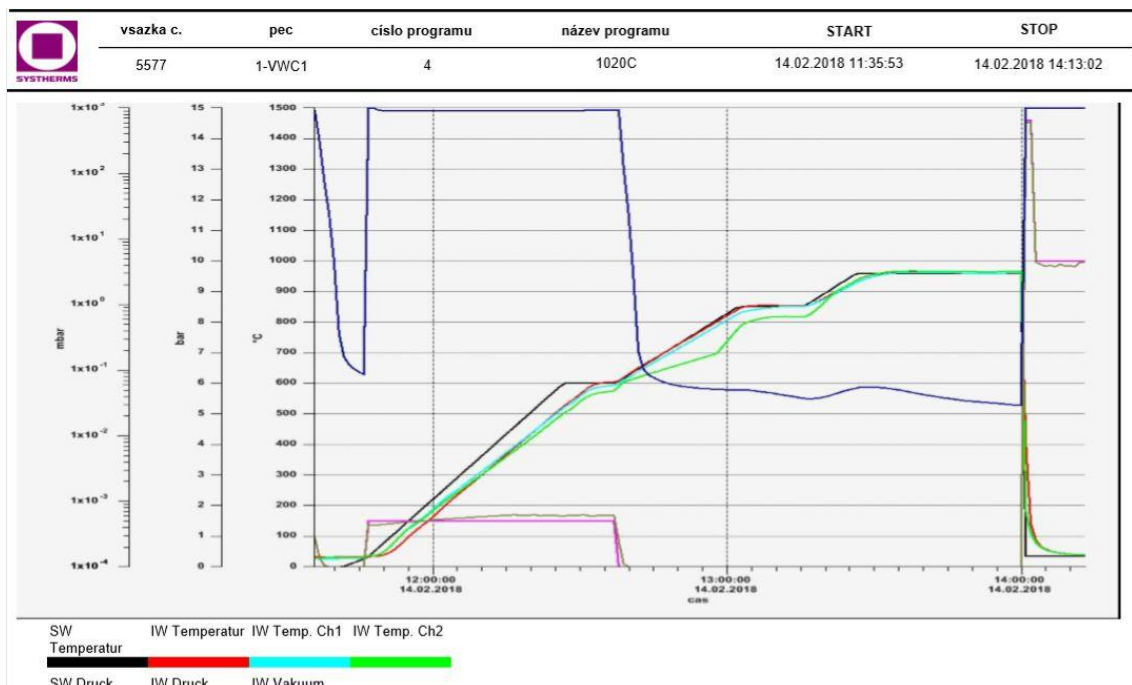
Při tepelném zpracování byly použity kalící teploty 1060 °C a 960 °C a kalení přetlakem dusíku 15 bar. Ochlazovací mohutnost tohoto kalícího prostředí se podle zkušeností kalírny PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o blíží ochlazovací mohutnosti oleje. Olej je ochlazovacím médiem u dosud známých popouštěcích křivek viz. Obr. 4. a 5.

Tab. 4 uvádí označení vzorků v závislosti na parametrech TZ. Po kalení z nižší sledované (960 °C) teploty jsou sledovány tvrdosti v oblasti nízkoteplotního popouštění. Po kalení z vyšší (1060 °C) teploty jsou sledovány tvrdosti v oblasti vysokoteplotního popouštění. V rozmezí popouštěcích teplot 400-550 °C lze očekávat výskyt sekundární tvrdosti [6] [17] [22], proto byly vzorky popouštěny při těchto teplotách. Austenitizace vzorků probíhala 30 minut. Vzorky byly popouštěny pouze 1x2 hodiny. Materiál X210Cr12 je hodnocen ve výchozím stavu i po uvedeném tepelném zpracování.

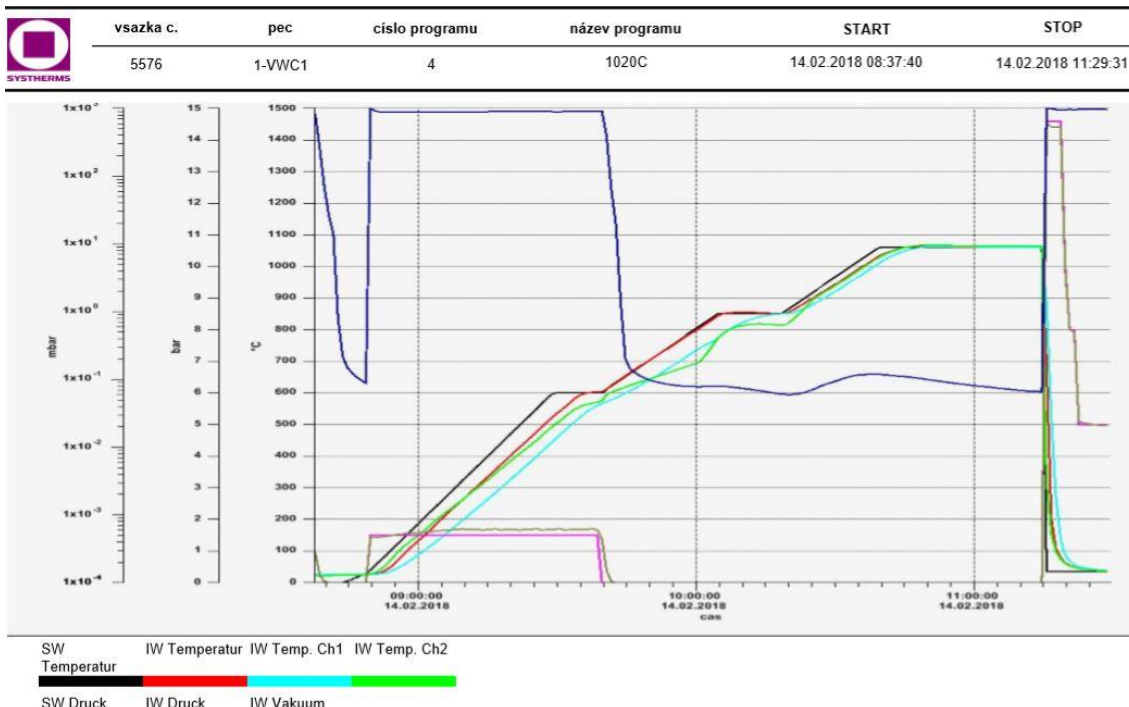
Tab. 4 Označení a tepelné zpracování vzorků

Kalící teplota [°C]	Popouštěcí teplota [°C]	Označení vzorku
Výchozí stav po žihání na měkko		0
960	180	11
	200	12
	220	13
	250	14
1060	400	21
	450	22
	500	23
	550	24

Tepelné zpracování bylo provedeno ve firmě PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o, záznam průběhu TZ uvádí Obr.7. (kalící teplota 960 °C) a Obr. 8 (kalící teplota 1060 °C)



Obr.7 Závislost teploty na čase pro tepelné zpracování oceli X210Cr12 (kalící teplota 960 °C)



Obr.8 Závislost teploty na čase pro tepelné zpracování oceli X210Cr12 (kalící teplota 1060 °C)

3.1 Měření tvrdosti

Pro měření tvrdostí byly použity statické vnikací zkoušky. Konkrétně se jednalo o zkoušky tvrdosti dle Rockwella a Brinella. Tyto zkoušky jsou založeny na principu vtlačování indentoru do povrchu vzorku. U měření materiálu je nutné, aby povrch byl hladký a rovný [16]. Proto bylo potřeba obrousit vzorky před vlastním měřením na brusce Leco – GPX 300 (Obr. 9).



Obr. 9 Bruska Leco – GPX 300

Tvrdot tepelně zpracovaných vzorků byla měřena metodou podle Rockwella (stupnice C) na tvrdoměru Emcotest M4C 075 63 (Obr. 10). Indentorem byl diamantový kužel s vrcholovým úhlem 120° a poloměrem zaoblení špičky 0,2 mm. Parametry zkoušky jsou v Tab.5. Zkouška byla provedena dle normy ČSN EN ISO 6508-1.

Tab. 5 Parametry použité při měření tvrdosti HRC

Předzatižení	Hlavní zatižení	Doba předzatižení	Doba hl. zatižení
98,10 N	1471 N	1 s	5 s



Tvrdot materiálu ve výchozím stavu byla měřena pomocí zkoušky dle Brinella (HBW5/750). Zkouška byla provedena na tvrdoměru Emcotest M4C 075 63 (Obr. 10). Zmiňovaný tvrdoměr má vyměnitelný indentor. Jako indentor pro metodu měření tvrdosti dle Brinella byla použita kulička z tvrdokovu o průměru 5 mm, při zkušební zátěži 7355 N a při době zátěže 10 s. Zkouška byla provedena dle normy ČSN EN ISO 6506-1.

Obr. 10 Tvrdoměr Emcotest M4C 075 63

3.2 Metalografická analýza

Pro metalografickou analýzu byly ze série vzorků vybrány vzorky se shodnou výslednou tvrdostí a vzorek ve výchozím stavu.

Ocel X210Cr12 je vyrobena klasickou metalurgií, z toho důvodu byl metalografický vzorek materiálu ve výchozím stavu připraven v příčném i podélném řezu.

Vzorky byly nejdříve nařezány na potřebnou velikost pomocí přístroje Leco PR-X4. Nařezané vzorky byly zafixovány ve fixovací hmotě pomocí metalografického lisu. Poté byly vzorky broušeny a následně leštěny na brusce Leco – GPX 300 (Obr. 9). Poslední krok úpravy vzorků bylo leptání v Nitalu (5% roztok HNO_3 v ethanolu). Pozorování proběhlo na světelném mikroskopu Neophot 32, viz Obr. 11. Světelná mikroskopie bude dále označována jako SM.



Obr. 11 Použitý světelný mikroskop Neophot 32.

4 VÝSLEDKY A JEJICH DISKUZE

Bylo ověřeno chemické složení sledované oceli X210Cr12. Na analýzu vzorků byl použit ruční analyzátor chemického složení, který nevyhodnocuje obsah uhlíku. Výsledky měření jsou v Tab. 6. Na základě porovnání hodnot v Tab. 3 a zjištěného chemického složení v Tab. 6 je možné konstatovat, že experimentální materiál odpovídá oceli X210Cr12.

Tab. 6 Naměřené chemické složení oceli X210Cr12 [15]

Prvek	Obsah v %
Cr	11,22
Mn	0,30
Mo	0,15
V	0,15

4.1 Měření tvrdostí

Jak již bylo uvedeno, tvrdost materiálu ve výchozím stavu byla měřena metodou podle Brinella. Bylo provedeno 5 měření, ze kterých byl vypočítán průměr a směrodatná odchylka. Naměřená hodnota tvrdosti byla $214,40 \pm 0,48$ HBW 5/750. Po zaokrouhlení dle normy [23] je tvrdost materiálu ve výchozím stavu 214 ± 1 HBW 5/750. Naměřená hodnota tvrdosti oceli X210Cr12 ve výchozím stavu je nižší než udává materiálový list [24], který udává 248 HB. V porovnání s prací [25], kde tvrdost stejné oceli ve výchozím stavu byla naměřena 225 HBW, je možno konstatovat, že tvrdost sledované oceli X210Cr12 ve výchozím stavu je mírně nižší než udává materiálový list, ale přibližně stejná jako v práci [8].

V Tab. 7 jsou naměřené tvrdosti HRC pro sledované stavy po TZ. Na každém vzorku bylo provedeno 5 měření, vypočítána průměrná hodnota a směrodatná odchylka. Výpočty byly provedeny pomocí počítačové aplikace Excel.

Tab.7 Tvrdost HRC pro ocel X210Cr12 v závislosti na parametrech tepelné zpracování

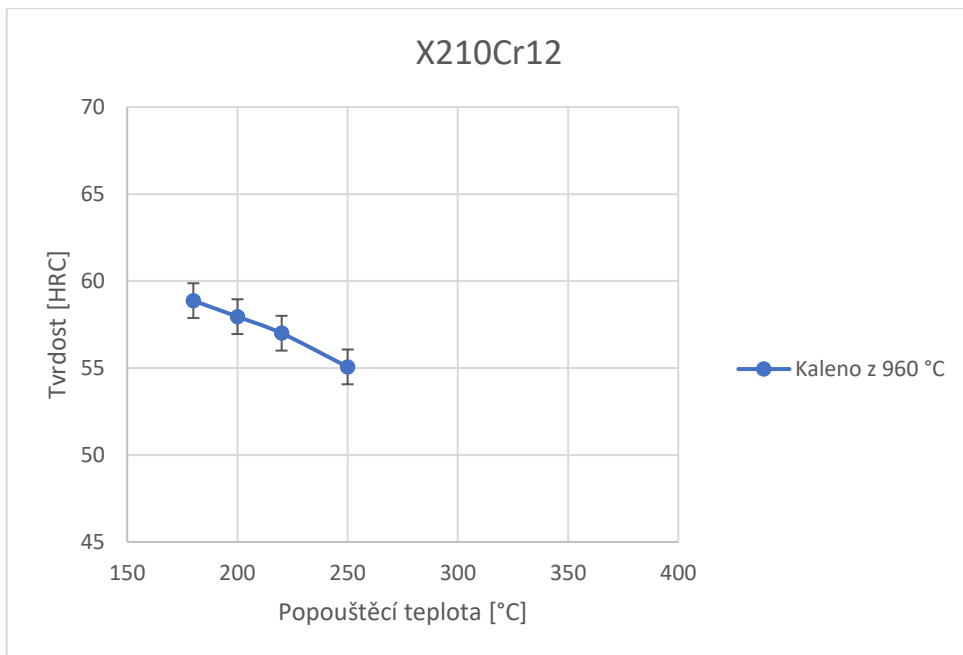
Kalící teplota [°C]	Označení vzorku	Teplota pop. [°C]	HRC	S _{HRC}
960	11	180	59	0,3
	12	200	58	0,3
	13	220	57	0,2
	14	250	55	0,5
1060	21	400	55	0,4
	22	450	55	0,4
	23	500	59	0,3
	24	550	48	0,3

Z hodnot v Tab. 7 je patrné, že v souladu s teoretickými předpoklady lze u oceli X210Cr12 při použití různých parametrů TZ a aplikaci kalení v přetlaku dusíku 15 bar dosáhnout shodných tvrdostí. Maximální dosažitelná tvrdost 59 HRC byla zjištěna po kalení z teploty 960 °C a popouštění při 180 °C stejně jako po kalení z teploty 1060 °C a popouštění při 500 °C. Konečné tvrdosti 55 HRC bylo dosaženo po kalení z teploty 960 °C a popouštění při 250 °C stejně jako po kalení z teploty 1060 °C a popouštění při 400 °C a 450 °C.

4.1.1 Popouštěcí křivky

Hlavním cílem předložené bakalářské práce bylo stanovit popouštěcí křivky oceli X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar z teploty 960 °C s nízkoteplotním popouštěním a po kalení z 1060 °C s vysokoteplotním popouštěním. Popouštěcí křivky byly nakresleny z průměrných hodnot tvrdostí (Tab. 7).

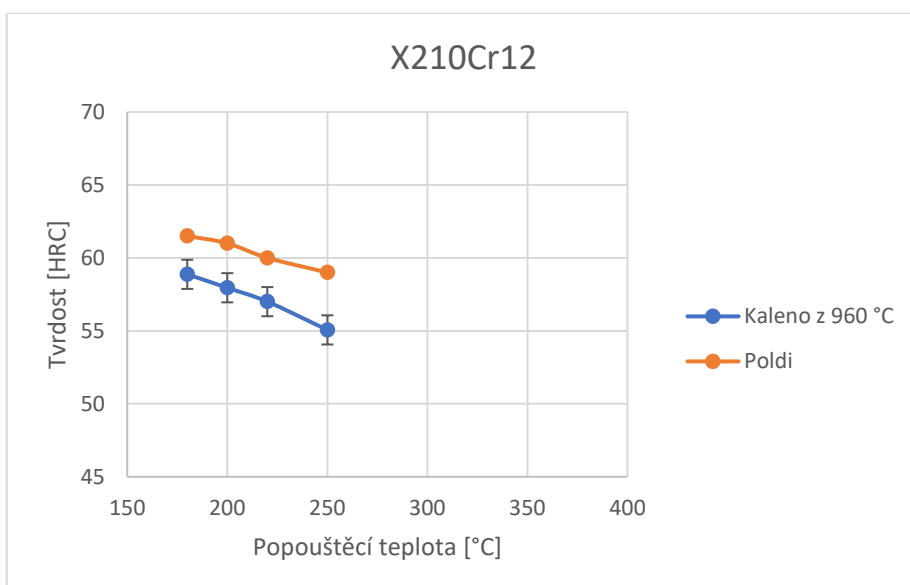
Obr. 12 uvádí popouštěcí křivku po kalení z nižší teploty v kombinaci s nízkoteplotním popouštěním. Z obrázku je patrné, že v tomto případě, s rostoucí popouštěcí teplotou, tvrdost sledované oceli klesá, jak bylo očekáváno [7] [17].



Obr. 12 Popouštěcí křivka oceli X210Cr12, kalící teplota 960 °C, kalení v přetlaku dusíku 15 bar

Je možné konstatovat, že při daných podmínkách kalení a po, v praxi obvyklé, teplotě nízkoteplotního popouštění 200 °C lze u sledované oceli dosáhnout tvrdosti 58 HRC.

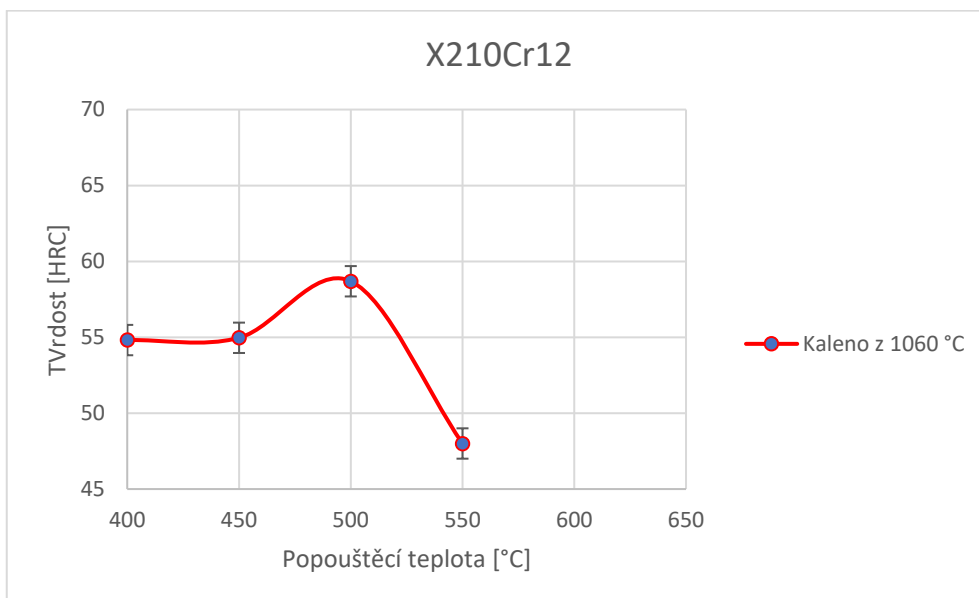
Na Obr. 13 je možné porovnat popouštěcí křivku oceli X210Cr12 (kalící teplota 960 °C, přetlak dusíku 15 bar) autorky předložené práce a popouštěcí křivku (označena Poldi) z práce [7], kdy byla sledovaná ocel kalena ze stejné teploty, ale do oleje.



Obr. 13 Porovnání popouštěcích křivek nízkoteplotního popouštění

Je patrné, že charakter porovnávaných popouštěcích křivek si odpovídá, nicméně hodnoty tvrdostí po kalení v přetlaku dusíku jsou přibližně o 2 HRC nižší než po kalení do oleje. Vzhledem k tomu, že tvrdost sledované oceli ve výchozím stavu byla mírně nižší než uvádí výrobce, nelze s jistotou tvrdit, jestli tento rozdíl je dán pouze použitým ochlazovacím médiem. Lze přepokládat, že výsledek je ovlivněn oběma faktory. Pro jednoznačné určení vlivu ochlazovacího media by bylo nutné provést opakovaný experiment, kdy by pro kalení do oleje i v přetlaku dusíky byl použit materiál stejného výchozího stavu.

Část popouštěcí křivky, zjištěné v rámci předložené práce, oceli X210Cr12 v oblasti vysokoteplotního popouštění po kalení z teploty 1060 °C v přetlaku dusíku 15 bar je na Obr. 14.



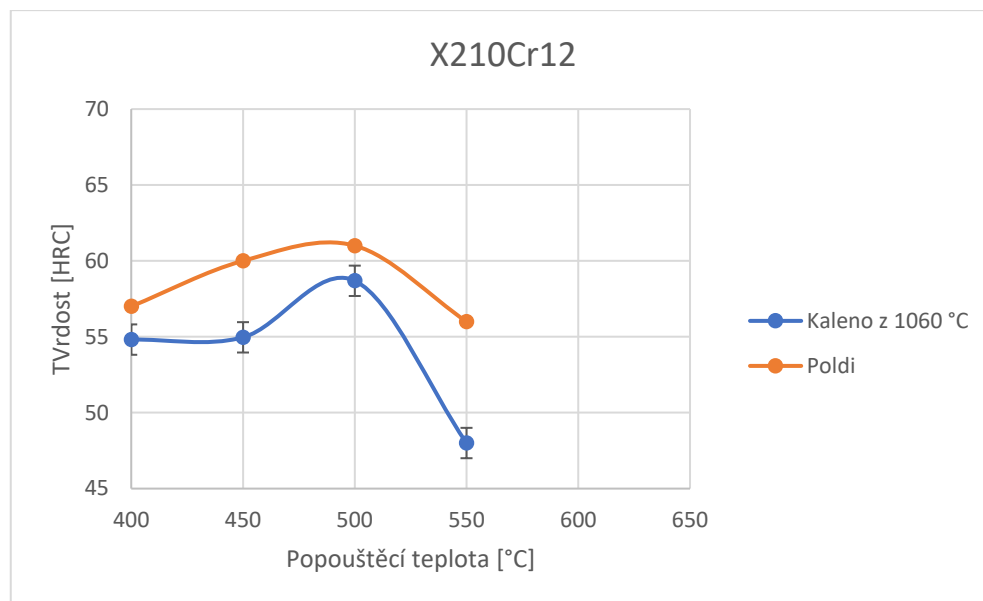
Obr. 14 Popouštěcí křivka oceli X210Cr12, kalící teplota 1060 °C, v přetlaku dusíku 15 bar

Dle očekávání [6] [17] [22] je na zjištěné křivce Obr. 14 patrný výskyt sekundární tvrdosti. Lze odhadovat, že maximální tvrdosti 59 HRC, je reálně dosaženo po popouštěcí teplotě 500 °C. Je možné konstatovat, že při daných podmínkách kalení a po, v praxi obvyklé, teplotě vysokoteplotního popouštění 500 °C lze u sledované oceli dosáhnout tvrdosti 59 HRC.

Je zajímavé, že v práci [8] autorka uvádí pro ocel X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar z nižší teploty kalení 1020 °C a popouštění 500 °C dosažení vyšší tvrdosti 60 HRC,

ačkoliv po nižší kalící teplotě a stejné popouštěcí teplotě lze očekávat nižší tvrdost. Je však třeba říci, že rozdíl tvrdosti o 1 HRC, je v rámci přesnosti měření danou metodou. Nelze s jistotou určit, zda tento rozdíl je dán odlišnou tavbou materiálu (tvrdosti výchozího materiálu), měřením v jiné laboratoři nebo kombinací těchto faktorů.

Na Obr.15 je možné vidět porovnání známé popouštěcí křivky Poldi pro ocel X210Cr12 po kalení z teploty 1060 °C do oleje [7] (křivka označena Poldi) a křivky autorky předložené práce (ocel kalenou z 1060 °C v přetlaku dusíku 15 bar).

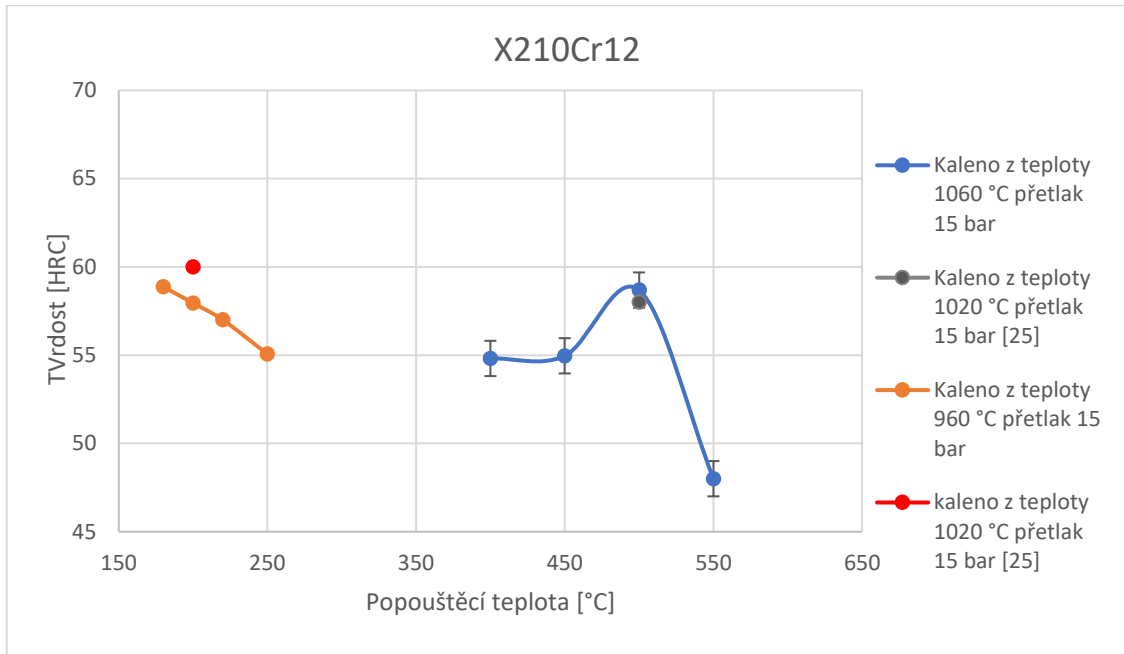


Obr. 15 Porovnání popouštěcích křivek vysokoteplotního popouštění

Je vidět, že hodnoty tvrdostí po kalení v přetlaku dusíku 15 bar jsou nižší než tvrdosti po kalení do oleje (křivka Poldi [7]). Lze konstatovat, že obě křivky dosahují sekundární tvrdosti přibližně při stejné popouštěcí teplotě 500 °C. Zajímavé je, že právě tvrdosti po popouštěcí teplotě 500 °C se po kalení v obou prostředích v rámci přesnosti měření liší minimálně. Tuto skutečnost by bylo v další práci vhodné ověřit použitím stejného výchozího materiálu a kalením a v obou prostředích.

Výsledky dosažené v předložené práci je také možno porovnat s výsledky Kuksenko [25]. V Obr. 16 jsou vyneseny popouštěcí křivky zjištěné v rámci předložené práce, které jsou doplněny o tvrdosti zjištěné po kalení z teploty 1020 °C ve stejném kalícím prostředí a po popouštění 200 °C a 500 °C. Dle očekávání [17] byla v případě nízkoteplotního popouštění při použití vyšší kalící teploty dosažena vyšší výsledná tvrdost. Stejně tak

po kalení z nižší kalící teploty a vysokoteplným popouštěním byla dosažena mírně nižší konečná tvrdost. Je možno konstatovat, že dosažené hodnoty tvrdostí v předložené práci jsou v dobrém souladu s výsledky předcházející práce [25].



Obr. 16 Porovnání tvrdostí oceli X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar při použití různých kalících teplot v závislosti na teplotě popouštění

4.2 Metalografická analýza

Byla provedena metalografická analýza pomocí SM oceli X210Cr12 ve výchozím stavu a ve vybraných případech tepelného zpracování.

Jak již bylo uvedeno ve výchozím stavu byla struktura hodnocena v příčném i podélném řezu (Obr. 17).



a) příčný směr



b) podélný směr

Obr. 17 Struktura oceli X210Cr12 ve výchozím stavu v příčném, SM

Struktura je v obou případech tvořena matricí a karbidy, jejichž velikost dosahuje až 25 μm . Literatura [6] uvádí souvislost mezi velikostí karbidů a pevnosti v ohybu. Je možno konstatovat, že velikost karbidických částic odpovídá dobrému prokovaní a lze předpokládat, že by nezpůsobila nežádoucí pokles pevnosti v ohybu. Matrice základního materiálu je tvořena globulárním perlitem, což odpovídá stavu po žíhání naměkko. Z porovnání struktur na Obr. 17 je možné konstatovat, že struktura použitého materiálu má mírný sklon k řádkovitosti, která je však pro sledovanou nástrojovou ocel obvyklá [6].

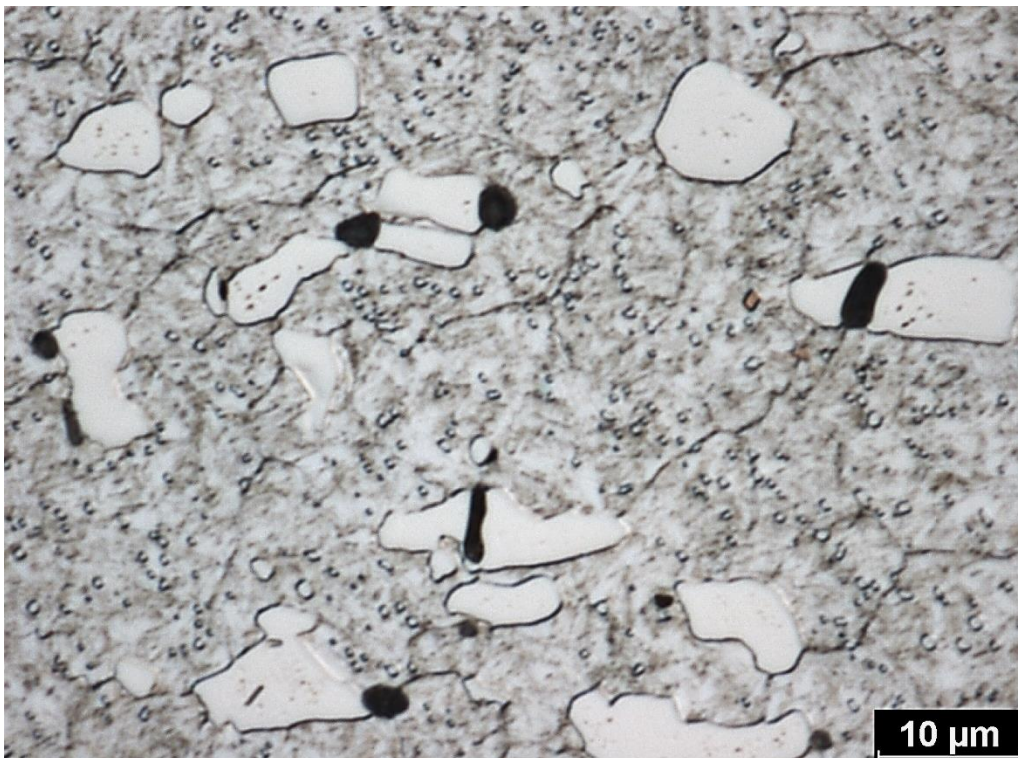
Na základě sestrojených popouštěcích křivek (Obr. 12 a 14) byly pro metalografickou analýzu vybrány 2 vzorky se shodnou finální tvrdostí 59 HRC. Jedná se o vzorek kalený z teploty 960 °C s popouštěním 180 °C (Obr. 18 a) a vzorek kalený z teploty 1060 °C s popouštěním 500 °C (Obr. 18 b), který vykazuje sekundární tvrdost.

V obou případech je struktura tvořena martenzitem, zbytkovým austenitem a karbidy. Vzhledem k odlišným parametrům tepelného zpracování lze očekávat ve sledovaných stavech odlišný charakter martenzitických jehlic, který však nelze rozpoznat pomocí SM, stejně jako nelze stanovit velikost podílu zbytkového austenitu. Charakter martenzitických jehlic by bylo možné analyzovat pomocí řádkovací elektronové mikroskopie (SEM) a podíl zbytkového austenitu rentgenografickou analýzou. Nicméně z porovnání struktur na Obr. 18 lze konstatovat, že ve struktuře po kalení z vyšší sledované kalící teploty došlo dle předpokladu [6] k částečnému rozpuštění karbidů.

Na Obr. 18 b) je vidět výskyt jemných sekundárních karbidů odpovídající zpracování na sekundární tvrdost. Pro kvantifikaci karbidických částic by však musela být použita SEM v kombinaci s obrazovou analýzou na statisticky vyhovujícím počtu vzorků. Tato analýza je nad rámec předložené bakalářské práce, může být předmětem další práce autorky. Dále by bylo vhodné pro sledované stavy doplnit zkoušku v tříbodovém ohybu a zkoušku odolnosti proti opotřebení například metodou Pin-on-Disc.



a) Kalící teplota 960 °C, teplota popouštění 180 °C



b) Kalící teplota 1060 °C, teplota popouštění 500 °C

Obr. 18 Struktura oceli X210Cr12 po kalení a popouštění 1x2 hodiny, SM

5 ZÁVĚRY

Byla provedena analýza nástrojové ledeburitické oceli X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar. Na základě dosažených výsledků lze konstatovat:

1. Naměřená hodnota tvrdosti výchozího stavu byla $214,40 \pm 0,48$ HBW 5/750. Struktura výchozího stavu je tvořena globulárním perlitem a karbidy.
2. Byla sestavena popouštěcí křivka oceli X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar z teploty 960 °C s nízkoteplotním popouštěním
3. Hodnoty tvrdostí po kalení v přetlaku dusíku po nízkoteplotním popouštění jsou přibližně o 2 HRC nižší než po kalení do oleje.
4. Byla sestavena popouštěcí křivka oceli X210Cr12 po kalení v přetlaku dusíku 15 bar z teploty z 1060 °C s vysokoteplotním popouštěním.
5. Hodnoty tvrdostí po kalení v přetlaku dusíku 15 bar po vysokoteplotním popouštění jsou nižší než tvrdosti po kalení do oleje. Pro teplotu popouštění 500 °C je tento rozdíl 1 HRC.
6. Byla provedena metalografická analýza pomocí světelné mikroskopie u vzorků se shodnou finální tvrdostí, ale po zpracování při odlišných parametrech.
7. Výsledná struktura je v obou případech tvořena jemným martenzitem a karbidy. Lze očekávat i podíl zbytkového austenitu, který však nelze rozpoznat pomocí světelné mikroskopie.
8. Pro podrobnější metalografickou analýzu by bylo vhodné použít řádkovací elektronovou mikroskopii.
9. Získané výsledky by bylo v další práci vhodné doplnit zkouškou v tříbodovém ohybu a zkouškou odolnosti proti opotřebení metodou Pin-on-Disc.
10. Cíle práce byly splněny.

6 BIBLIOGRAFIE

- [1] ČSN EN 10020. *Definice a rozdělení ocelí*. Praha: Český normalizační institut, 2001.
- [2] FREMUNT, Přemysl, Jiří KREJČÍK a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Nástrojové oceli*. Vyd. 1. Brno: Dům techniky Brno, 1994.
- [3] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: VŠCHT Praha, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
- [4] *Böhler K100: Nástrojové oceli pro práci za studena* [online]. b.r. [cit. 20.1.2018]. Dostupné z: <http://www.bohler.cz/czech/files/downloads/K100.pdf>
- [5] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [6] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2009, 221 s. ISBN 978-80-01-04439-1.
- [7] PŘIBIL, Erich. *Nástrojové oceli Poldi a jejich použití*. 1. vyd. Kladno: Moravské tiskařské závody, 1986.
- [8] KUKSENKO, Yana. *Vliv parametrů tepelného zpracování na popouštěcí křivky nástrojové oceli X210Cr12*. Praha, 2017. Diplomová práce. ČVUT. Vedoucí práce Jana Sobotová.
- [9] MACEK, Karel. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: ČVUT v Praze, 1991.
- [10] ČSN EN ISO 4957. *Nástrojové oceli*. Český normalizační institut, 2003.
- [11] D3 Tool Steel - High-Carbon, High-Chromium, Cold-Work Steel (UNS T30403). *AZO Materials* [online]. b.r. [cit. 2018-07-12]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=6215>
- [12] ČSN EN 10027-1. *Systém označování ocelí*. Český normalizační institut, 2006.
- [13] MACEK, Karel. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 8001035131.
- [14] SOBOTOVÁ, Jana. *Perspektivní nástrojové oceli*. Praha, 2016. ISBN 978-80-01-06051-3. Habilitační přednášky. ČVUT v Praze.
- [15] 1.2631 / X 50 CrMoW9-1- 1 / 19 559. *Tool Steel* [online]. Tool Steel, b.r. [cit. 2018-07-09]. Dostupné z: <http://toolsteel.cz/1-2631-x-50-crmow9-1-1-19-559/>
- [16] SOBOTOVÁ, Jana, Jakub HORNÍK, Zdeňka JENÍKOVÁ a Elena ČIŽMÁROVÁ. *Nauka o materiálu I. a II. cviční*. 1. vyd. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2014.

- [17] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Západočeská univerzita v Plzni, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [18] D3 Tool Steel (X210Cr12). *Www.interlloy.com* [online]. b.r. [cit. 2018-07-16]. Dostupné z: <http://www.interlloy.com.au/our-products/tool-steel/d3-tool-steel-x210cr12/>
- [19] ČSN EN ISO 18265: *Kovové materiály - Převod hodnot tvrdosti*. Praha: Český normalizační institut, 2014.
- [20] MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: Česká technika, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.
- [21] Materiálové listy. *Bolzano* [online]. b.r. [cit. 2018-07-12]. Dostupné z: <https://www.bolzano.cz/cz/technicka-podpora/technicka-prirucka/nastrojove-oceli>
- [22] ERNST, Martin a Peter SOMMER. Influence of deep temperature-treatment on the tempering behavior of the cold working steel 90MnCrV8. *The heat treatment market*. SOLO Swiss, 2017, (1), 5-9.
- [23] ČSN EN ISO 6506. *Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Brinella*. Praha: Český normalizační institut, 2006.
- [24] *Materialovy list 1.2080* [online]. b.r. [cit. 2018-04-17]. Dostupné z: http://www.bogner.cz/files/files/Materialovy_list_1.2080.pdf
- [25] KUKSENKO, Yana. *Vliv tepelného zpracování na užité vlastnosti nástrojové oceli X210Cr12*. Praha, 2015. Bakalářská práce. ČVUT. Vedoucí práce Jana Sobotová.