

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji Ing. Janě Sobotové Ph.D za odbornou pomoc a trpělivé vedení během tvorby této bakalářské práce.

Dalé doktorandům Ing. Martinu Kuříku a Ing. Janu Krčilu za odbornou pomoc a vedení při přípravě metalografických vzorků a při práci na světelném mikroskopu. Panu docentu Ing. Jiřímu Cejpovi za pomoc při zpracování mechanických zkoušek.

Dále bych chtěla vyjádřit dík cele mé rodině za podporu během celého studia.

ANOTACE

Bakalářská práce se zabývá studiem vlivu podmínek tepelného zpracování na mechanické vlastnosti vysoce legované ledeburitické nástrojové oceli X210Cr12. Jsou porovnány různé režimy tepelného zpracování a to z hlediska použitého kalicího media, austenitizační teploty a teploty popouštění. K hodnocení je použito měření tvrdosti, zkouška tříbodovým ohybem a metalografická analýza.

Klíčová slova: nástrojová ocel, tepelné zpracování, pevnost v tříbodovém ohybu, tvrdost, metalografická analýza

ANNOTATION

The bachelor thesis is focused on the influence of the conditions of the heat treatment on the mechanical properties of high-alloy ledeburitic tool steel X210Cr12. They are compared different regimes of heat treatment from the point of view of the used hardening media, austenitization temperature and the temperature of tempering. Hardness measurement test, three-point bending test and metallographic analysis were used for evaluation.

Keywords: tool steel, heat treatment, three – point bending test, hardness, metallographics analysis

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 18.06.2015

.....

Podpis

Obsah

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	6
I. Úvod.....	7
2.1 Nástrojové oceli	8
2.2 Charakteristika a použití oceli X210Cr12.....	9
2.3 Tepelné zpracování ledeburitických ocelí	10
2.4 Tepelné zpracování oceli X210Cr12	12
2.5 Vliv podmínek tepelného zpracování na mechanické vlastnosti oceli X210Cr12	13
III. Experimentální část.	19
3.1 Experimentální materiál.....	19
3.2 Měření pevnosti tříbodovým ohybem.....	20
3.3 Měření tvrdostí.....	21
3.4 Metalografická analýza.....	22
IV. Výsledky a jejich diskuze.....	23
4.1 Kontrola výchozího stavu	24
4.2 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12.....	24
4.3 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12.....	26
4.4 Vliv teploty popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12 po kalení do soli	28
4.5 Vliv teploty popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12 po kalení ve vakuu	29
V. Závěry.....	31
Literatura	34

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol	Jednotka	Veličina
TZ	-	tepelné zpracování
M_s	-	martenzit start
M_f	-	Martenzit finiš
C	-	uhlík
Mn	-	mangan
Si	-	křemík
P	-	fosfor
S	-	síra
Cr	-	chrom
Ni	-	nikl
Fey	-	železo s kubickou plošně středěnou mřížkou (FCC)
A_{c1}	-	teplota eutektoidní přeměny
HB	-	tvrdost dle Brinella
HV	-	tvrdost dle Vickerse
HRC	-	tvrdost dle Rockwella
IRA	-	izotermický rozpad austenitu
ARA	-	anizotermický rozpad austenitu
R_{mt}	MPa	mez pevnosti v tlaku
$R_{pt0,2}$	MPa	mez kluzu
R_{mo}	MPa	pevnost v tříbodovém ohybu
S_{HRC}	-	směrodatná odchylka tvrdosti
S_{Rmo}	MPa	směrodatná odchylka pevnosti v ohybu
ŘEM	-	řádovací elektronový mikroskop

I. Úvod

Je známo, že nástrojové oceli se používají na výrobu nástrojů a náradí. Pro jejich užité vlastnosti má zásadní význam tepelné zpracování (dále TZ) [1].

Z hlediska použití jsou pro nástrojové oceli důležité následující vlastnosti: tvrdost, houževnatost, odolnost proti opotřebení, odolnost proti popouštění, prokalitelnost, rozměrová stálost.

Pro jeden materiál jsou výrobcem doporučovány různé způsoby TZ, například: rozmezí používaných teplot a druh kalicího media. Volba kalicího prostředí bude záviset na celé řadě faktorů, mezi které může patřit: ekonomické hledisko, tvar, velikost a množství zpracovávaných součástek, požadavky na rozměrovou stálost, časová náročnost TZ, výrobní možnosti kalírny.

Existuje celá řada kalicích prostředí. Vzhledem k obsahu legujících prvků se pro kalení nástrojových ocelí obvykle používají: olej, solná lázeň nebo vakuum [2].

Olej, jako kalicí prostředí se používá zejména pro menší součástky z legovaných ocelí. Výhodou kalení do oleje je to, že má nízkou rychlost ochlazování a tím snižuje vnitřní pnutí v materiálu po zakalení. Nevýhodou tohoto kalicího prostředí je potřeba následného odmašťování součástek.

Kalení do soli má za následek vysokou rychlost chlazení v počátku kalení. Po vyrovnání teplot v celém průřezu nástroje pak následuje dochlazení na vzduchu a praní.

Vakuum zabraňuje oduhličení povrchu, povrch součástek je lesklý na rozdíl od kalení v oleji nebo solné lázni. V porovnání s jinými kalicími prostředími je kalení ve vakuu ekologické. Rozměrové změny a deformace zpracovávaných součástek jsou minimální [2].

Kromě kalicího prostředí ovlivňují výsledné užité vlastnosti ocelí další parametry TZ, jako jsou: podmínky austenitizace a popouštění. Při ohřevu nástrojových ocelí na austenitizační teplotu se používá jeden či více předehřevů. Je známo, že u legovaných nástrojových ocelí se po použití vysokých austenitizačních teplot na popouštěcím diagramu objevuje oblast tzv. sekundární tvrdosti. Zpracování na sekundární tvrdost se pak obvykle používá pro zvýšení odolnosti proti opotřebení.

Tepelné zpracování vzorků vyhodnocovaných v této bakalářské práci bylo provedeno ve firmě PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o.

II. Teoretická část

2.1 Nástrojové oceli

Nástrojové oceli se podle [1] na základě použití dělí na:

- Oceli na řezné nástroje
- Oceli na nástroje pro lisování a řezání za studena
- Oceli pro práci za tepla
- Oceli na měřidla o pomocné nástroje a přípravky.

Obecně je u těchto materiálů vyžadovaná dostatečná tvrdost, houževnatost, odolnost proti popouštění, řezivost, prokalitelnost a rozměrová stálost. Uvedené vlastnosti jsou dány jak chemickým složením, tak správně zvoleným tepelným zpracováním. Z tohoto pohledu lze ocel X210Cr12, která je experimentálním materiálem předkládané práce, zařadit do prvních dvou výše uvedených skupin [2].

Tabulka 1 uvádí ekvivalenty oceli X210Cr12 podle norem jiných zemí. Pod tabulkou je vysvětlení použitých zkratk pro jednotlivé normy.

Tabulka 1 – Ekvivalenty oceli X210Cr12 [3]

ČSN	POLDI	EN nebo ISO	W.Nr	AISI	BÖHLER	GOST
19 436	2002	X210Cr12	1.2080	D3	K100	Ch12

ČSN - je oficiální označení československých státních norem.

POLDI – je to ochranná známka firmy v ČR.

ISO – Mezinárodní organizace pro normalizaci (International Organization for Standardization).

EN – systém evropských norem.

W.Nr – je to ochranná značka v Německu.

AISI – americký ústav oceli a železa (Amerikan Iron and Steel Inetitute).

BÖHLER – je to ochranná známka firmy v Rakousku.

GOST – povinný certifikát v Rusku.

2.2 Charakteristika a použití oceli X210Cr12

Z hlediska chemického složení patří ocel X210Cr12 mezi vysokolegované ledeburitické oceli [1].

Autoři [4] 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 2.

Tabulka 2 – Chemické složení oceli X210Cr12 [5]

Jakost	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

Z tabulky je patrné, že nejdůležitějšími legujícími prvky uvedené oceli jsou uhlík a chrom.

Autoři [4] uvádí, že uhlík a chrom jsou karbidotvorné prvky, přičemž:

- Uhlík: zvyšuje tvrdost a pevnost, snižuje plastické vlastnosti a houževnatost, zvyšuje odolnost proti otěru i řezivost, při vyšším obsahu zhoršuje obrobitelnost především broušení a leštitelnost. V porovnání s jinými přísadami nejvíce snižuje teplotu martenzit start (M_s).
- Chrom: zvyšuje tvrdost, prokalitelnost a odolnost proti popouštění. Je známo, že, pokud je v oceli (v matici) obsah chromu větší než 12 %, stává se materiál korozivzdorným. Cr zužuje oblast Fey , zatímco C tuto oblast rozšiřuje.

Podle [6] má ocel X210Cr12 vysokou odolnost řezné hrany, vysokou pevnost v tlaku. Zejména v příčném směru disponuje nízkou houževnatostí, která je daná výraznou karbidickou řádkovitostí.

Další zdroj [2] ve shodě uvádí, že se jedná o vysoce prokalitelnou ocel s velkou pevností a nižší houževnatostí, je pro ní charakteristická vysoká pevnost v tlaku, rozměrová stálost a odolnost proti opotřebení.

Jak již bylo uvedeno, ocel X210Cr12 je vhodná pro práci za studena. Například [2] uvádí její typické použití u nožů razníků, nožů a razníků na plech o vysoké pevnosti.

Používá se na výrobu, protlačovacích trnů, nástrojů pro válcování závitů a profilů, používá se také na tvarové nože a frézy nebo malé formy na tváření nekovových materiálů.

Podobně [7] uvádí, že uvedená ocel je velice odolná vůči otěru, čímž je vhodná na razníky a matrice pro výkonné a tvarově náročné postupové a sdružené střížné nástroje. Zejména pro stříhání transformátorových plechů a dynamoplechů nad 2 mm tloušťky. Často se používá 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, vysoce namáhané nářadí na opracování dřeva, měřidla, formy na plasty.

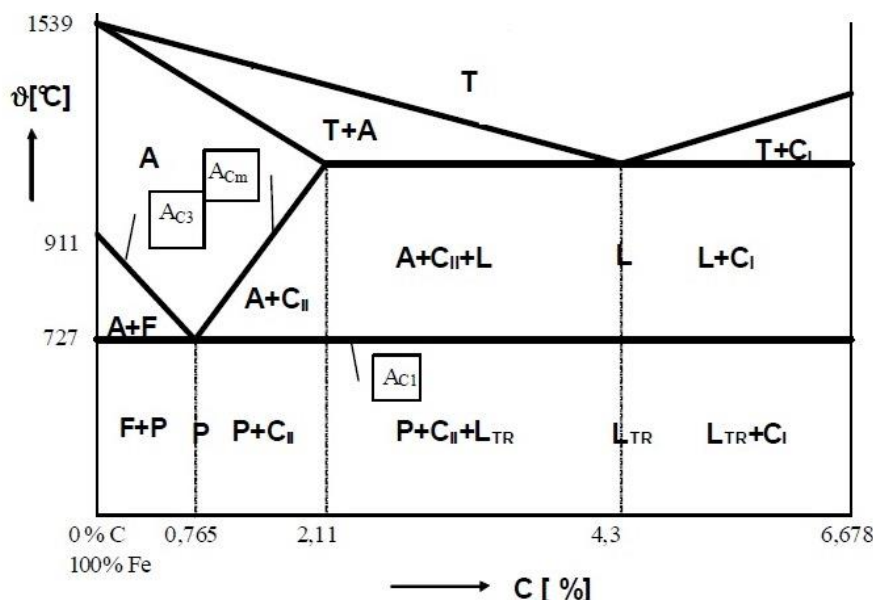
2.3 Tepelné zpracování ledeburitických ocelí

V dostupné literatuře [1] je pro tepelném zpracování ledeburitických nástrojových ocelí doporučena kalicí teplota 920 až 950 °C s následným nízkoteplotním popouštěním na primární tvrdost. Další možností je kalení z teploty okolo 1150 °C s následným vysokoteplotním popouštěním na sekundární tvrdost. Vzhledem k teplotě vysokoteplotního popouštění (500 – 550 °C), lze takto zpracované oceli také nitridovat. Jak již bylo řečeno, tyto oceli jsou charakteristické rozměrovou stálostí, ale po kalení je ve struktuře přítomen vysoký obsah zbytkového austenitu.

Obecný princip různých způsobů tepelného zpracování nástrojových ocelí a jeho použití je následující.

Žihání na měkko - jeho cílem je vytvořit strukturu globulárního perlitu neboli strukturu tvořenou základní feritickou hmotou a globulárními karbidy. Ocel má pak nižší tvrdost, dobrou obrobitelnost a tvařitelnost za studena. Tato struktura je obvykle výchozí strukturou před konečným tepelným zpracováním. Žihání na měkko je nutné také před opravným kalením nástroje nebo před kalením renovovaných nástrojů [4].

Obvykle se teploty při žihání na měkko pohybují těsně pod teplotou přeměny A_{c1} (obr 1).



Obr. 1 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe – Fe₃C [8]

U nástrojových ocelí legovaných vyššími obsahy slitinových přísad je rychlost sferoidizace cementitových lamel příliš malá, proto se proces urychluje posunutím teploty žhání mírně nad A_{c1} . Výdrž na žhací teplotě se volí podle složení oceli a velikosti výrobku (2 – 4 hodiny). Po žhání se vsázka ochlazuje zvolna v peci [4].

Žhání na snížení pnutí - žhání na snížení pnutí se provádí nejčastěji při teplotách 600 až 650 °C po dobu asi 1 hodiny s pomalým ochlazením na vzduchu. Cílem je snížit vnitřní napjatost, která je způsobena předchozími obráběcími operacemi nebo tvářením za studena. Při daných teplotách vnitřní pnutí relaxuje na minimální hodnotu [4].

Kalení - spočívá v ohřevu na teplotu austenitizace s následným rychlým ochlazením pod teplotou počátku vzniku martenzitu (M_s). Austenitizační teplota musí být zvolena tak vysoko, aby došlo i k rozpuštění přiměřeného množství karbidů, a tím obohacení austenitu uhlíkem a dalšími prvky, které se na tvorbě karbidů podílely. 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]. Je známo, že martenzitická přeměna nikdy nedobíhá do 100 %, v zakalené struktuře je vždy přítomen podíl zbytkového austenitu, který je tím větší čím vyšší obsah uhlíku a obsah legujících prvků je v oceli.

U legovaných nástrojových ocelí s vysokým obsahem legujících prvků roste teplota austenitizace a tím i vnitřní pnutí v materiálu, která ohřev na tyto teploty doprovází. Kromě toho je známo, že tyto materiály mají špatnou tepelnou vodivost. Proto se při kalení nástrojových ocelí používá jedno nebo více stupňový předehřev.

Popouštění - finální vlastnosti nástroje po kalení se získávají následným popouštěním. Struktura po kalení je tvořena martenzitem a nežádoucím, velkým podílem zbytkového austenitu. Například [9] uvádí, že po kalení nástrojových ocelí je ve struktuře 20 až 30 % zbytkového austenitu. V tomto stadiu jsou nástrojové oceli křehké a náchylné k praskání. Z výše uvedených důvodů je nutné okamžité popouštění [4].

Při popouštění se velká část zbytkového austenitu rozpadá na martenzit, který se dále popouští. Při vysokoteplotním popouštění pak navíc dochází k precipitaci velmi jemných karbidů.

Jak už bylo zmíněno X210Cr12 je ocel pro práci za studena. Obvykle se taková ocel popouští v rozmezí 150 °C až 300 °C, není nutný předehřev a nástroje je možno vložit do pece, resp. lázně vyhřáté na popouštěcí teplotu. Při použití vyšší popouštěcí teploty, je nutné použít předehřev. Doba výdrže na popouštěcí teplotě je závislá na chemickém složení. Obvykle se používá 1 hodina, ale ocel X210Cr12 je vysoce legovaná, proto se popouští minimálně 2 hodiny [4].

2.4 Tepelné zpracování oceli X210Cr12

Doporučené teplotní režimy pro tepelné a chemicko – tepelné zpracování oceli X210Cr12 uvádí tabulka 3.

Tabulka 3 – Doporučené teploty pro tepelné a chemicko – tepelné zpracování [5]

Způsob	Teplota °C	Postup
Žihání na měkko	750-780 °C	Ochlazovat v peci, maximální tvrdost 250 HB
Žihání ke snížení pnutí	600-650 °C	Ochlazovat v peci
Kalení	a) 930-960 °C	Ochlazovat v oleji nebo termální lázni cca 450 °C, min tvrdost po kalení cca 61 HRC
	b) 950-980 °C	Ochlazovat dmýchaným vzduchem u kusů do síly 30 mm, minimální tvrdost po kalení cca 57 HRC
	c) 1040-1080 °C	Ochlazovat v oleji nebo lázni 450 °C pro sekundární vytvrzování, min tvrdost po kalení cca 57 HRC
Popouštění	150-300 °C	Ochlazovat na vzduchu
Nitridace	480-510 °C	Nástroje nutno kalit z teplot 1040-1080 °C a popouštět při 510-520 °C

Z tabulky je patrné, že ocel X210Cr12 je vhodná pro nitridování.

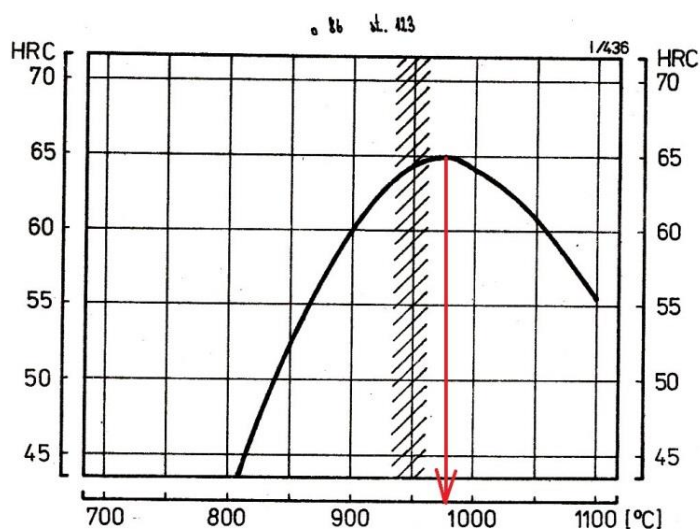
Nitridace - je způsob chemicko-tepelného zpracování, při kterém se povrch materiálu sytí dusíkem. Je možné získat vysokou povrchovou tvrdost bez následného tepelného zpracování. Před nitridací je nutné provádět zušlechtní (kalení a popouštění při teplotách vyšších než je teplota vlastní nitridace). Nitridace se nejčastěji provádí v plynném prostředí, méně v solných lázních (pro slabší vrstvy) [4]. Nitridace oceli X210Cr12 však není podstatou této práce.

Předkládaná práce se bude věnovat podmínkám tepelného zpracování (kalicí médium, podmínky austenitizace a popouštění).

V technické praxi se tyto podmínky pro konkrétní materiály volí na základě dostupných doporučení. Pro ocel X210Cr12 lze například vhodné teplotní a časové režimy volit dle [4].

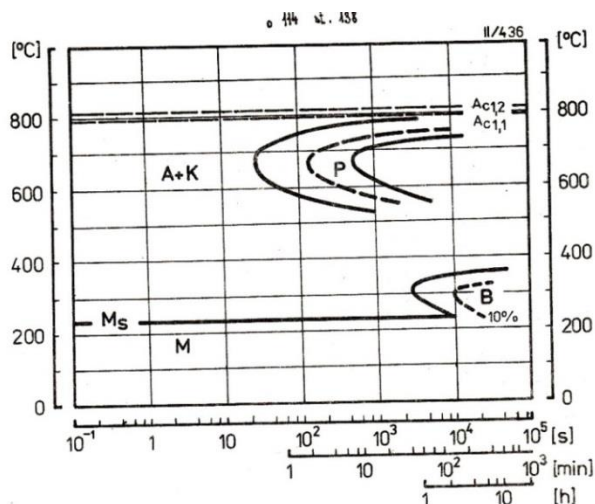
2.5 Vliv podmínek tepelného zpracování na mechanické vlastnosti oceli X210Cr12

Na obr. 2 je pro ocel X210Cr12 závislost tvrdosti na použité kalicí teplotě. Vyšrafovaná oblast vyznačuje obvykle používané kalicí teploty pro tento materiál. Červená šipka ukazuje, že maximální dosažitelná tvrdost je 65 HRC a to v případě kalení do oleje z teploty 950 až 970 °C. Při použití vyšších austenitizačních teplot při kalení do oleje dosažitelná tvrdost klesá. Tato skutečnost je dána nežádoucím hrubnutím austenitického zrna.



Obr. 2 Ocel X210Cr12: kaleno v oleji [4]

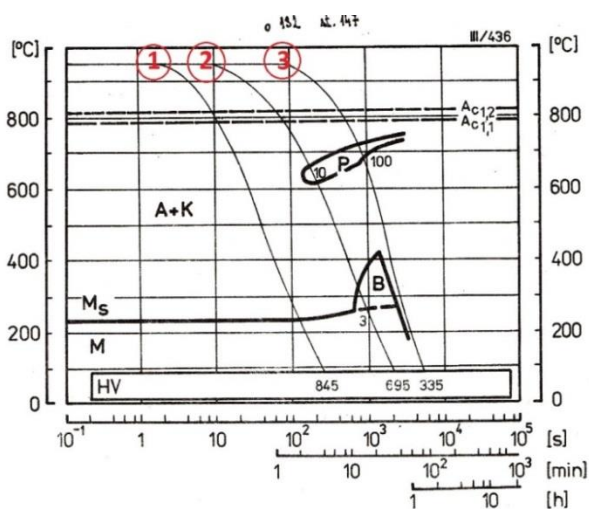
Na obr. 3 je diagram izotermického rozpadu austenitu (IRA) pro ocel X210Cr12.



Obr. 3 IRA diagram pro ocel X210Cr12: austenitizační teplota 980 °C [4]

Vzhledem k chemickému složení oceli X210Cr12 je dle očekávání v IRA diagramu obr. 3 oddělen bainitický a perlitický nos. Teplota počátku martenzitické přeměny (M_s) je přibližně 220 °C. Z obrázku lze usoudit, že teplota konce martenzitické přeměny (M_f) bude pod bodem mrazu. V takových případech se po kalení do cyklu tepelného zpracování zařazuje zmrazování, při kterém pokračuje martenzitická transformace. Díky tomu je pak ve struktuře snížen obsah zbytkového austenitu. Autoři [4] uvádí, že ve většině případů stačí zmrazení na teplotu -80 °C, u vysoce legovaných ocelí se používá zmrazení až na -196 °C v tekutém dusíku. Po zmrazování musí následovat popouštění.

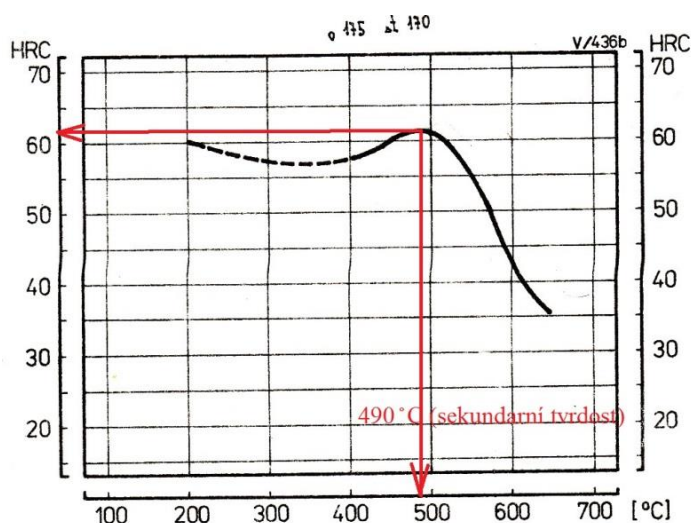
Na obrázku 4 je dán diagram anizotermického rozpadu austenitu (ARA) pro použitou austenitizační teplotu 980 °C.



Obr. 4 ARA diagram pro ocel X210Cr12: austenitizační teplota 980 °C [4]

V obrázku jsou vyznačeny tři rychlosti ochlazování. Je-li ocel X210Cr12 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 335HV = 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.

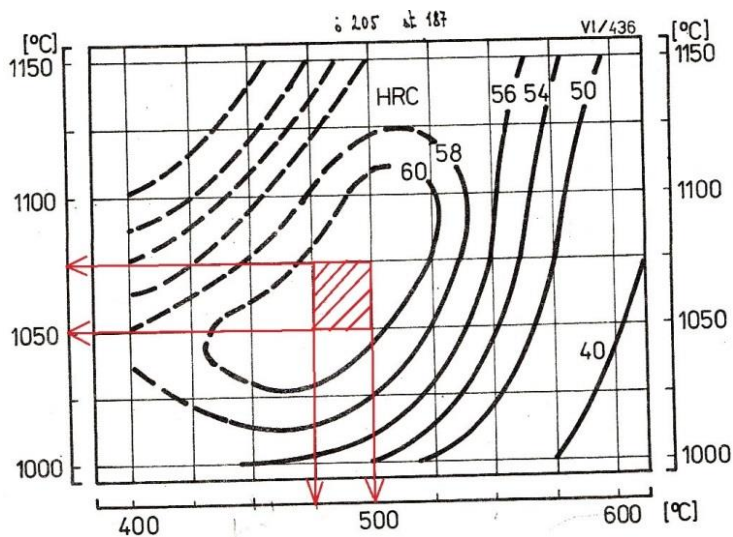
Popouštěcí křivka X210Cr12 kaleno z 1060 °C do oleje.



Obr. 5 Ocel X210Cr12: kaleno 1060 °C/olej, popouštěno 1× 2h [4]

Závislost vykazuje dvě lokální maxima. Při nízkoteplotním popouštění 200 °C lze dosáhnout tvrdosti 60 HRC. V druhém případě se jedná o vysokoteplotní popouštění, kdy při použití teploty okolo 490 °C je dosažitelná tvrdost 63 HRC. Jedná se o tak zvané popouštění na sekundární tvrdost, které je charakteristické pro legované oceli a vyšší kalicí teploty. Například pro uvedenou ocel kalenou z teploty 960 °C tvrdost s narůstající teplotou popouštění plynule klesá [4]. Při uvedeném vysokoteplotním popouštění precipitují karbidy Cr, tím se zbytkový austenit ochudí o Cr a C. Výsledkem je vyšší teplota M_s a při následném ochlazení z popouštěcí teploty dojde k transformaci zbytkového austenitu na martenzit.

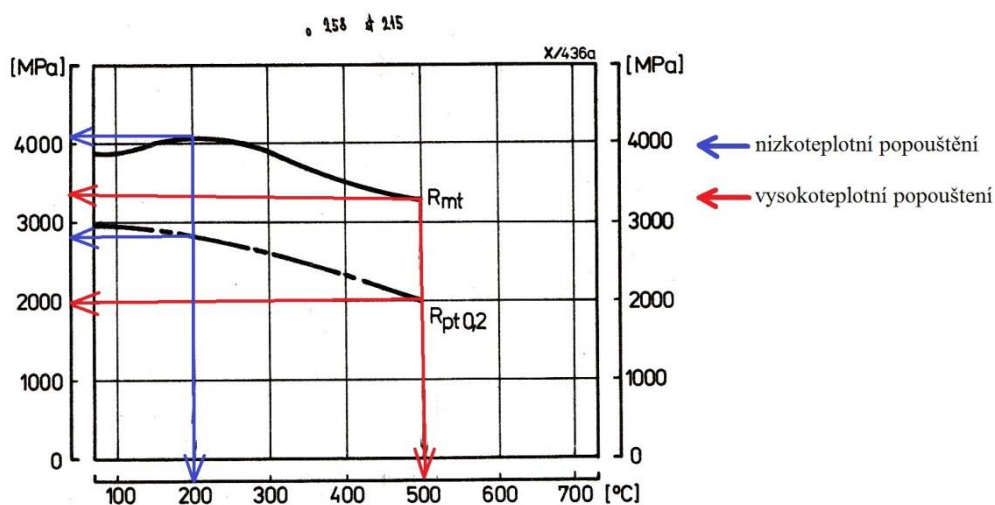
Je známo, že pro vysokolegované oceli lze při nastavení různých parametrů tepelného zpracování (kalicí a popouštěcí teploty) dosáhnout u materiálu stejné tvrdosti. Tuto skutečnost potvrzují tzv. vrstevnicové diagramy. Příklad vrstevnicového diagramů pro ocel X210Cr12 kalenou do oleje je obr. 6



Obr. 6 Vrstevníkový diagram oceli X210Cr12: kaleno v oleji, popouštěno 1×2h [4]

Z obrázku je patrné, že při použití kalicí teploty 1050 °C až 1075 °C, kalení do oleje a popouštění 475 až 500 °C lze u uvedené oceli dosáhnout výsledné tvrdosti 60 HRC.

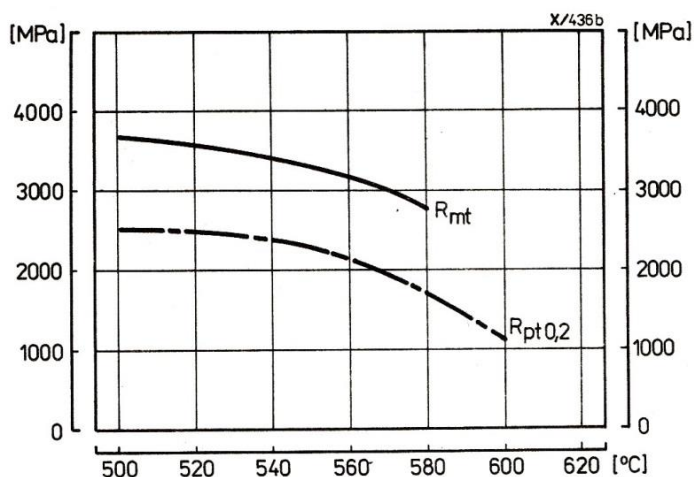
S ohledem na vysokou pevnost oceli X210Cr12 se používá při testování mechanických vlastností zkouška tlakem nebo zkouška ohybem. Závislost pevnosti v tlaku na popouštěcí teplotě při použití nižší kalicí teploty 960 °C je na obrázku 7.



Obr. 7 Ocel X210Cr12: kaleno 960 °C/olej, popouštěno 1×2h [4]

Z obrázku je patrné, že ocel X210Cr12 dosahuje vysokých hodnot v tlaku. Při popouštění na teplotu 500 °C je mez pevnosti v tlaku $R_{mt} = 3250$ MPa a mez kluzu $R_{pt0,2} = 2100$ MPa. Při nízkoteplotním popouštění jsou tyto hodnoty přibližně o 850 MPa vyšší, což je v souladu s tím, že při použití této kalicí teploty tvrdost při popouštění nad 200 °C klesá.

Stejná závislost, ale při použití vyšší kalicí teploty (1060 °C), je na obrázku 8.

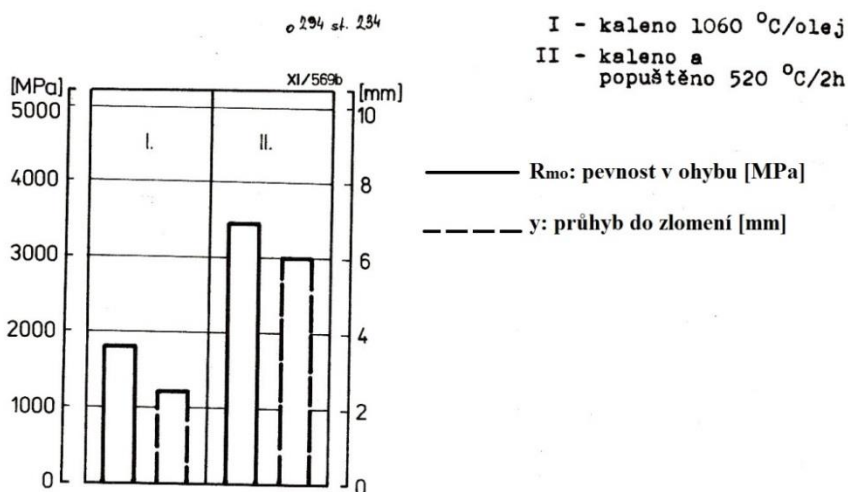


Obr. 8 Ocel X210Cr12: kaleno 1060 °C/olej, popouštěno 1×2h [4]

V souladu s popouštěcí křivkou pro tuto kalící teplotu obr.5 při popouštění nad 500 °C pevnost v tlaku klesá. Je to dáno hrubnutím karbidických částic a segregací nečistot a některých stopových prvků.

Z porovnání obrázku 7 a 8 je vidět, že při použití vyšší kalící teploty a následného vysokoteplotního popouštění lze u tohoto materiálu dosáhnout přibližně o 500 MPa vyšší pevnost v tlaku v porovnání s kalením 960 °C a stejnou teplotou popouštění. Tato skutečnost je dle očekávání, protože při vyšší kalící teplotě je matrice nasycena větším podílem uhlíku.

U vysokolegovaných nástrojových ocelí se nepoužívá k testování mechanických vlastností zkouška tahem, ale provádí se zkouška tříbodovým ohybem. Výsledky této zkoušky pro materiál X210Cr12 v kaleném a v kaleném a popouštěném stavu jsou na obrázku 9.



Obr. 9 Ohybové vlastnosti pro ocel X210Cr12 v závislosti na tepelném zpracování [4]

Obrázek potvrzuje skutečnost, že při vysokoteplotním popouštění u tohoto materiálu dochází k transformaci zbytkového austenitu a precipitaci jemných karbidických částic. Tyto děje způsobují po pouštění vyšší pevnost v ohybu i průhyb ve srovnání s materiálem pouze v zakaleném stavu.

III. Experimentální část.

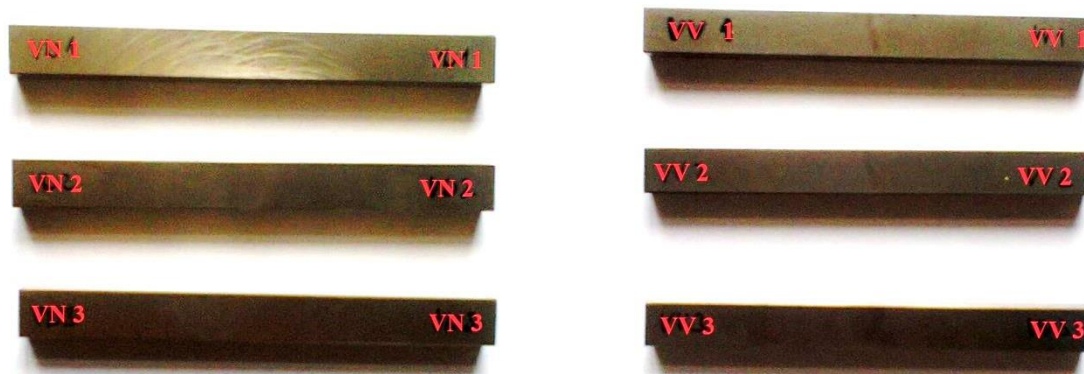
3.1 Experimentální materiál

V rámci experimentální části práce bylo hodnoceno 13 vzorků pro zkoušku třibodovým ohybem z oceli X210Cr12, jejíž chemické složení udává tabulka 2 [5]. Vzorky dodala firma PRIKNER – tepelné zpracování kovů, s.r.o. Podmínky tepelného zpracování vzorků uvedené v tabulce 4 byly voleny dle dlouholetých zkušeností firmy PRIKNER a vycházejí z výrobních možností kalírny. Jsou v dobrém souladu s doporučenými podmínkami TZ pro materiál X210Cr12 (tab. 3). Pro kontrolu výchozího stavu byl také dodán jeden vzorek bez provedeného TZ.

Tabulka 4 – Tepelné zpracování vzorků z oceli X210Cr12

Označení vzorků	Austenitizace	Podmínky kalení	Popouštění
VN1 – VN3	vakuum 1020 °C	přetlak dusíku 15 barr	1x2h/200 °C
VV1 – VV3			1x2h/500 °C
SN – SN3	ochranná atmosféra 930 °C	sůl AS140 teplota 160 °C	1x2h/200 °C
SV – SV3			1x2h/500 °C

Jako první byla provedena vizuální kontrola vzhledu vzorků, jejich fotografie s příslušným označením jsou na obrázcích 10 a 11.



Obr. 10 Materiál X210Cr12 vzorky pro zkoušku třibodovým ohybem po vakuovém kalení

a) popouštění 1x2h/200 °C

b) popouštění 1x2h/500 °C



Obr. 11 Materiál X210Cr12 vzorky pro zkoušku třibodovým ohybem po kalení do soli

a) popouštění 1x2h/200 °C

b) popouštění 1x2h/500 °C

Dle očekávání jsou vzorky po zpracování ve vakuu lesklého vzhledu na rozdíl od vzorků kalených do soli a teplota popouštění nemá vliv na vzhled dodaných vzorků.

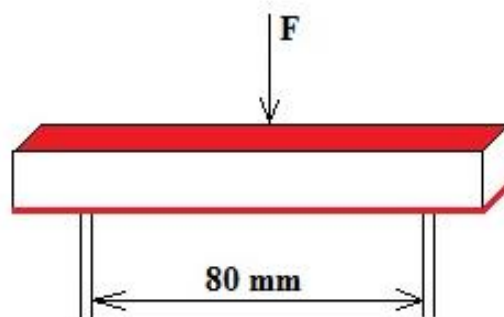
3.2 Měření pevnosti třibodovým ohybem

U ocelí s vysokou pevností, mezi které patří nástrojové oceli, se pro hodnocení mechanických vlastností obvykle používá zkouška třibodovým ohybem [1,4]. Zkouška je popsána normou ČSN EN ISO 7438 [10], kde není zcela přesně definován tvar ani rozměr vzorků. Norma platí pouze pro metodiku tři a čtyřbodového ohybu.

Zkouška třibodovým ohybem byla provedena na zařízení Instron 5582 viz obrázek 12. Byly použity zkušební tyče o rozměru 10×10×100 mm. Zkoušeny byly všechny vzorky (tabulka 4). Z naměřených hodnot byla vyhodnocována pevnost v třibodovém ohybu R_{m0} pomocí softwaru. Pro každou sérii vzorků byla stanovena průměrná hodnota pevnosti v ohybu a její směrodatná odchylka. Vzdálenost podpěr byla 80 mm a rychlost zatěžování 1 mm/min (schéma na obr. 13)



Obr. 12 Zařízení Instron 5582



Obr. 13 Schéma uspořádání při zkoušce statickým tříbodovým ohybem

3.3 Měření tvrdostí

Pro zkoušení tvrdostí byla zvolena metoda měření podle Rockwella při stupnici C. Zkouška byla provedená na tvrdoměru Emcotest M4C 075 63, který je uveden na obrázku 14.



Obr. 14 Tvrdoměr Emcotest M4C 075 63

Zkouška je popsána normou ČSN EN ISO 6508 – 1 [11]. Jedná se o zkoušku vnikací, kdy indentorem je diamantový kužel s vrcholovým úhlem 120° a poloměr zaoblení špičky 0,2 mm.

Měření probíhalo po zkoušce tříbodovým ohybem na jedné polovině přelomeného vzorku. Na každém takovém vzorku bylo provedeno 5 měření. Výsledná hodnota byla stanovena jako průměr naměřených hodnot a byla vypočtena směrodatná odchylka.

Tvrdost materiálu ve výchozím stavu byla měřena metodou podle Vickerse [12] a dále byla tato hodnota podle převodních tabulek převedena na tvrdost HBW [13].

3.4 Metalografická analýza



Z každé série vzorků byl pro metalografickou analýzu vybrán vzorek, jehož pevnost R_{m0} byla nejbližší stanovené průměrné hodnotě. Metalografická analýza byla provedena ve všech případech na čele vzorku (10x10 mm). Příklad fixovaného vzorku je na obrázku 15. Stejným způsobem byl fixován i vzorek ve výchozím stavu.

Obr. 15 Příklad fixovaného vzorečku SN2



Vzorky byly postupně broušeny na brusce Materials Testing Hrazdil Kompakt 1030 (použité brusné papíry 60-1000 μm) viz obrázek 16. Broušení probíhalo nejdříve na hrubých brusných papírech postupně na jemnějších, vždy “na mokro“, aby nedocházelo k tepelnému ovlivnění vzorků.

Obr. 16 Bruska Materials Testing Hrazdil Kompakt 1030



Následně byly všechny vzorky vyleštěny na leštičce LECO - GPX 300 obrázek 17. Pro leštění byla použita diamantová suspenze o velikosti zrna 1 μm .

Obr. 17 Leštička LECO – GPX 300

Pro vlastní metalografickou analýzu na světelném mikroskopu Carl Zeiss Neophot 32 pak bylo provedeno leptání v Nitalu (2% roztok HNO_3 v ethanolu).

IV. Výsledky a jejich diskuze

Tabulka 5 – Hodnoty naměřené tvrdosti HRC a směrodatná odchylka

Vzorek	HRC	\overline{HRC}	S_{HRC}
VN1	60,2	60,2	0,1
VN2	60,1		
VN3	60,2		
VV1	57,9	57,7	0,3
VV2	57,9		
VV3	57,3		
SN1	62,5	62,2	0,2
SN2	62		
SN3	62,2		
SV1	52,9	52,8	0,2
SV2	52,5		
SV3	52,9		
	HBW		
bez TZ	225	-	-

Tabulka 6 – Průměrná hodnota pevnosti v ohybu a její směrodatná odchylka

Vzorek	R _{mo} [MPa]	$\overline{R_{mo}}$	$S_{R_{mo}}$
VN1	871,15	1034	151
VN2	1234,83		
VN3	996,31		
VV1	1081,55	975	126
VV2	797,85		
VV3	1046,9		
SN1	1264,47	1257	294
SN2	892,28		
SN3	1612,97		
SV1	1152,2	1161	191
SV2	1398,94		
SV3	931,49		
bez TZ	755	-	-

4.1 Kontrola výchozího stavu

Na jednom vzorku bez TZ byla provedena zkouška třibodovým ohybem, zjištěna tvrdost HBW a provedena metalografická analýza.

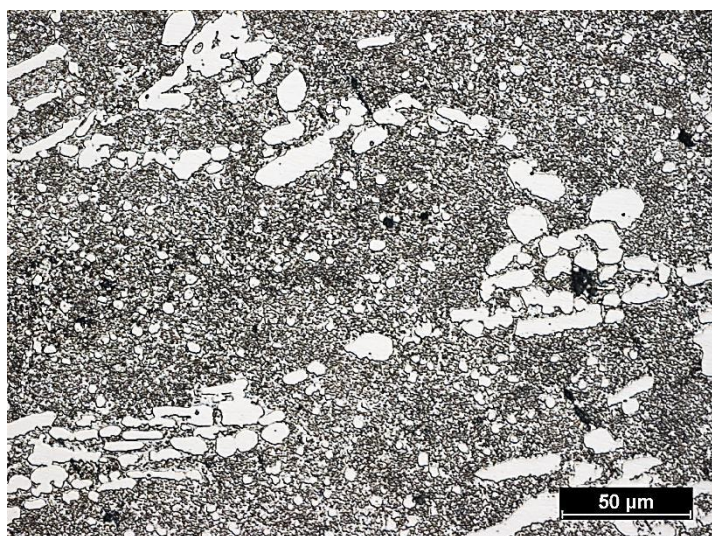
Mechanické vlastnosti oceli X210Cr12 ve výchozím stavu udává tabulka 7.

Tabulka 7 – Vlastnosti ve výchozím stavu oceli X210Cr12

R _{mo} [MPa]	755
HBW	225

Zjištěná tvrdost zkoušeného materiálu ve výchozím stavu 225 HBW odpovídá stavu po žíhání na měkko viz tabulka 3.

Struktura zkoušeného materiálu ve výchozím stavu je na obrázku 18.



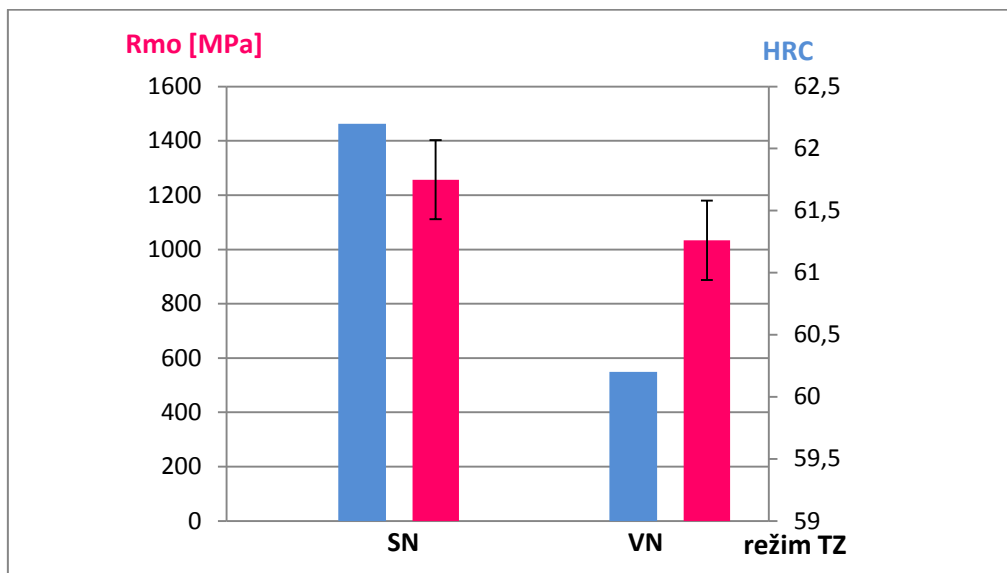
Obr. 18 Ocel X210Cr12 bez TZ v naleptaném stavu (leptadlo Nital)

Na mikrosnímku je vidět velké množství primárních karbidů chromu, jejichž velikost dosahuje až 50 μm. Matrice je dle očekávání tvořena globulárním perlitem.

4.2 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12

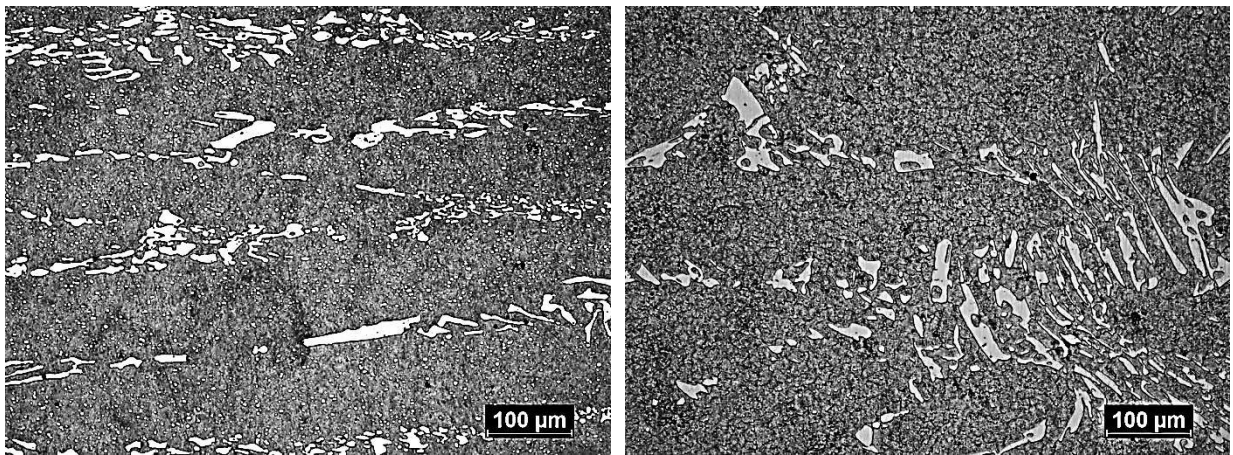
Na obrázku 19 je porovnání mechanických vlastností oceli X210Cr12 kalené do soli (S) a ve vakuu (V), v obou případech s následným nízkoteplotním popouštěním (N). Z obrázku je patrné, že v souladu s teoretickými předpoklady (tabulka 3) je tvrdost materiálu X210Cr12

vyšší po kalení v soli (nižší teplota austenitizace) než po kalení ve vakuu (vyšší teplota austenitizace). Toto tvrzení platí v případě popouštění na primární tvrdost. V souladu s tímto výsledkem je pro uvedené podmínky TZ i nižší hodnota pevnosti v třibodovém ohybu pro materiál kalený ve vakuu.



Obr. 19 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění 1x2h/200 °C na vlastnosti oceli X210Cr12

Je však třeba říci, že pevnost v ohybu je výrazně nižší než pro tento materiál uvádí [4]. Lze předpokládat, že tato skutečnost je dána špatným protvářením materiálu. Literatura [14] uvádí, že nejnižší stupeň protváření, který je charakterizován rozměry primárních karbidů 90-100 μm způsobuje u nástrojových ocelí snížení pevnosti v ohybu až o 58 % ve srovnání s nejvyšším stupněm protváření. V souladu s tímto zjištěním jsou na metalografických snímcích obrázků 20 ve struktuře vidět primární karbidy až do velikosti 100 μm . Matrice dle předpokladu je tvořená martenzitem. Zbytkový austenit, který je ve struktuře přítomen i po popouštění, nelze při použitém zvětšení identifikovat. Lze předpokládat, že jeho podíl je malý a vyhodnocení by vyžadovalo použití rentgenografické analýzy. Je možno konstatovat, že struktura oceli X210Cr12 kalené do soli a ve vakuu s následným nízkoteplotním popouštěním se při pozorování na světelném mikroskopu při použitém zvětšení výrazně neliší. Je však třeba říci, že kalicí teplota 1020 °C do vakua by měla způsobit částečné rozpouštění primárních karbidů chromu a tedy jejich zmenšení [14]. Podrobnější metalografická analýza a případné použití větších zvětšení (ŘEM) je však nad rámec této bakalářské práce.



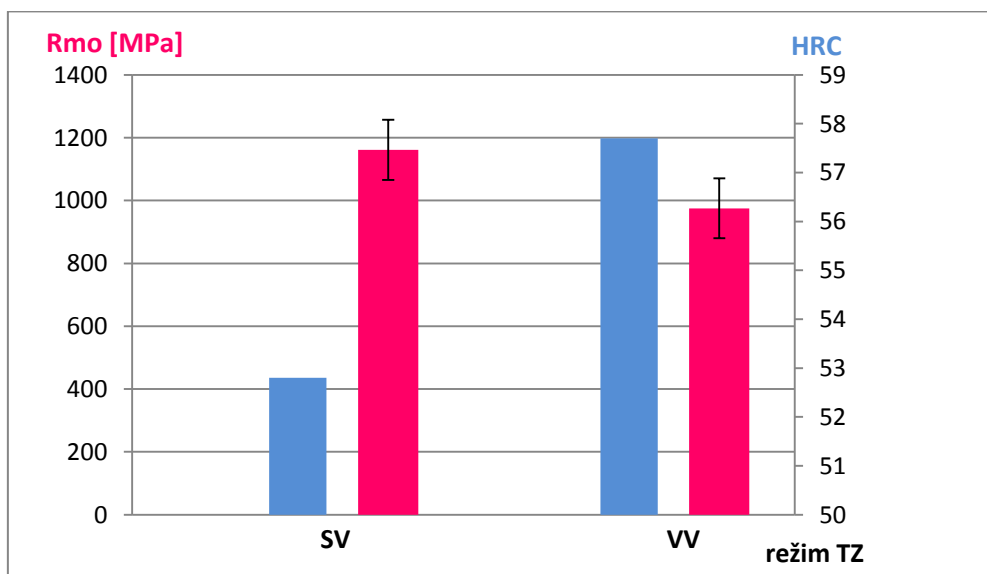
Obr. 20 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění 1x2h/200 °C na strukturu oceli X210Cr12

a) SN1 – kaleno do soli

b) VN3 – kaleno ve vakuu

4.3 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12

Obrázek 21 uvádí mechanické vlastnosti oceli X210Cr12 kalené do soli (S) a ve vakuu (V), v obou případech s následným vysokoteplotním popouštěním (V). Z obrázku je patrné, že tvrdost ve vakuu (teplota austenitizace 1020 °C) je výrazně větší než po kalení v soli (teplota austenitizace 930 °C).

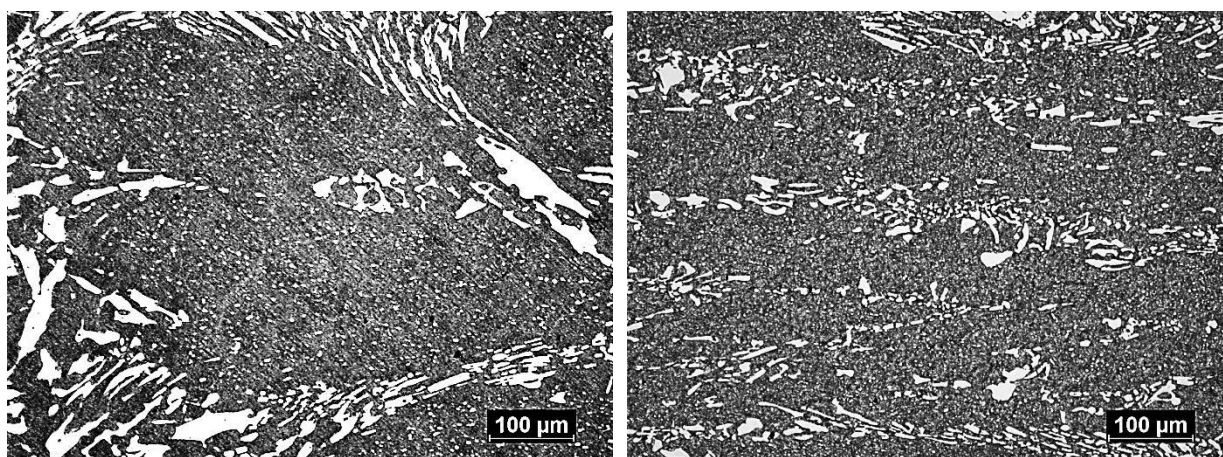


Obr. 21 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění 1x2h/500 °C na vlastnosti oceli X210Cr12

Z literatury [4] je známo, že při kalení z nižších teplot dochází k poklesu tvrdosti s narůstající teplotou popouštění. Naopak, při kalení z vyšších teplot, se na popouštěcí křivce objevuje oblast tak zvané sekundární tvrdosti (obr. 5). Uvedená fakta způsobují skutečnost, že při zvýšení austenitizační teploty o 90 °C lze pro materiál X210Cr12 dosáhnout po vysokoteplotním popouštění tvrdost vyšší o 5 HRC. Naměřené hodnoty tvrdosti tedy odpovídají teoretickým předpokladům. Je však třeba říci, že v dostupné literatuře nebyla pro experimentální materiál nalezena popouštěcí křivka pro podmínky kalení ve vakuu použité v této práci. Vzhledem k tomu, že materiál X210Cr12 se v technické praxi velmi často používá, bylo by dobré uvedenou popouštěcí křivku v následující práci doplnit. Dále by bylo v budoucnu vhodné vyhodnotit odolnost proti opotřebení sledovaného materiálu za jiných podmínek tepelného zpracování.

Pevnosti v třibodovém ohybu se pro porovnávané stavy v rámci směrodatné odchylky výrazně neliší. Jak už bylo uvedeno dříve, pevnost v ohybu je v důsledku špatného protváření experimentálního materiálu výrazně nižší než uvádí [4].

Na metalografických snímcích struktur po vysokoteplotním popouštění (obrázek 22) jsou jako v předcházejícím případě vidět nežádoucí velké primární karbidy (v některých případech až 150 μm). Z porovnání struktur je v tomto případě patrný výskyt menších primárních karbidů po kalení z vyšší sledované austenitizační teploty, což je ve shodě s teoretickými předpoklady [14].



Obr. 22 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění 1x2h/500 °C na strukturu oceli X210Cr12

a) SV1 – kaleno do soli

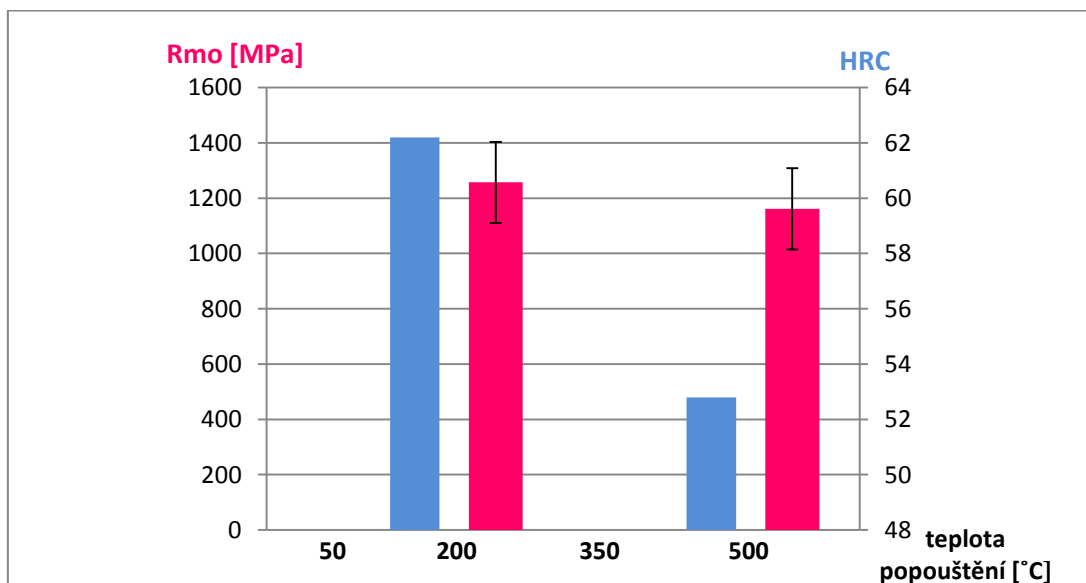
b) VV3 – kaleno ve vakuu

Stejně jako po nízkoteplotním popouštění je i po vysokoteplotním popouštění matrice dle předpokladu tvořena martenzitem. Zbytkový austenit, který je ve struktuře přítomen i po popouštění, nelze při použitém zvětšení identifikovat. Lze předpokládat, že jeho podíl je malý a vyhodnocení by vyžadovalo použití rentgenografické analýzy. Na základě teoretických předpokladů by po kalení z vyšší austenitizační teploty (v tomto případě ve vakuu), měly být ve struktuře přítomny jemné sekundární karbidy. Jejich identifikace by však vyžadovala větší rozlišení, například při použití elektronové mikroskopie. Důsledkem vyloučení sekundárních karbidů by pak měla být větší odolnost proti opotřebení takto zpracovaného materiálu. Navržené experimenty by mohly být cílem další práce.

4.4 Vliv teploty popouštění na vlastnosti a strukturu oceli

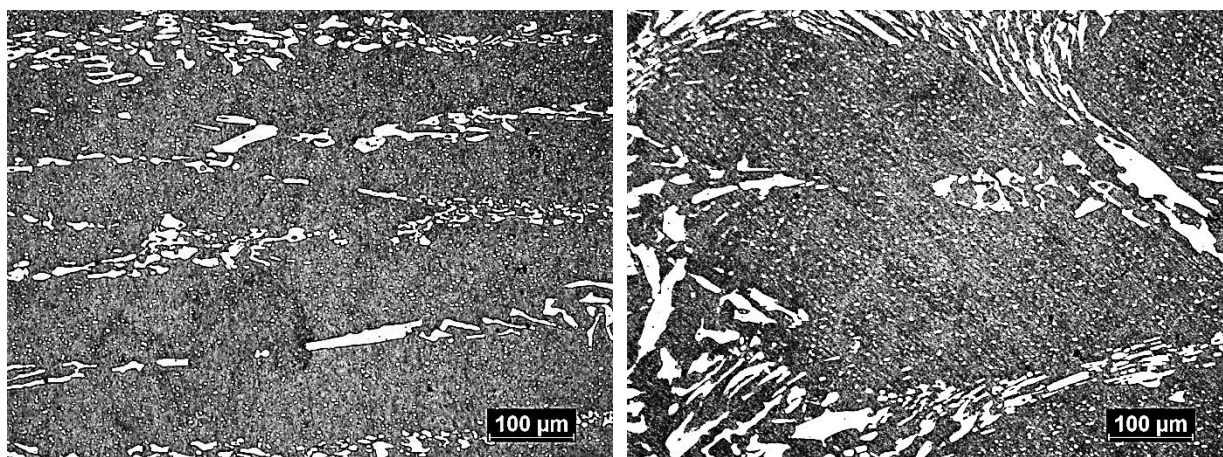
X210Cr12 po kalení do soli

Na obrázku 23 je uvedeno porovnání mechanických vlastností oceli X210Cr12 kalené v soli při nízkoteplotním popouštění (200 °C) a vysokoteplotním popouštění (500 °C). V souladu s teoretickým předpokladem u oceli X210Cr12 při kalení do soli (z teploty 930 °C) tvrdost s narůstající teplotou popouštění klesá. Ve shodě s tímto zajištěním je z obrázku patrný výrazný pokles tvrdosti při vyšší teplotě popouštění. S ohledem na rozptyl naměřených hodnot je vidět mírný pokles pevnosti v tříbodovém ohybu s rostoucí teplotou popouštění.



Obr. 23 Vliv teploty popouštění při kalení v soli na vlastnosti oceli X210Cr12

Metalografické snímky (obrázek 24) již byly popsány dříve. Při použitém zvětšení není patrný výrazný rozdíl mezi sledovanými stavy.



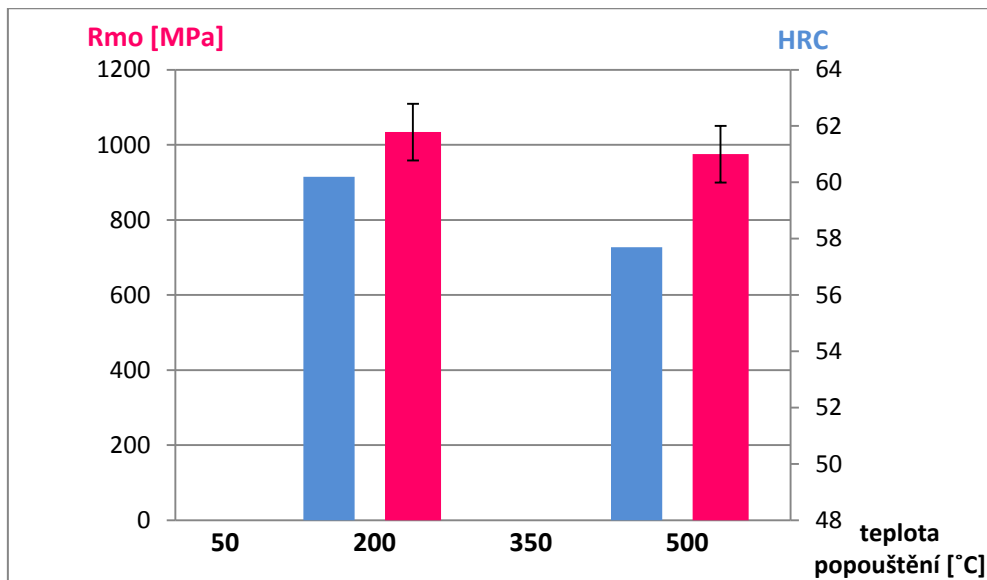
Obr. 24 Vliv teploty popouštění při kalení v soli na strukturu oceli X210Cr12

a) popouštění 1x2h/200 °C

b) popouštění 1x2h/500 °C

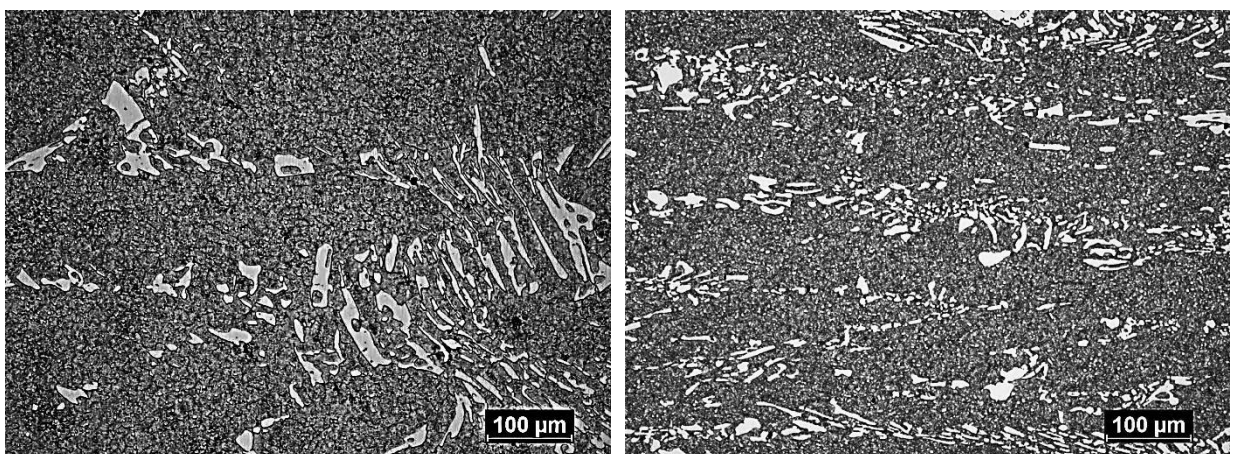
4.5 Vliv teploty popouštění na vlastnosti a strukturu oceli X210Cr12 po kalení ve vakuu

Na obrázku 25 je uvedeno porovnání mechanických vlastností oceli X210Cr12 kalené ve vakuu při nízkoteplotním popouštění (200 °C) a vysokoteplotním popouštění (500 °C). V souladu s teoretickým předpokladem u oceli X210Cr12 při kalení ve vakuu (z teploty 1020 °C) tvrdost s narůstající teplotou popouštění mírně klesá, ačkoliv lze předpokládat v tomto případě výskyt sekundární tvrdosti. Pevnost v třibodovém ohybu se pro kalení ve vakuu s rostoucí teplotou popouštění v rámci směrodatné odchylky výrazně neliší.



Obr. 25 Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu na vlastnosti oceli X210Cr12

Metalografické snímky (obrázek 26) již byli popsány dříve. Při použitím zvětšení není patrný výrazný rozdíl mezi sledovanými stavy. Jak již bylo uvedeno dříve po kalení ve vakuu by velikost primárních karbidů měla být nezávisle na teplotě popouštění přibližně stejná. Na snímku 26 a) jsou však primární karbidy větší než na snímku 26 b). Lze předpokládat, že při důkladnější metalografické analýze, například při statistickém vyhodnocení karbidů by bylo potvrzena očekávaná teorie. Tyto experimenty by mohly být cílem další práce.



Obr. 26 Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu na strukturu oceli X210Cr12

a) popouštění 1x2h/200 °C

b) popouštění 1x2h/500 °C

V. Závěry

Bylo provedeno porovnání vlivu parametrů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti vysoce legované ledeburitické nástrojové oceli X210Cr12. Je možné konstatovat, že:

- 1) Tvrdost a struktura experimentálního materiálu bez tepelného zpracování odpovídají stavu po žihání na měkko.
- 2) Po popouštění na primární tvrdost je tvrdost materiálu X210Cr12 po kalení v soli (z teploty 930 °C) vyšší o 2 HRC než po kalení z vakua (s teploty 1020 °C). Pevnost v tříbodovém ohybu je také vyšší.
- 3) Po popouštění na sekundární tvrdost je tvrdost materiálu X210Cr12 po kalení v soli (z teploty 930 °C) nižší o 5 HRC než po kalení z vakua (z teploty 1020 °C). Pevnost v tříbodovém ohybu je také vyšší. Pevnosti v tříbodovém ohybu se pro porovnávané stavy v rámci směrodatné odchylky výrazně neliší.
- 4) V souladu s teoretickým předpokladem u oceli X210Cr12 při kalení do soli (z teploty 930 °C) tvrdost s narůstající teplotou popouštění výrazně klesá. S ohledem na rozptyl naměřených hodnot je vidět mírný pokles pevnosti v tříbodovém ohybu s rostoucí teplotou popouštění.
- 5) V souladu s teoretickým předpokladem u oceli X210Cr12 při kalení ve vakuu (z teploty 1020 °C) tvrdost s narůstající teplotou popouštění mírně klesá, lze předpokládat výskyt sekundární tvrdosti. Pevnost v tříbodovém ohybu se pro kalení ve vakuu s rostoucí teplotou popouštění v rámci směrodatné odchylky výrazně neliší.
- 6) V následující práci by bylo vhodné sestrojít popouštěcí křivku oceli X210Cr12 pro kalení do vakua z teploty 1020 °C, která není v dostupné technické literatuře.
- 7) Lze předpokládat, že struktura oceli po kalení a popouštění je tvořena popouštěným martenzitem, zbytkovým austenitem, primárními karbidy a po vysokoteplotním popouštění sekundárními karbidy. Pro detailní metalografickou analýzu by však měl být použit elektronový mikroskop s větším rozlišením než umožňuje světelná mikroskopie.
- 8) Špatné provaření oceli X210Cr12 výrazně snižuje pevnosti v tříbodovém ohybu.

Seznam obrázků

Obr. 1 Rovnovážný diagram metastabilní soustavy Fe – Fe ₃ C [8].....	11
Obr. 2 Ocel X210Cr12: kaleno v oleji [4]	13
Obr. 3 IRA diagram pro ocel X210Cr12: austenitizační teplota 980 °C [4].....	14
Obr. 4 ARA diagram pro ocel X210Cr12: austenitizační teplota 980 °C [4]	14
Obr. 5 Ocel X210Cr12: kaleno 1060 °C/olej, popouštěno 1× 2h [4].....	15
Obr. 6 Vrstevnicový diagram oceli X210Cr12: kaleno v oleji, popouštěno 1×2h [4]	16
Obr. 7 Ocel X210Cr12: kaleno 960 °C/olej, popouštěno 1×2h [4].....	16
Obr. 8 Ocel X210Cr12: kaleno 1060 °C/olej, popouštěno 1×2h [4].....	17
Obr. 9 Ohybové vlastností pro ocel X210Cr12 v závislosti na tepelném zpracování [4]	17
Obr. 10 Materiál X210Cr12 vzorky pro zkoušku tříbodovým ohybem po vakuovém kalení a) popouštění 1x2h/200 °C; b) popouštění 1x2h/500 °C	19
Obr. 11 Materiál X210Cr12 vzorky pro zkoušku tříbodovým ohybem po kalení do soli a) popouštění 1x2h/200 °C; b) popouštění 1x2h/500 °C	20
Obr. 12 Zařízení Instron 5582	21
Obr. 13 Schéma uspořádání při zkoušce statickým tříbodovým ohybem	21
Obr. 14 Tvrdoměr Emcotest M4C 075 63	21
Obr. 15 Příklad fixovaného vzorečku SN2.....	22
Obr. 16 Bruska Materials Testing Hrazdil Kompakt 1030.....	22
Obr. 17 Leštička LECO – GPX 300	22
Obr. 18 Ocel X210Cr12 bez TZ v naleptaném stavu (leptadlo Nital).....	24
Obr. 19 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění 1x2h/200 °C na vlastnosti oceli X210Cr12	25
Obr. 20 Vliv kalicího prostředí při nízkoteplotním popouštění 1x2h/200 °C na strukturu oceli X210Cr12 a) SN1 – kaleno do soli; b) VN3 – kaleno ve vakuu	26
Obr. 21 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění 1x2h/500 °C na vlastnosti oceli X210Cr12	26

Obr. 22 Vliv kalicího prostředí při vysokoteplotním popouštění 1x2h/500 °C na strukturu oceli X210Cr12 a) SV1 – kaleno do soli; b) VV3 – kaleno ve vakuu	27
Obr. 23 Vliv teploty popouštění při kalení v soli na vlastnosti oceli X210Cr12	28
Obr. 24 Vliv teploty popouštění při kalení v soli na strukturu oceli X210Cr12 a) popouštění 1x2h/200 °C; b) popouštění 1x2h/500 °C	29
Obr. 25 Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu na vlastnosti oceli X210Cr12.....	30
Obr. 26 Vliv teploty popouštění při kalení ve vakuu na strukturu oceli X210Cr12 a) popouštění 1x2h/200 °C; b) popouštění 1x2h/500 °C	30

Literatura

- [1] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-32.
- [2] Nástrojové-oceli. *Poldi*. [online]. [cit. 2014-11-14]. Dostupné z: <http://www.poldi.cz/nastrojove-oceli>
- [3] Srovnávací tabulka značení ocelí. *Knife.cz*. [online]. [cit. 2014-11-14]. Dostupné z: <http://www.knife.cz/Knifecz/Technika/tabid/57/ctl/Details/mid/384/ItemID/52/Default.aspx>
- [4] AUTORSKÝ KOLEKTIV POLDI. SANP KLADNO. *Nástrojové oceli Poldi a jejich použití*. 1 díl. Kladno: Poldi - Spojené ocelárny, 1986. ISBN 06-082-86.
- [5] 19 436.3. *Lentus*. [online]. [cit. 2014-11-22]. Dostupné z: <http://www.lentus-ocel.cz/tridy-oceli/19-4363.htm>
- [6] Převodník materiálů. *Preciz, s.r.o.* [online]. [cit. 2014-11-28]. Dostupné z: <http://www.preciz.cz/sluzby-hlavni/material-normal/1.2080>
- [7] Převodník materiálů. *Preciz, s.r.o.* [online]. [cit. 2014-11-28]. Dostupné z <http://www.preciz.cz/sluzby-hlavni/material-normal/1.2842>
- [8] *Sps-ko.cz..* [online]. [cit. 2014-11-28]. Dostupné z: http://www.sps-ko.cz/documents/STT_obeslo/Technicke_slitiny_zeleza_FE3C.pdf
- [9] Přeměna zbytkového austenitu. *Technology-support*. [online]. [cit. 2014-12-13]. Dostupné z: <http://www.t-support.cz/?rubrika=1465>
- [10] ČSN EN ISO 7438:2005. *Kovové materiály – Zkouška ohybem*. Praha: Český normalizační institut, 2005.
- [11] ČSN EN ISO 6508. *Kovové materiály – Zkouška podle Rockwella*. Praha: Český normalizační institut, 2006.
- [12] ČSN EN ISO 6507 – 1. *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse Část 1: Zkušební metoda*. Praha: Český normalizační institut, 2006.
- [13] ČSN EN ISO 18265 *Kovové materiály – Převod hodnot tvrdostí*. Praha: Český normalizační institut, 2014.
- [14] JURČI, Peter. *Nástrojové oceli ledeburitického typu*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze, 2009. ISBN 80-010-4439-4.