

Česká zemědělská univerzita v Praze

Technická fakulta



## **Vliv kalící teploty na vlastnosti oceli**

Bakalářská práce

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Rostislav Chotěborský, Ph.D.

Autor práce: Radek Nenadál

PRAHA 2010

Vysoká škola: Česká zemědělská univerzita v Praze	Fakulta: technická
Katedra: materiálu a strojírenské technologie	Akademický rok: 2008/2009

## ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Student: **Radek Nenadál**

Studijní obor: Obchod a podnikání s technikou

Název práce: Vliv kalící teploty na vlastnosti oceli

### Zásady pro vypracování:

Cíl práce: Shromáždit literární podklady o tepelném zpracování ocelí a vlivu volby kalící teploty na výsledné vlastnosti.

Osnova práce:

1. Úvod
2. Tepelné zpracování ocelí
3. Vliv výše kalící teploty na odolnost proti opotřebení, houževnatost a pevnost oceli
4. Závěr

Metodika práce:

- Současný stav řešeného problému (literární rešerše)
- Závěr a přínos práce

Rozsah práce: 30 stran textu včetně obrázků, grafů a tabulek

Seznam doporučené odborné literatury:

PTÁČEK L.: Nauka o materiálu II, CERM s.r.o, Brno, 1999, 392 s.

MACEK K.: Strojírenské materiály, ČVUT, Praha, 2003, 204 s.

HERTZBERG, R. W.: Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, New York, Wiley, 1989, 680 s.

BROOKS, CH. R.: Heat Treatment of Ferrous Alloys, New York, Osborne-McGraw-Hill, 1979, 262 s.

HERTZBERG, R. W.: Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, New York, Wiley, 1989, 680 s.

BUDINSKI, K. G.: Engineering Materials: Properties and Selection, Reston, RPC Inc., 1979, 436 s.

Časopisy: Acta Materialia, Journal of Material Processing Technology aj.

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Rostislav Chotěborský, Ph.D.

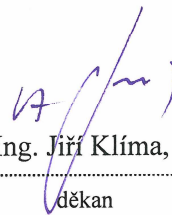
Datum zadání bakalářské práce: 30. 11. 2008

Termín odevzdání bakalářské práce: 30. 4. 2010



prof. Ing. Milan Brožek, CSc.

vedoucí katedry



prof. Ing. Jiří Klíma, CSc.

děkan

V Praze dne 30.11.2008

## **Prohlášení**

„Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Vliv kalící teploty na vlastnosti oceli vypracoval samostatně pod vedením Ing. Rostislava Chotěborského, Ph.D. s použitím odborné literatury a zdrojů uvedených v seznamu literatury.“

V Praze 20.4.2010

A handwritten signature in blue ink, consisting of a long horizontal stroke followed by a series of loops and curves, ending in a small hook. The signature is written above a dotted horizontal line.

vlastnoruční podpis

## **Poděkování**

Děkuji Ing. Rostislavovi Chtěborskému, Ph.D. za odborné vedení a pomoc při zpracování bakalářské práce.

**Vliv kalící teploty na vlastnosti oceli**

**Effect of quenching temperature on steel  
properties**

**Abstrakt:** Tato bakalářská práce se zabývá tématem tepleného zpracování, konkrétně vlivem kalící teploty na výsledné mechanické vlastnosti ocelí. Nejdříve se snaží popsat proces samotné austenitizace a dějů, ke kterým při austenitizaci dochází. V další kapitole se pak zabývá vlivem kalící teploty na růst austenitického zrna a jeho dopadem na mechanické vlastnosti ocelí. Poté se práce orientuje na konkrétní mechanické vlastnosti, tedy tvrdost, odolnost proti opotřebení, pevnost a houževnatost. Na testech, které provedli vědci z různých částí světa je demonstrován vliv kalící teploty na výše uvedené mechanické vlastnosti.

**Klíčová slova:** Kalící teplota, tvrdost, odolnost proti opotřebení, pevnost, houževnatost

**Summary:** This bachelor's thesis is about the heat treating, , to be specific it is about effect of quenching temperature on mechanical properties of steels. At first this work tries to describe the process of austenitization and actions that occur during this process. The next chapter is about quenching temperature and its influence on austenite grain growth and mechanical properties. Then the thesis focuses on particular mechanical properties such as hardness, wear resistance, strength and toughness. The tests that were performed are good example of effect of quenching temperature on above mentioned mechanical properties.

**Key words:** Quenching temperature, hardness, wear resistance, strength, toughness

# Obsah

1. Úvod.....	2
2. Literární rešerše .....	3
2.1 Tepelné zpracování ocelí .....	3
2.1.1 Austenitizace.....	3
2.1.2 Vznik austenitu .....	3
2.1.3 Kinetika austenitizace .....	5
2.1.4 Vlastnosti austenitu.....	6
2.1.5 Rozpad austenitu.....	6
2.1.6 Martenzitická přeměna .....	7
2.2 Vliv kalící teploty .....	8
2.2.1 Velikost austenitického zrna .....	8
2.2.2 Mechanické vlastnosti.....	15
2.2.3 Tvrdost a odolnost proti opotřebení.....	16
2.2.4 Pevnost.....	27
2.2.5 Houževnatost .....	30
3. Závěr .....	33
4. Seznam použité literatury .....	35



# 1. Úvod

V dnešní době je použití ocelí a slitin železa naprosto běžným a už i nezbytným jevem v nejrůznějších oblastech průmyslové výroby, ale i běžného života. V některých případech je sice snaha nahrazovat ocel jinými materiály, avšak ocel je stále velmi využívaným materiálem vzhledem k celosvětovému objemu výroby zhruba 750 tun ročně. Společně s využitím oceli se tak zvyšuje i význam tepleného zpracování ocelí, který k využití oceli neodmyslitelně patří, protože dává ocelím požadované vlastnosti pro jejich další využití.

Pod pojmem teplené zpracování si lze představit rozdílné postupy teplených procesů, které vedou k různým požadovaným výsledným mechanickým vlastnostem ocelí. Například lze získat vyšší tvrdost a v souvislosti s tím také vyšší odolnost proti opotřebení nebo také zvýšit mez kluzu. Avšak nejen mechanické vlastnosti jsou tepleným zpracováním ovlivněny a tak lze i například zjemnit zrno či obrobitelnost ocelí a také snížit vnitřní pnutí. Jelikož pojem teplené zpracování je opravdu široký, tak se tato práce bude zabývat jen jedním typem tepleného zpracování – kalením.

Kalení je proces, kde prudkým ochlazením z teplot, které leží nad rekrytalizační teplotou záměrně získáme nerovnovážený stav oceli. Tento nerovnovážený stav se pojí s velkým vnitřním pnutím a vysokou tvrdostí a z toho vyplývajícími mechanickými vlastnostmi. Tato práce se zaměří právě na vliv výše kalící nebo také austenitizační teploty, která přímo ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti, tedy pro tuto práci to bude konkrétně pevnost, houževnatost a odolnost proti opotřebení. Kalící teplota není jediným nebo snad určujícím faktorem pro výsledné vlastnosti kaleného materiálu. Je jedním z faktorů, které mají největší vliv a těmi dalšími jsou chemické složení oceli, především obsah uhlíku, dále výdrž na kalící teplotě a následné ochlazení a to jak rychlost ochlazení tak i medium ve kterém se materiál ochlazuje. Tato práce tedy ukáže vliv kalící teploty jako jednoho z faktorů určujících výsledné mechanické vlastnosti.

## 2. Literární rešerše

### 2.1 Tepelné zpracování ocelí

Faktor ovlivňující výsledné mechanické vlastnosti zakalené oceli a kterým se bude zabývat i tato práce je kalící teplota neboli teplota austenitizace.

V důsledku fázových přeměn v matici, jejichž příčinou je polymorfie slitin železa, dochází k významným změnám struktury oceli a litin. Tyto fázové přeměny, jejich průběh a vlastnosti těchto nových fází, jsou závislé v slitině daného složení především na rychlosti ohřevu a na rychlosti ochlazování, ale také na teplotě a době prodlevy v izotermické etapě tepelného zpracování. Jestliže po austenitizaci dochází k ochlazení větší rychlostí, než je určitá mezní rychlost ochlazování, pak se jedná o tepelné zpracování kalením. Výsledek kalení je ovšem závislý na podmínkách předchozí austenitizace. [1]

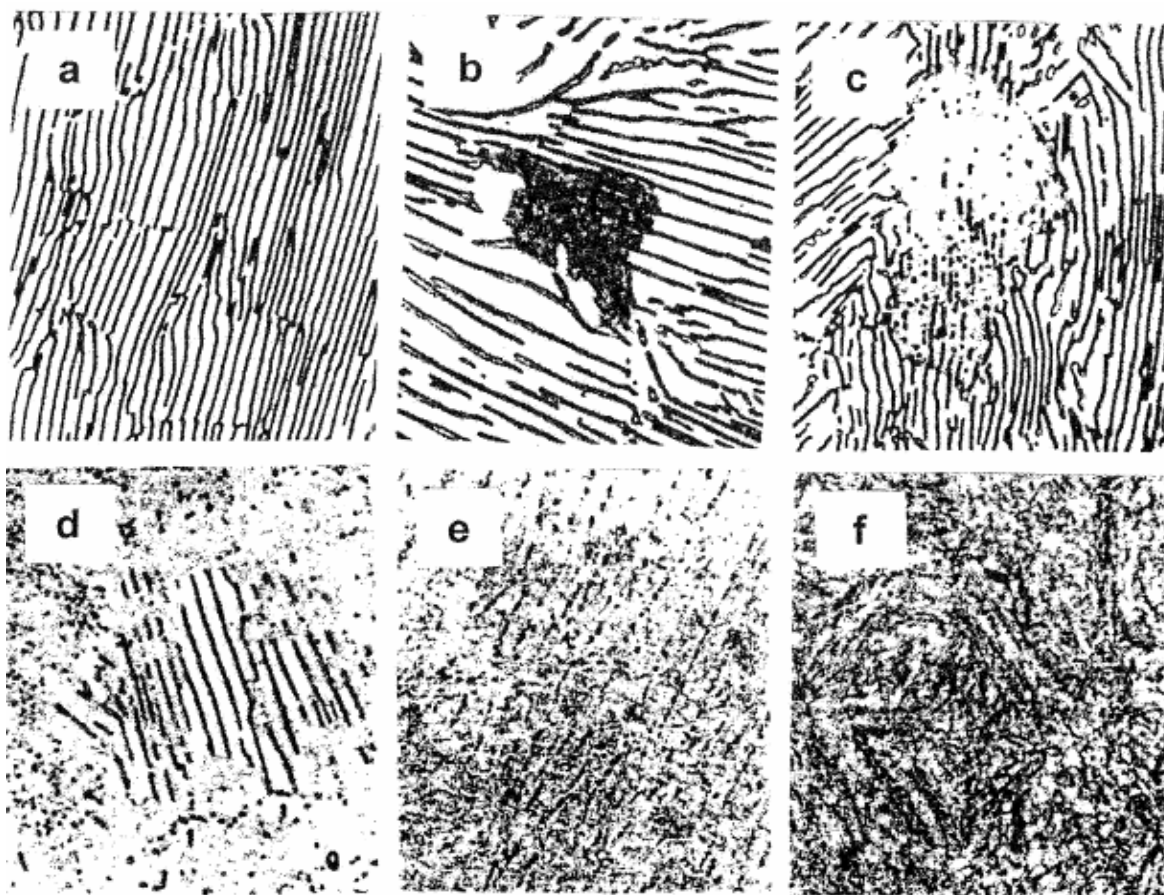
#### 2.1.1 Austenitizace

Austenitizace ocelí začíná vždy přeměnou perlitu v austenit nad teplotou  $A_{c1}$ . Na fázovém rozhraní ferit-cementit začínají vznikat zárodky austenitu a jejich růst pokračuje ve feritu. Růst nové fáze je řízen difuzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do okolního austenitu. [1]

#### 2.1.2 Vznik austenitu

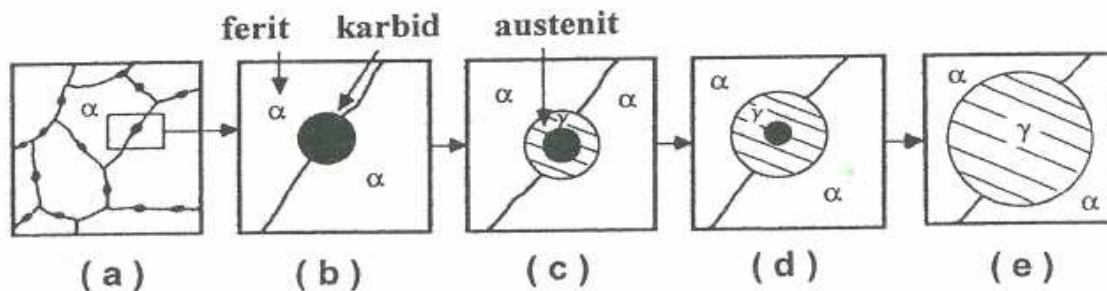
Jak je vidět na obrázku 1, původní perlitická struktura (a) se ze začátku rozpadá v určitých oblastech tak, že z původního lamelárního perlitu vznikají kolonie s potrhanými lamelami perlitického cementitu (b). Tyto kolonie se přetřansformovávají na austenit (c), ve kterém jsou zbytky potrhaných lamel. Na obrázku (d), je vidět zbylé zrno perlitu, které je obklopeno navě vznikajícím austenitem. Protože tento austenit vznikal v lamelárním prostředí, jsou na něm patrné stopy tohoto prostředí (e). Obrázek (f) ukazuje stádium, ve kterém jsou v austenitu nevyrovnané koncentrační rozdíly.

Obr.1 Mikrostruktury zobrazující přeměnu perlitu na austenit, [1]



Rozpouštění karbidů a přeměna feritu v austenit, je popsána na tomto obrázku 2. Tento obrázek ukazuje jak se částice karbidu na hranici zrn feritu (obr. 2a, b), nebo v zrně feritu při teplotách mezi  $A_{c1}$   $A_{c3}$  tzn., že se jedná o rozmezí teplot v němž při tomto ohřevu nejsou obě fáze stabilní. Austenit vzniká na fázovém rozhraní karbid/ferit, které je kulovité (obr. 2c). Karbid se tedy rozpouští, ale austenit roste do feritu (obr. 2d) dokud se karbid zcela nerozpustí, ale zrno austenitu roste na úkor feritu (obr. 2e). [1]

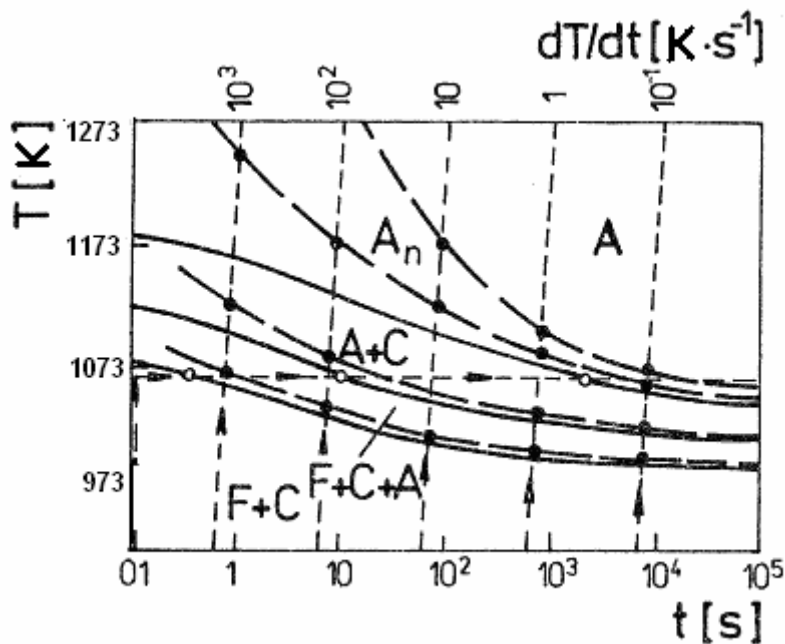
Obr. 2 Vznik austenitu v okolí částice karbidu ve feritu, [1]



### 2.1.3 Kinetika austenitizace

Lze ji rozdělit na izotermickou a anizotermickou. Izotermickou austenitizací ohřejeme podeutektoidní slitinu (obrázek 3) velmi rychle na zvolenou teplotu, která leží nad  $A_{c1s}$  a sledujeme průběh fázových přeměn v závislosti na času. Na obrázku 3 je uvažována teplota blízká se 1073 K. Plné čáry vyznačují příslušné teploty fázových přeměn. Při anizotermické austenitizaci probíhá ohřev stálou rychlostí  $dT/dt$ . Odpovídající teploty fázových přeměn jsou vyznačeny na obrázku 3 (čárkované čáry). Průběh anizotermické a izotermické austenitizace se nejvíce liší při vysokých rychlostech ohřevu (v krátkých časech) a to v oblasti vysokých teplot.

Obr. 3 Izotermická (plně) a anizotermická (čárkovaně) austenitizace podeutektoidní oceli, [2]



Mechanismus austenitizace ukazuje, že u ocelí začíná přeměnou perlitu. Uvnitř perlitických zrn vznikají zárodky austenitu a to na fázovém rozhraní feritu s cementitem. Růst zárodků a vznik nových zrn austenitu je řízen difúzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do feritu. Ferit pro svoji přeměnu na austenit musí dosáhnout koncentrace uhlíku odpovídající křivce teploty  $A_3$  v rovnovážném diagramu.

U podeutektoidních ocelí pokračuje vznik zárodků austenitu na hranicích zrn mezi sousedními zrny feritu. Dochází k přeměně feritu v austenit. U nadeutektoidních ocelí, po přeměně perlitu v austenit, pokračuje rozpouštění karbidů (cementit i karbidy legujících prvků). Po přeměně feritu na austenit u podeutektoidních ocelí, nebo po rozpouštění cementitu a karbidů legujících prvků v austenitu nadeutektoidních ocelí, je vzniklý austenit stále ještě nehomogenní a to z hlediska chemického (ne však fázového) složení, protože v něm existují nevyrovnané koncentrační rozdíly. [2]

#### **2.1.4 Vlastnosti austenitu**

Vlastnosti austenitu jsou dány chemickým složením (včetně homogenity) a velikostí zrna. Se zvyšováním teploty a dobou ohřevu roste homogenita austenitu, ale zároveň roste i velikost zrna. Homogenita je příznivým jevem z hlediska dalšího zpracování. Hrubé austenitické zrno je však příčinou zmenšování pevnosti i houževnatosti. Podle náchylnosti k hrubnutí austenitického zrna při ohřevu, rozdělujeme oceli na jemnozrnné a hrubozrnné. Jemnozrnné oceli, které obsahují karbidy nebo karbo nitridy určitých legujících prvků (V, Mo, Nb, Ti), mají schopnost zabraňovat hrubnutí austenitického zrna až do teploty  $T_K$ , při které se pak začínají rozpouštět.

Jestliže velikost austenitického zrna, která ovlivňuje pevnostní charakteristiky i houževnatost zakalených ocelí, roste monotónně s rostoucí teplotou a klesající rychlostí ohřevu, potom maximální tvrdosti lze dosáhnout pouze při optimální teplotě austenitizace, která roste se zvyšující se rychlostí ohřevu. [2]

#### **2.1.5 Rozpad austenitu**

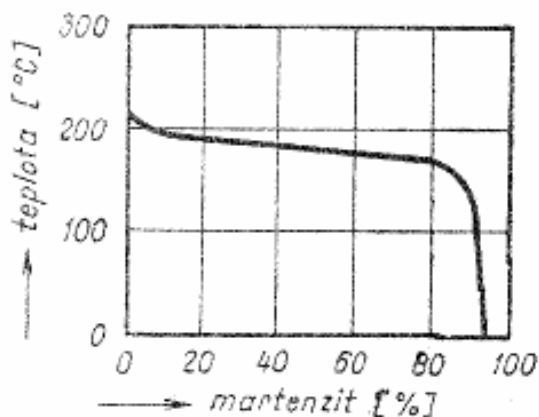
Rozpad austenitu je proces, při kterém dochází při ochlazování k jeho přeměně na rovnovážné strukturní složky (perlit, ferit, sekundární cementit) nebo na nerovnovážné strukturální složky (bainit, martenzit). [2] Průběh rozpadu austenitu zachycují IRA a ARA diagramy.

## 2.1.6 Martenzitická přeměna

V martenzitické oblasti dochází k přeměně bez působení difuze, protože austenit je v této oblasti podchlazen a difuze se téměř zastaví. Uhlík zůstává rozpuštěn ve vytvořeném martenzitu a deformuje tetragonálně jeho mřížku. Nedochozí jen k deformaci elementárních buněk, které obsahují uhlík, ale všech ostatních, protože jsou jejich působením také tetragonálně protaženy.

Martenzitická přeměna začíná při teplotě  $M_s$  a končí při teplotě  $M_f$ . Se stoupajícím obsahem uhlíku se snižuje poloha teplot  $M_s$  a  $M_f$ . Na polohu teplot  $M_s$  a  $M_f$  má také vliv velikost zrna, výše kalící čili austenitizační teploty a obsah slitinových prvků. S klesající teplotou probíhá martenzitická přeměna ze začátku pomaleji (vznikne až 20 % martenzitu), potom velmi rychle při minimální změně teploty (vznikne až 80 % martenzitu) a při dokončování martenzitické přeměny velmi pomalým vznikem martenzitu při prudkém ochlazení – obrázek 4. Martenzitická přeměna u ocelí s vysokým obsahem uhlíku je ukončena pod pokojovou teplotou.

Obr. 4 Průběh martenzitické přeměny v závislosti na teplotě, [3]



Rozdíl mezi bainitickou a martenzitickou přeměnou je ten, že u bainitické přeměny narůstají jehlice už na začátku přeměny, kdežto u martenzitické přeměny dochází při snižování teploty k tvorbě nových jehlic, které jsou jemnější než jehlice bainitu. Proto jsou jehlice martenzitické podstatně jemnější než bainitické. U nadeutektoidních ocelí vzniká kromě nerozpuštěných karbidů ještě velmi jemný martenzit zvaný hardenit. [3]

## 2.2 Vliv kalící teploty

### 2.2.1 Velikost austenitického zrna

Jelikož vlivem rostoucí austenitizační teploty roste i austenitické zrna jehož velikost ovlivňuje i výsledné vlastnosti tepelně zpracovávané oceli (snižuje například pevnost a tvrdost) a také ovlivňuje kinetiku fázových transformací v průběhu ochlazování, je nutné se tímto aspektem zabývat a při volbě vhodné austenitizační teploty jej brát v potaz s ohledem na požadované vlastnosti a použití oceli. Růst austenitického zrna závisí především na teplotě a na době výdrže na této teplotě a v následující kapitole si tedy ukážeme jak austenitické zrna roste v závislosti na teplotě a výdrži na určité teplotě.

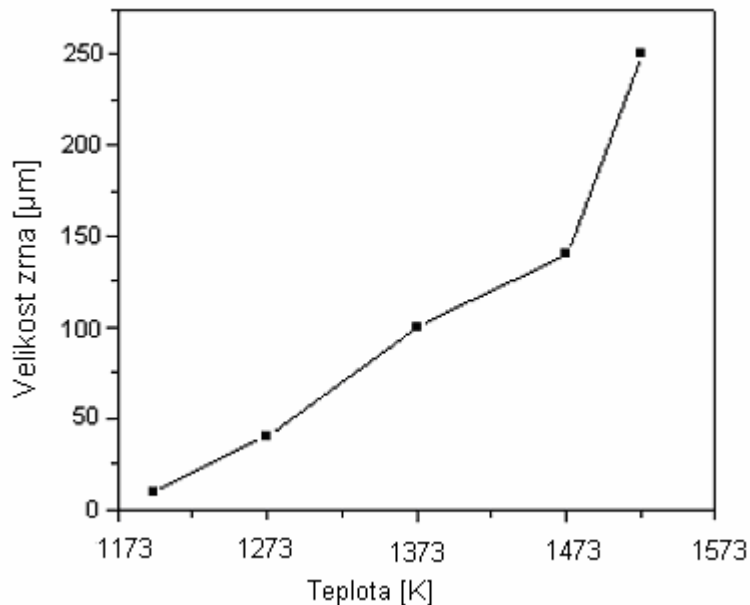
Názorně lze demonstrovat růst austenitického zrna na nízkolegované oceli 0.3C-CrMoV(ESR) s velmi nízkým obsahem síry a dusíku. Ocel má vysokou pevnost, vysokou lomová houževnatost a je vhodná k tepelnému zpracování. Tato ocel je určena pro použití v leteckém průmyslu a také pro výrobu tlakových nádob. Její chemické složení je uvedeno v tabulce 1.

*Tab. 1 Chemické složení oceli 0.3C-CrMoV(ESR) vyjádřené v %*

Prvek	Obsah
C	0,29
Mn	0,9
S, max.	0,015
P, max.	0,02
Cr	1,4
Mo	0,9
V	0,25
Nb	0,1
Si	0,25

Ocel byla zahřívána na teploty 1198 – 1523 K a jak ukazuje graf na obrázku 5, dle očekávání se austenitické zrna zvětšovala společně s rostoucí teplotou. Například při teplotě 1198 K byla velikost kolem 10  $\mu\text{m}$  a při teplotě 1523 K byla velikost zrna již téměř 250  $\mu\text{m}$ . [4]

Obr. 5 Velikost astenického zrna v závislosti na teplotě, [4]



Abychom byli konkrétní, tak například pevnost kluzu byla růstem zrna ovlivněna do takové míry, že při austenitizační teplotě 1183 K ocel vykázala pevnost v kluzu 1427 MPa, ale při austenitizační teplotě 1532 K byla hodnota meze kluzu jen 1147 MPa. Tento pokles je ovlivněn především velikostí zrna než samotnou vyšší teplotou. [4]

Druhou ocelí na které bude růst austenitického zrna demonstrován je ocel GCr15 s chemických složením dle tabulky 2.

Tab. 2 Chemické složení oceli GCr15 vyjádřené v %

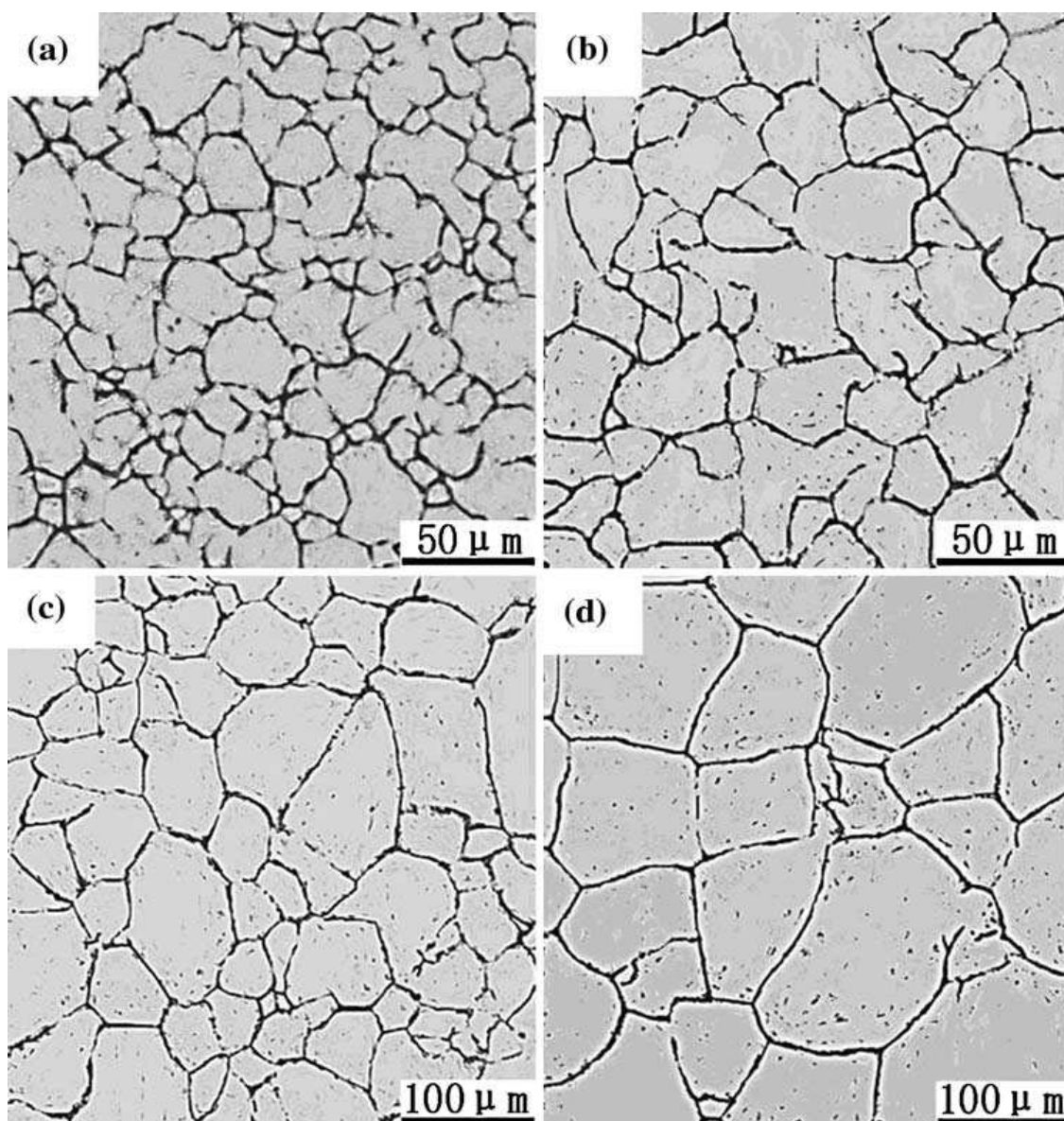
Prvek	Obsah
C	0,99
Si	0,24
Mn	0,31
S	0,003
P	0,10
Cr	1,44
Mo	0,02
Ni	0,05
Cu	0,12
Fe	zbytek



Počáteční mikrostrukturu oceli tvoří lamelární perlit. Vzorky pro tento experiment byly obrobena ze za tepla válcovaných tyčí na průměr 8 mm a délku 12 mm. Vzorky byly ohřány na austenitizační teplotu – 1223, 1323, 1373 a 1423 K rychlostí ohřevu  $5 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  s následnou výdrží na teplotě po dobu 0, 40, 120, 300 a 480 s. Poté byly vzorky zakaleny do vody. [5]

Na obrázku 6 jsou pro názornost zachycena austenitická zrna při různých teplotách a výdržích na těchto teplotách.

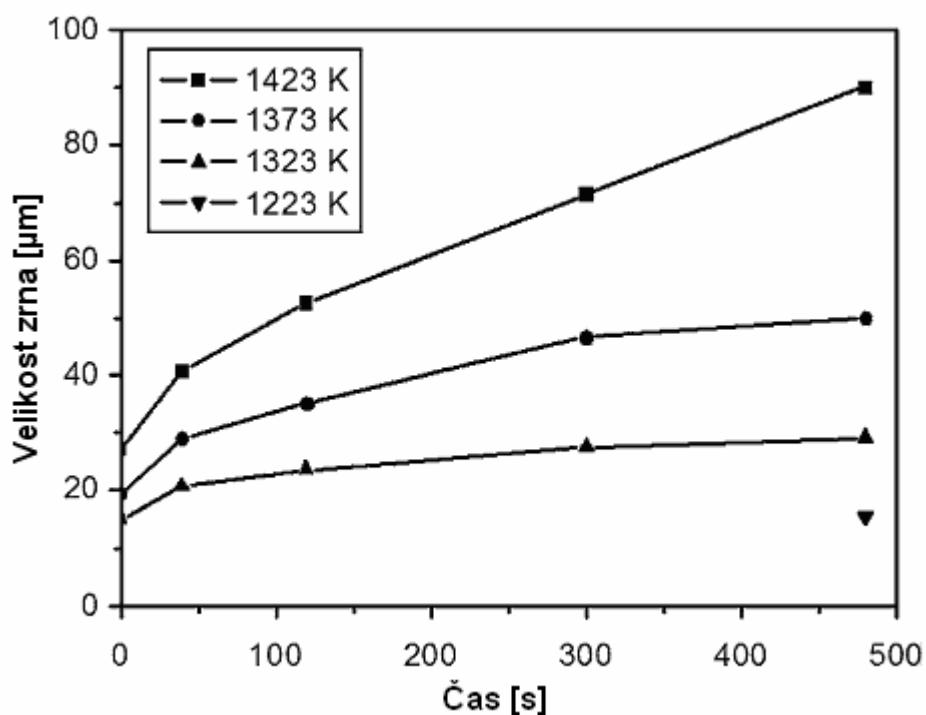
Obr. 6 Velikost austenitických zrn při teplotách a výdržích na těchto teplotách: (a) 1323 K, 0 s; (b) 1423 K, 0 s; (c) 1423 K, 120 s; (d) 1423 K, 480 s, [5]



Výsledek ke kterému došli Chongxiang Yue, Liwen Zhang, Shulun Liao, a Huiju Gao [5] je zachycen na obrázku 6, kde je vidět, že austenitické zrno při zvyšování teploty z 1323 K na 1423 K postupně roste (obrázek 6 (a - b)) a největší rozdíl mezi těmito dvěma strukturami je, že na snímku (b) je mnohem méně malých austenitických zrn, než na snímku (a). Snížení počtu malých zrn ukazuje, že větší austenitická zrna se mohou sloučit s menšími a postupně tak růst společně se zvyšující se teplotou. Obrázek 6 (c - d) ukazuje austenitická zrna po výdrži na teplotě 1423 K po dobu 120 s (c) a po dobu 480 s (d). Porovnáním těchto obrázků odhalíme růst austenitických zrn v závislosti na výdrži na příslušné teplotě. [5]

Dalším pokusem byl zjištěn průběh růstu austenitického zrna v závislosti na výdrži na určité teplotě. Obrázek 7 ukazuje průběhy růstu zrna v závislosti na čase, který představuje výdrž na konkrétní teplotě. Tyto teploty jsou v rozmezí 1223 – 1423 K.

*Obr. 7 Průběh růstu austenitického zrna v závislosti na době výdrže na konkrétní teplotě, [5]*



Mikrofotografie austenitického zrna při výdrži 0 – 300 s na teplotě 1223 K nevykazovaly zřetelný růst zrn, proto jsou na obrázku 7 zobrazeny jen tři křivky. Křivky na obrázku 7 ukazují, že průběh růstu austenitického zrna je pro různé teploty podobný. Podle průběhu růstu zrna lze říci, že s přibývajícím časem výdrže na teplotě se velikost austenitického zrna zvětšuje, a zároveň s tím se snižuje rychlost růstu zrn. Dále je pro všechny teploty patrný rychlý nárůst tempa růstu zrn v čase a s přibývajícím délkou výdrže na teplotě se tempo růstu snižuje. Mimoto je zjevné, že velikost austenitického zrna i tempo růstu se zvyšující se teplotou roste. [5]

V souladu s výsledky výše uvedených zkoušek růstu austenitického zrna je i zkouška, kterou provedli Qiong Wu, Da-le Sun, a Chang-sheng Liu [6]. Testovali ocel válcovanou za studena s přidavkem dusíku a o chemickém složení uvedeném v tabulce 3.

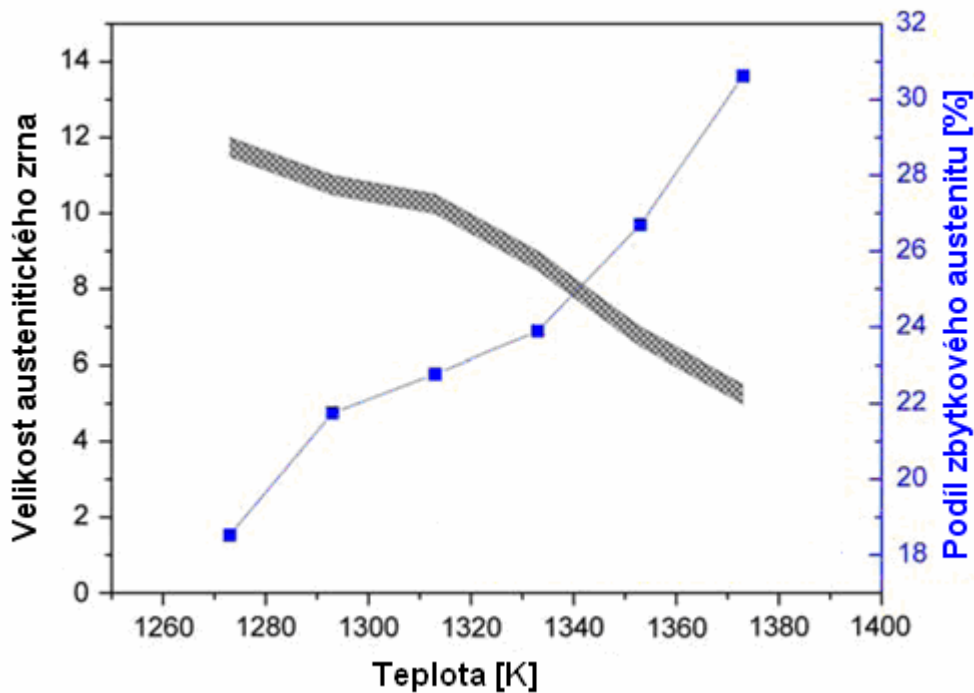
*Tab. 3 Chemické složení oceli vyjádřené v %*

<b>Prvek</b>	<b>Obsah</b>
C	0,75 – 0,85
Si	0,70 – 0,90
Mn	0,25 – 0,45
Cr	5,00 – 5,50
Mo	1,00 – 1,20
V	0,40 – 0,60
Ni	0,30 – 0,50
Ni	0,068
Fe	zbytek

Legování dusíkem hraje důležitou roli nejen při zlepšování mechanických vlastností, ale také v optimalizaci vlastností pro tepelné zpracování oceli válcované za studena. Pro zkoušku růstu austenitického zrna byly použity tyče o průměru zhruba 50 mm a délce 500 mm. Austenitizace proběhla v solné lázni v teplotním intervalu 1273 – 1373 K s výdrží na teplotě po dobu 15 min. Následně byly tyče zakaleny v oleji a popuštěny při teplotě 973 K po dobu 2 hodin.

Během procesu austenitizace se s rostoucí teplotou zvětšovala velikost austenitického zrna a naproti tomu se snižoval počet zrn, tak jak ukazuje obrázek 8 – to je způsobeno slučováním zrn. Než byla dosažena teplota 1313 K, byl růst austenitického zrna poměrně malý, ale od teploty 1333 K lze pozorovat výrazný nárůst. [6]

Obr. 8 Růst austenitického zrna v závislosti na teplotě a obsah zbytkového austenitu v závislosti na teplotě, [6]



Rychlý růst zrna při vysokých teplotách má silný vztah k rozpouštěcímu chování karbidů, jejichž množství s rostoucí teplotou klesá a při překročení teploty 1353 K se prakticky již žádné karbidy nedají nalézt. Velké množství uhlíku a legujících prvků vstupuje do mřížky při rozpouštěcím procesu a ovlivňuje tak podíl martenzitu a zbytkového austenitu po kalení. Důvodem přítomnosti zbytkového austenitu ve struktuře je změna nárůstu objemu. Martenzit se tvoří postupně a rostoucími deskami martenzitu tak způsobí svým větším objemem velké vnitřní pnutí na své okolí a tak v konečné fázi nedovolí zbylému austenitu transformovat na žádoucí martenzit. Navíc je zbytkový austenit velmi měkký. Obvykle je požadováno, aby podíl zbytkového austenitu byl co nejnižší. [6]

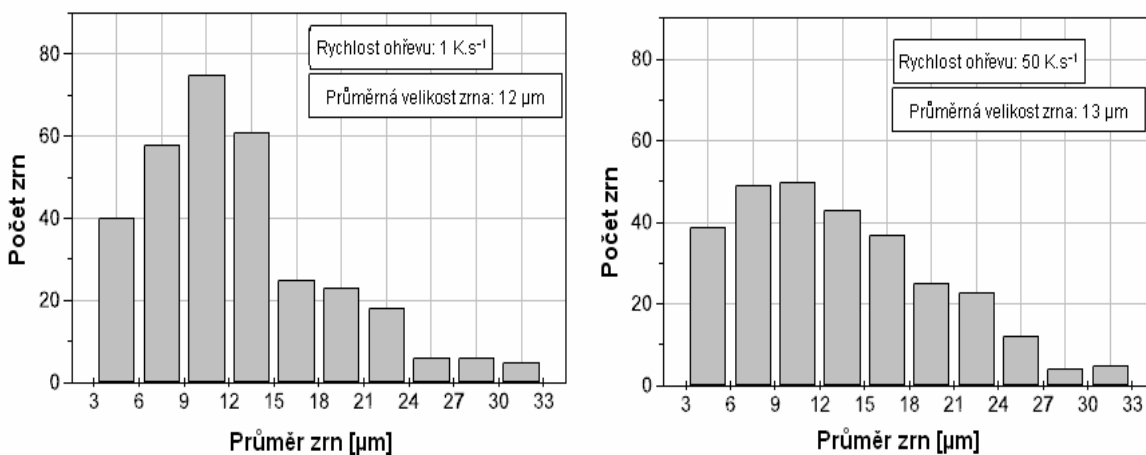
Při zkoumání vlivů na velikost austenitického zrna bychom neměli opomenout i vliv rychlosti ohřevu oceli pro dosažení austenitizačních teplot. Tímto aspektem se zabývali A. Danon, C. Servant, A. Alamo a J.C. Brachet [7]. Ti použili pro svůj výzkum martenzitickou ocel Eurofer97 (9Cr1WVTa) o chemickém složení uvedeném v tabulce 4.

Tab. 4 Chemické složení oceli Eurofer97 (9Cr1WVTa) vyjádřené v %

Prvek	Obsah
C	0,12
Si	0,03
Mn	0,48
Cr	8,96
Ni	0,06
V	0,18
W	1,04
Ta	0,15
Ni	0,022
Fe	zbytek

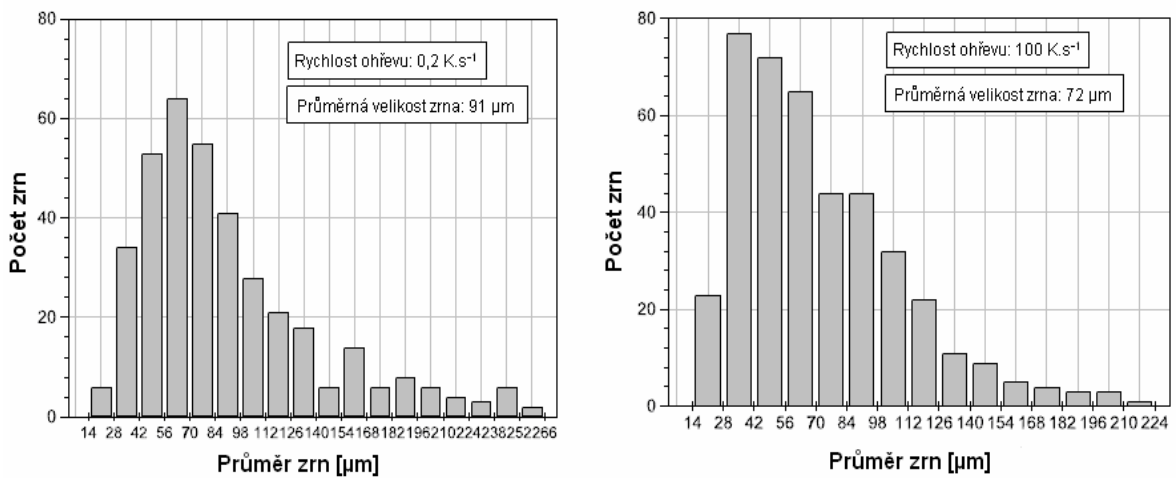
Velikost austenitického zrna se při teplotě 1283 K s rostoucí rychlostí ohřevu nijak výrazně nemění, zatímco rozdělení a množství zrn se mírně liší tím, že je méně malých zrn při rychlejšímu způsobu ohřívání a navíc tato malá zrna dosahují zhruba dvou třetin velikosti v porovnání s pomalejším způsobem ohřevu – jak je patrné z obrázku 9. [7]

Obr. 9 Množství austenitických zrn a jejich velikost při teplotě 1283 K a různé rychlosti ohřevu, [7]



Naproti tomu při dosažení vyšší austenitizační teploty, konkrétně při 1408 K se po změně rychlosti ohřevu již znatelně změnila i velikost austenitických zrn, jak lze vidět na obrázku 10. S použitím nižší rychlosti ohřevu (0,2 K.s<sup>-1</sup>) je velikost zrn vyšší než s použitím větší rychlosti ohřevu (100 K. s<sup>-1</sup>). S měnící se rychlostí ohřevu se také mění i rozložení zrn, kde s použitím nižší rychlosti ohřevu je patrné větší množství velkých

Obr. 10 Množství austenitických zrn a jejich velikost při teplotě 1408 K a různé rychlosti ohřevu, [7]



zrn a naopak znatelně větší koncentraci menších zrn je možné pozorovat u použití rychlého ohřevu, kde je například více než dvakrát tolik zrn o velikosti 28 – 42 μm oproti pomalému způsobu ohřevu.

Jestliže porovnáme rychlosti ohřevu a následné velikosti austenitických zrn dojdeme k závěru, že rychlost ohřevu ve srovnání s vlivem austenitizační teploty nebo výdrží na této teplotě není tím hlavním faktorem ovlivňující velikost austenitického zrna. Pokud se podíváme na nutný rozdíl rychlostí ohřevu, které ovlivní velikost austenitického zrna, tak z pokusu při ohřevech na 1408 K je velikost jedné rychlosti 500x větší než té druhé a proti tomu je rozdíl ve velikosti austenitických zrn relativně zanedbatelný. [7]

## 2.2.2 Mechanické vlastnosti

Výsledné mechanické vlastnosti po zakalení součásti jsou hlavním důvodem pro tento typ zpracování ocelí. Kalením se získá nerovnovážná (martenzitická nebo bainitická) struktura s cílem zvýšení tvrdosti kalené součásti s tím, že se nemění respektive nezvyšuje pouze tvrdost, ale s přímou návazností na tvrdost například také odolnost proti opotřebení, dále také pevnost, ale zároveň s tím i nežádoucí křehkost a naopak se snižuje houževnatost.

### 2.2.3 Tvrdost a odolnost proti opotřebení

Jako první zkoušku vlivu austenitizační teploty na mechanické vlastnosti, konkrétně na tvrdost a odolnost proti opotřebení bych použil výsledky podle J. Suchánka a V. Kuklíka [8], kteří pro své zkoušky použili ledeburitické oceli X185CrWV12 a X195CrVWMo5 jejichž chemické složení uvádí tabulka 5.

Tab. 5 Chemické složení ocelí X185CrWV12 a X195CrVWMo5 vyjádřené v %

	X185CrWV12	X195CrVWMo5
Prvek	Obsah	Obsah
C	1,85	1,95
Si	0,22	0,38
Mn	0,23	0,42
Cr	11,93	5,12
Mo	-	0,84
V	0,31	4,19
W	1,47	1,5
Fe	zbytek	zbytek

Dále byly použity rychlořezné oceli HS 12-0-4 a HS 12-0-2 s chemickým složením uvedeném v tabulce 6.

Tab. 6 Chemické složení ocelí HS 12-0-4 a HS 12-0-2 vyjádřené v %

	HS 12-0-4	HS 12-0-2
Prvek	Obsah	Obsah
C	1,28	0,86
Si	0,09	0,25
Mn	0,32	0,26
Cr	4,38	4,26
Mo	0,08	0,005
V	3,91	2,15
W	11,85	12,00
Fe	zbytek	zbytek

Ledeburitické oceli byly zakaleny s použitím kalících teplot v rozsahu od 1253 K do 1473 K s následným ochlazením v oleji. Oceli kalené z teplot 1253 K byly ještě následně popuštěny při různých teplotách, konkrétně od v intervalu od 423 – 973 K s výdrží dvě hodiny na této teplotě a následným ochlazením na vzduchu

Ledeburitická chromová ocel X185CrWV12 bývá často používána v podmínkách kde dochází k velkému namáhání na opotřebení. Výsledkem zkoušky tedy je, že relativní odolnost proti opotřebení roste se zvyšující se teplotou až do 1373 K, kde dosáhne maximální hodnoty. Tvrdost kalených vzorků klesla od 801 do 621 HV. Další zvýšení kalící teploty je provázeno poklesem hodnot relativní odolnosti proti opotřebení.

Vlivem popouštění se tvrdost i relativní odolnost proti opotřebení snižuje, ale při popouštěcích teplotách do 523 K je tento pokles poměrně malý.

Ledeburitická chrom-vanadová oceli X195CrVWMo5 patří k ocelím s vysokou odolností proti opotřebení. Relativní odolnost proti opotřebení roste v závislosti na zvyšující se kalící teplotě až do teploty 1423 K, kde dosáhne svého maxima, tedy hodnoty 6,02. Tvrdost 772 HV získaná kalením do oleje z teploty 1223 K a bez popouštění, klesla na hodnotu 387 HV, které bylo dosaženo při zakalení z teploty 1473 K. Stejně jako v předchozím případě u oceli X185CrWV12, tak i zde po zakalení z teploty 1223 K je patrný pokles tvrdosti při následném popouštění, ale do popouštěcích teplot 523 K je tento pokles pouze velmi mírný.

Při popouštění klesá i relativní odolnost proti opotřebení, avšak nad teploty 523 K a výdrží na teplotě po dobu dvou hodin s následným ochlazením na vzduchu je již patrný poměrně výrazný pokles relativní odolnosti proti opotřebení.

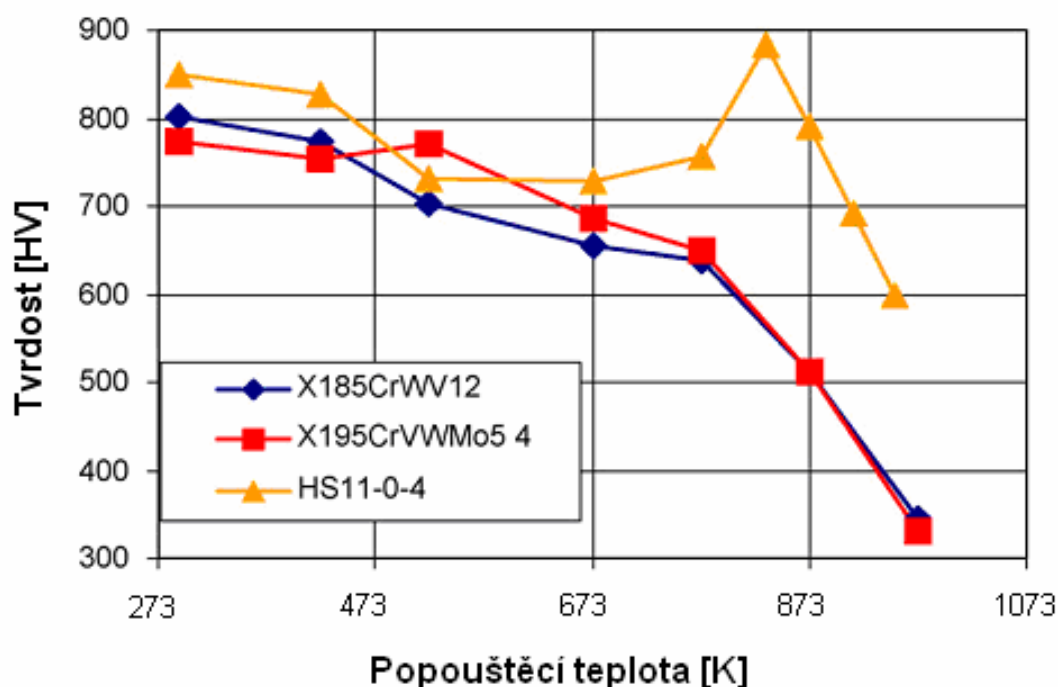
Obdobné chování relativní odolnosti proti opotřebení lze nalézt i u rychlořezné oceli HS 11-0-4, kde tato odolnost roste v souladu s rostoucí teplotou kalení, ale při následném popouštění nad teplotu 523 K s výdrží po dobu dvou hodin a ochlazením na vzduchu, se odolnost proti opotřebení snižuje. Stejně chování odolnosti proti otěru vykazala i druhá rychlořezná ocel HS 12-0-2. Vysoký nárůst tvrdosti a relativní odolnosti



proti opotřeбенí se vzrůstající teplotou kalení je spojen se změnami struktury v rychlořezných ocelích. Karbidy se rozpustí a obsah uhlíku a podíl karbidotvorných prvků v austenitu se zvýší. To se projeví větší stabilitou při kalení, avšak podíl zbytkového austenitu poroste. Nejvyšší hodnoty odolnosti proti opotřeбенí (6,88) u oceli HS 11-0-4 lze dosáhnout kalením z teploty 1543 K a s následným ohřevem v oleji. Pokles relativní odolnosti proti opotřeбенí je znatelný spíše u ocelí kalených při vyšších teplotách. Nejvyšší hodnoty relativní odolnosti proti opotřeбенí a tvrdosti u kalných a popuštěných vzorků byly dosaženy po třikrát opakovaném popouštění za teploty 833 K. [8]

Pokles relativní odolnosti proti opotřeбенí, který se objeví při popouštění na 673 K má spojitost s poklesem koncentrace uhlíku v martenzitu a ve zbytkovém austenitu a vzniku karbidů  $\epsilon$ . Snížení obsahu uhlíku v martenzitu narušuje jeho fyzikální a mechanické vlastnosti a to navzdory tomu, že tvorba karbidů  $\epsilon$  způsobuje zpevnění. Dalším faktorem, který snižuje odolnost proti opotřeбенí je anizotropní rozložení zbytkového austenitu.

Obr. 11 Snížení tvrdosti vlivem popouštěcí teploty, [8]

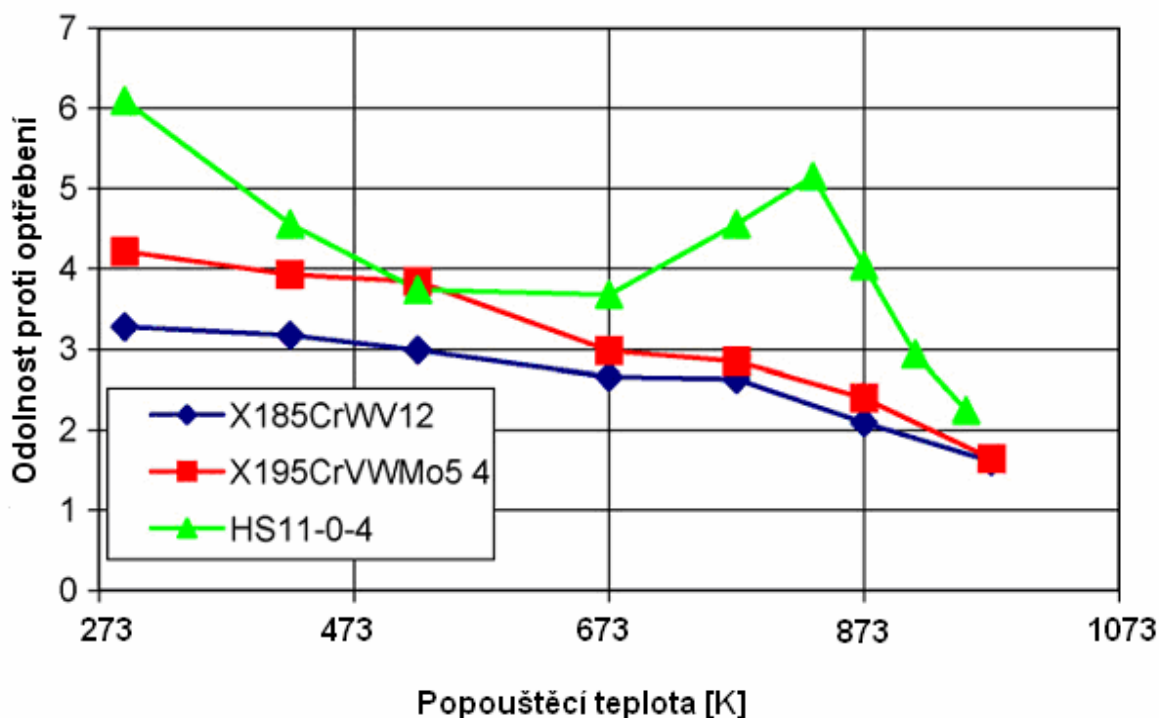


Popouštěcí teploty nad 673 K vedou k výraznému snížení odolnosti proti opotřebení i tvrdosti, jak je vidět na obrázku 11.

Rychlořezné oceli mohou být považovány za kompozitní materiály, kde jsou velké primární karbidy (1–10  $\mu\text{m}$ ) rozptýleny v martenzitické matrice společně s mnohem jemněji rozptýlenými sekundárními karbidy (<100  $\mu\text{m}$ ). Sekundární karbidy jsou příčinou precipitačního vytvrzení martenzitické matrice. Primární karbidy, konkrétně MC a  $\text{M}_6\text{C}$  (1500 – 2800 HV) jsou tvrdší než matrice a následkem toho zvyšují odolnost proti opotřebení. [8]

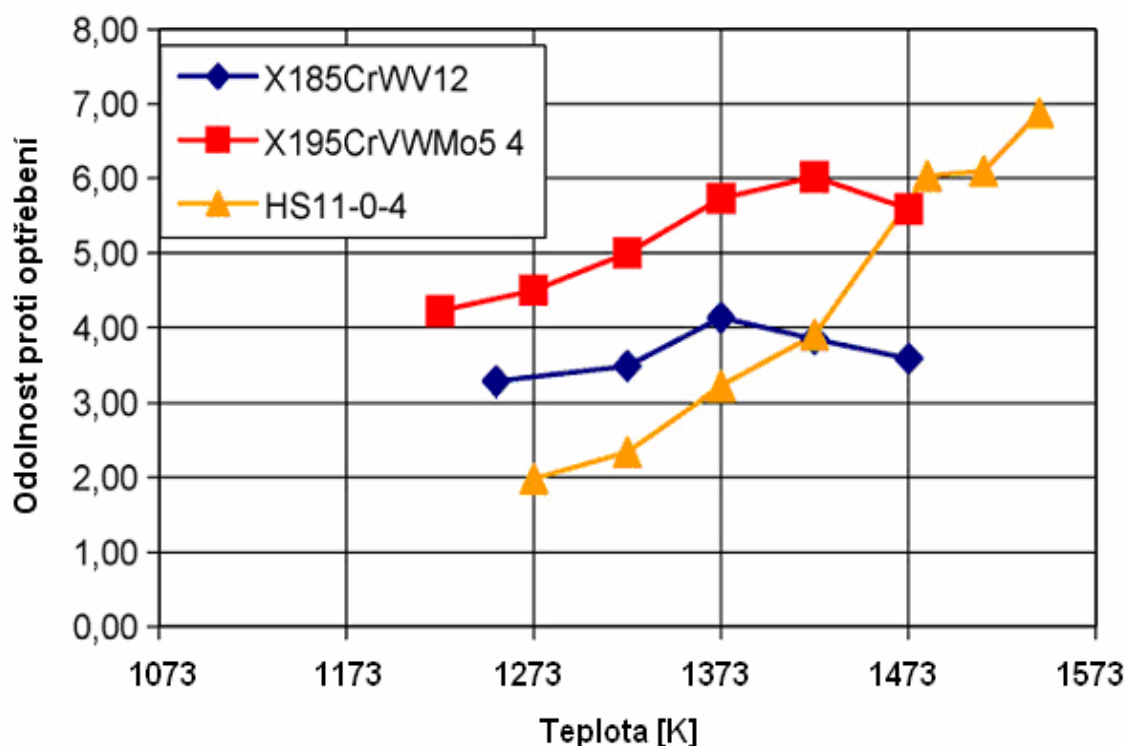
Zvýšení tvrdosti a odolnosti proti opotřebení s rostoucí teplotou kalení souvisí se strukturálními změnami v rychlořezných ocelích viz. obrázky 12 a 13. Karbidy  $\text{M}_6\text{C}$  a  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  se při kalící teplotě rozpustí a speciální MC karbidy se rozpustí při teplotách kolem 1473 K. Přítomnost karbidotvorných přísad vyvolá růst pevnosti a tvrdosti martenzitu a při vyšších teplotách také růst objemového podílu zbytkového austenitu a to až na 20 – 25%. Vyšší pevnost martenzitické mřížky se projevuje větší odolností proti poškrábání abrazivními částicemi  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Kromě samotné mřížky hrají velmi významnou

Obr.12 Vliv popouštěcí teploty na relativní odolnost proti opotřebení, [8]



roli i speciální karbidy MC s tvrdostmi okolo 2700 – 2990 HV. Otopí řezné hrany abrazivních částic a sníží tak možnost poškrábání. Pokles makrotvrdosti po kalení nad teplotu 1543 K nebylo doprovázeno poklesem relativní odolnosti proti opotřebení. Dá se předpokládat, že zpevnění zbytkového austenitu a jeho částečné transformace na martenzit iniciované průnikem hran abrazivních částic a efektem od jejich poškrábání eliminovaly pokles podílu karbidů a hrubnutí zrna.

Obr.13 Vliv kalící teploty na relativní odolnost proti opotřebení, [8]



Při popouštění na teplotě 423 K probíhají následující procesy: dojde ke snížení vnitřních pnutí, k difuzi uhlíku z mřížky martenzitu a ke vzniku karbidů  $\epsilon$ . Tyto procesy probíhají s větší intenzitou po kalení z vyšších teplot a tím pádem je i pokles relativní odolnosti proti opotřebení výraznější. [8]

Další pokles hodnoty relativní odolnosti proti opotřebení po popouštění při teplotách v intervalu 532 – 673 K není tak výrazný, protože mřížka je vytvrzena jemnými částicemi.

Již dříve zmíněné maximum tvrdosti a odolnosti proti opotřebení dosažené po třikrát opakovaném popouštění na teplotu 833 K je úzce spjato s anizotropním rozkladem zbytkového austenitu a zpevněním mřížky martenzitu karbidy  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$  a  $MC$ . Rychlořezná ocel HS 12-0-2 má nižší obsah uhlíku a vanadu a proto také nižší podíl karbidů a v porovnání s rychlořeznou ocelí HS 12-0-4 má znatelně nižší odolnost proti opotřebení. [8]

Vysoký obsah vanadu v ledeburitických i rychlořezných ocelích pozitivně ovlivňuje odolnost proti opotřebení.

Při pokusu který provedl M. A. Filippov [9] se svými kolegy se zaměřil také na zkoumání vlivu kalící teploty na tvrdost a odolnost proti opotřebení. K tomuto účelu byly použity vzorky o rozměrech 10 x 10 x 25 mm z oceli o chemickém složení vyjádřeném v tabulce 7.

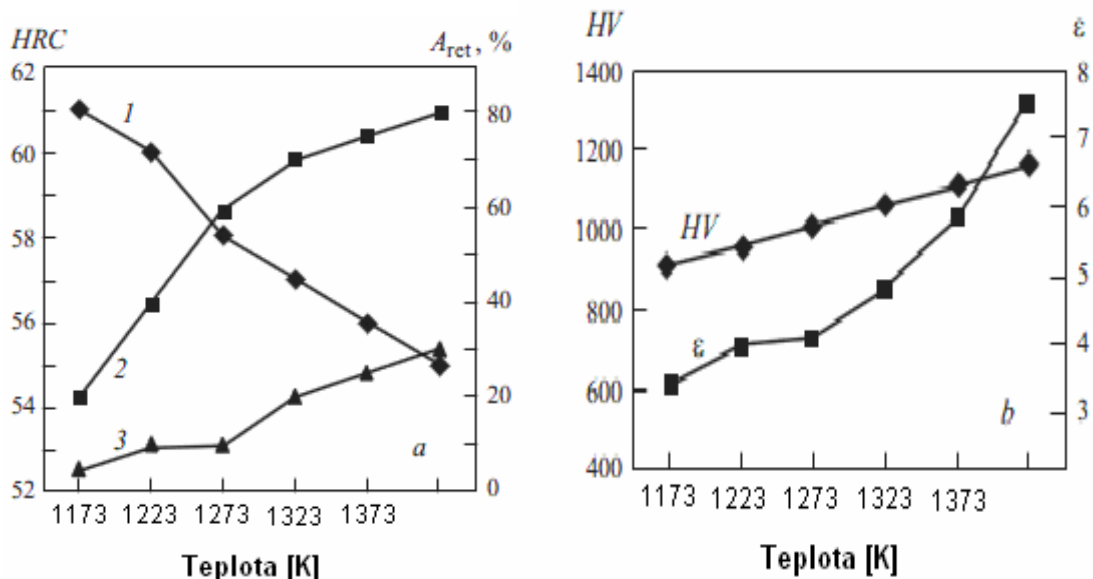
*Tab. 7 Chemické složení oceli vyjádřené v %*

<b>Prvek</b>	<b>Obsah</b>
C	1,51
Cr	8,10
Ti	2,00
B	0,21

Ocel byla zahřívána na teploty v intervalu 1173 – 1423 K a následně ochlazena v oleji.

Se zvyšující se kalící teplotou se rozpouštění sekundárních karbidů a sycení austenitu uhlíkem a chromem zintenzivňuje a vede ke snižování obsahu martenzitu a k růstu množství zbytkového austenitu. To lze pozorovat při růstu kalící teploty z 1173 K na 1423 K, kde z počáteční tvrdosti oceli 61 HRC, tvrdost klesá až na 55 HRC v důsledku zvýšení podílu zbytkového austenitu z 20 % na 80 %. Navzdory nižší tvrdosti je odolnost proti opotřebení při kalení z teploty 1423 K dvakrát vyšší než při kalení z teploty 1173 K jak ukazuje obrázek 14b. [9]

Obr. 14a, 14b Vliv kalící teploty na tvrdost, množství zbytkového austenitu, mikrotvrdost a odolnost proti opotřebení, [9]



Zvýšená odolnost proti opotřebení u kalené oceli z teploty 1423 K je výsledkem transformace zbytkového metastabilního chrom-uhlíkového austenitu v napětí vyvolávající martenzitu. Po zkoušce na opotřebení se na povrchu podíl martenzitu zvýšil ze 20 % na 70 %, což odráží schopnost transformace austenitu v martenzitu při pracovním zatížení (křivka č.2 na obrázku 14a zobrazuje podíl zbytkového austenitu a křivka č.3 tamtéž zobrazuje podíl zbytkového austenitu po zkoušce opotřebení).

Mikrotvrdost povrchu namáhaného na opotřebení roste z 920 HV na 1120 HV v závislosti na zvyšování kalící teploty z 1173 K na 1423 K, jak je vidět na obrázku 14b. [9]

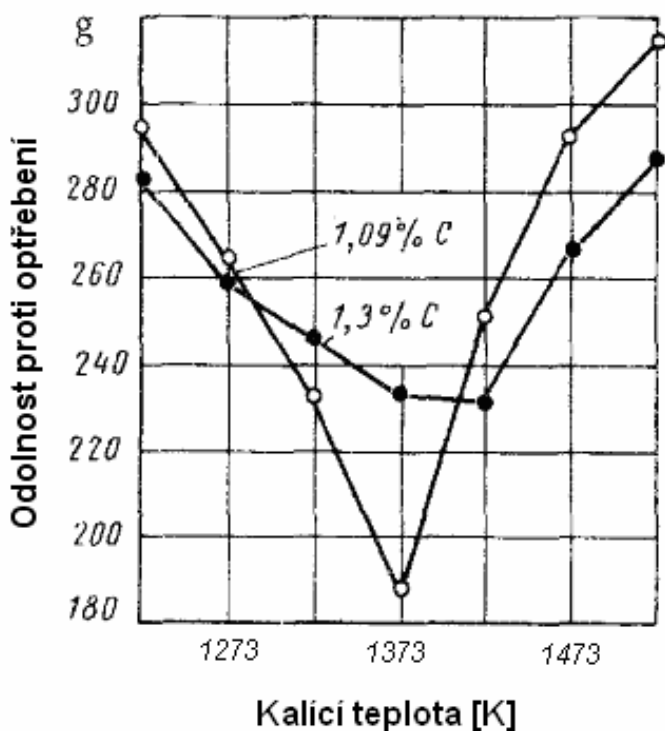
Vlivem kalící teploty na odolnost proti opotřebení u oceli s vysokým obsahem manganu se zabýval V. P. Ksenofontov [10]. Test se uskutečnil v simulovaných laboratorních podmínkách na vzorcích o rozměrech 140 x 100 x 20 mm. Odolnost proti opotřebení se zjišťovala zvážením vzorku před a po provedení testu na odolnost proti opotřebení. Samotný test spočíval v drcení vzorku 150 ks žuly. Pro tento test byly použity oceli ze dvou různých taveb, které se lišily především obsahem uhlíku. Chemické složení takto testovaných ocelí uvádí tabulka 8.

Tab. 8 Chemické složení ocelí vyjádřené v %

Prvek	Obsah	Obsah
C	1,09	1,30
Mn	11,59	11,90
Si	0,93	0,80
P	0,074	0,075
S	0,01	–

Po provedení testů lze určit průběh odolnosti proti opotřebení v závislosti na kalící teplotě, tak jak ho ukazuje obrázek 15. Ocel s obsahem uhlíku 1,09 % dosáhne nejlepšího výsledku odolnosti proti opotřebení po zakalení z teploty 1373 K a ocel s obsahem uhlíku 1,3 % dosáhne nejlepší hodnoty po zakalení z teploty 1423 K. [10]

Obr. 15 Závislost odolnosti proti opotřebení na kalící teplotě, [10]

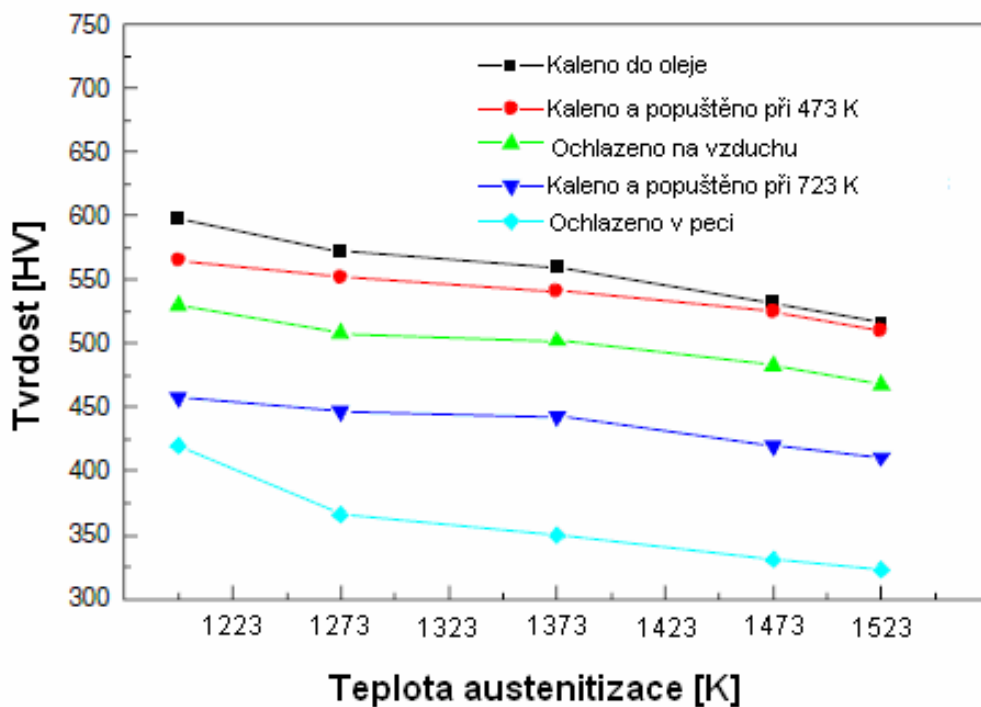


Na obrázku 15 lze také pozorovat, že u oceli s obsahem uhlíku 1,09 % se závislost odolnosti proti opotřebení na kalící teplotě projevuje mnohem výrazněji než u oceli s obsahem uhlíku 1,3 %.

Výsledek laboratorního testu ukazuje, že za stejných podmínek je pro ocel s vysokým obsahem manganu k dosažení co nejvyšší odolnosti proti opotřebení nejvhodnější kalení z teplot v intervalu 1373 – 1423 K. Při vyšších kalících teplotách odolnost proti opotřebení dramaticky roste, především od teplot kolem 1473 K. [10]

Další rychlořeznou ocelí na které byl demonstrován vliv kalící teploty na tvrdost a také podíl zbytkového austenitu je ocel 0.3C-CrMoV(ESR), jejíž chemické složení je uvedeno v tabulce 1. Ocel byla zahřívána na teploty 1198, 1273, 1373, 1473, 1523 K a poté ochlazována na pokojovou teplotu v oleji, na vzduchu a něco nechána vychladnout v peci. Rychlost ochlazování v peci byla  $0,10 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ , pro ochlazování na vzduchu  $10 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$  a v oleji  $500 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ . Pro vzorky kalné v oleji následovalo popouštění při teplotách 473 a 723 K s výdrží na teplotě po dobu dvou hodin. [4]

Obr. 16 Závislost tvrdosti na velikosti austenitizační teploty, [4]



Výsledky těchto kalení jsou zachyceny na obrázku 16, který ukazuje rozdílnost dosažených tvrdostí v závislosti na rostoucí austenitizační teplotě. Je zjevné, že tvrdost s rostoucí teplotou z 1198 K na 1523 K postupně klesala – pro kalení do oleje z 598 HV na

516 HV a při ochlazování v peci z 420 HV na 232 HV. Z tohoto obrázku je také velmi dobře vidět vliv použití různých ochlazovacích médií, kde rozdíly ve výsledné tvrdosti se při zachování stejných ostatních podmínek kalení mohou lišit až o padesát procent. [4]

Průběh závislosti odolnosti proti opotřebení nejen na kalící teplotě, ale také na popouštění demonstroval H. G. Fu se svým týmem [11] na oceli s vysokým obsahem bóru, jejíž konkrétní chemické složení je uvedeno v tabulce 9.

*Tab. 9 Chemické složení oceli vyjádřené v %*

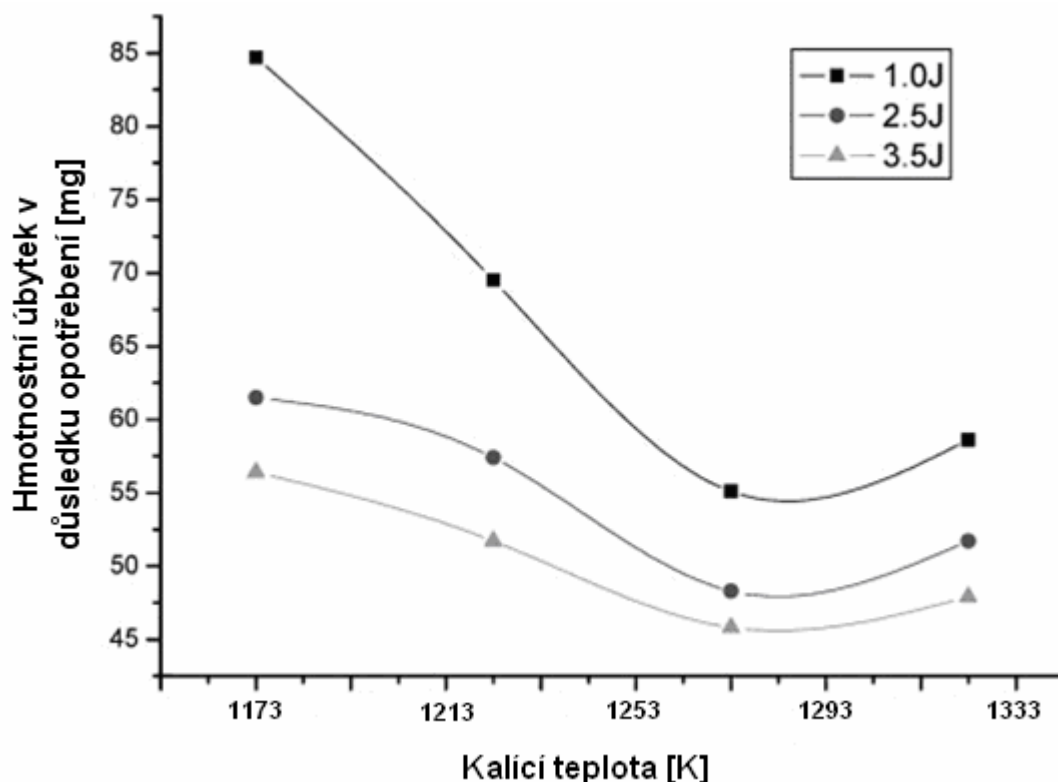
<b>Prvek</b>	<b>Obsah</b>
C	0,31
B	2,91
Ti	0,57
Si	0,89
Mn	1,28
S	0,017
P	0,03
Re	0,072

Vzorky byly zahřáty na teploty 1173, 1223, 1273 a 1323 K na dobu jedné hodiny a následně zakaleny v oleji a poté popouštěny při teplotě 493 K s výdrží po dobu tří hodin a následným ochlazením na vzduchu na pokojovou teplotu.

Zkouška odolnosti proti opotřebení probíhala tím způsobem, že na testovaný vzorek rázy působilo kladivo o hmotnosti 10 kg s různou dopadovou energií – 1, 2,5 a 3,5 J. Mezi toto kladivo a testovaný vzorek byl sypán křemenný písek o tvrdost 1100 – 1180 HV. K vyhodnocení zkoušky se měřil se úbytek materiálu vzorku s pomocí analytické váhy s přesností 0,0001 g. Aby se zajistila přesnost výsledku, tak výsledný úbytek váhy byl průměrem tří takto provedených zkoušek. [11]



Obr. 17 Průběh odolnosti proti opotřebení v závislosti na kalící teplotě, [11]



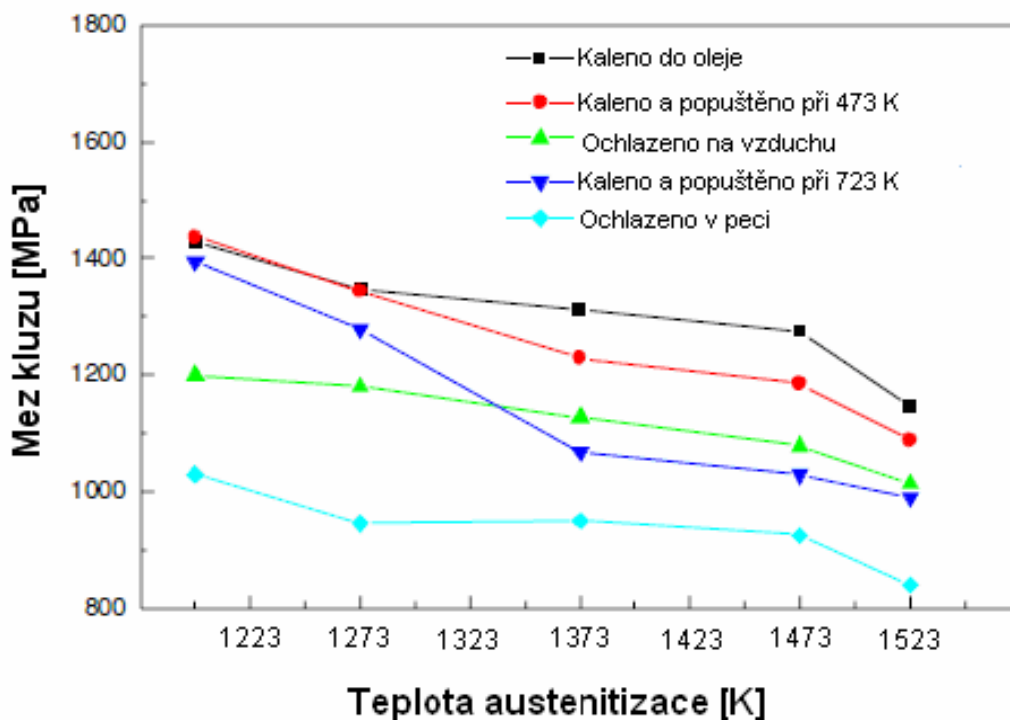
Na obrázku 17 je zobrazena závislost odolnosti proti opotřebení na výši kalící teploty. Odolnost proti opotřebení u oceli s vysokým obsahem bóru se při zvýšení kalící teploty zvýší a při teplotě 1273 K dosáhne svého maxima. Avšak při dalším zvyšování kalící teploty začne odolnost proti opotřebení klesat. Lze pozorovat, že v případě kalení oceli s vysokým obsahem bóru při příliš vysokých teplotách, tak přestože tvrdost je vyšší, tak struktura výrazně zhrubne a s tím tak odolnost proti opotřebení klesá.

Pokud je tedy požadavek na co nejvyšší odolnost proti opotřebení, tak u ocelí s vysokým obsahem bóru je vhodné kalit z vyšších kalících teplot, než je obecně doporučovaná oblast kalících teplot – tedy teploty 30 - 50 K nad  $A_3$ , protože vyšší kalící teplotou dosáhneme lepší odolnosti proti opotřebení. Je však třeba mít na paměti, že nad kalící teploty kolem 1293 K začne odolnost proti opotřebení opět klesat a vzhledem tomuto faktu je třeba ohřev při kalení držet v intervalu, který je pro požadované odolnosti proti opotřebení nejprůzračnější. [11]

## 2.2.4 Pevnost

Demonstraci vlivu kalící teploty na jednu z významných mechanických vlastností, tedy pevnost si budeme demonstrovat na oceli 0.3C-CrMoV(ESR), jejíž chemické složení je uvedeno v tabulce 1. Testované vzorky byly válcového průřezu o průměru 4,5 mm a délce 16 mm. Testy byly provedeny na univerzálním testovacím stroji INSTRON a uváděné hodnoty jsou průměrem dvou provedených testů pro každý stav tepelného zpracování. [4]

Obr. 18 Závislost meze kluzu na kalící teplotě, [4]



Obrázek 18 ukazuje vliv kalící teploty (výdrž na kalící teplotě byla 1 hodina pro všechny testované teploty 1198 – 1523 K) na mez kluzu ( $R_e$ ) za různých podmínek ochlazování, případně popouštění. Ze všech zkoumaných teplot bylo dosaženo nejvyšší hodnoty meze kluzu při kalení z teploty 1198 K pro všechny způsoby ochlazování. Nad tuto kalící teplotu se společně s rostoucí teplotou snižovala i hodnota meze kluzu. U vzorků kalených do oleje se mez kluzu snížila z 1427 MPa na 1187 MPa a u vzorků, které se nechyl vychladnout v peci se mez kluzu snížila z 1029 MPa na 839 MPa. Pro vzorky, které byly ještě po kalení popouštěny při teplotě 473 K se při zvyšující kalící

teplotě mez kluzu snižovala z hodnoty 1437 MPa na 1088 MPa a podobným způsobem klesala i mez kluzu pro vzorky popuštěné při teplotě 723 K, kde klesla z 1395 MPa na 989 MPa.

Pokles meze kluzu při rostoucí kalící teplotě je dán především vlivem rostoucího austenitického zrna. [4]

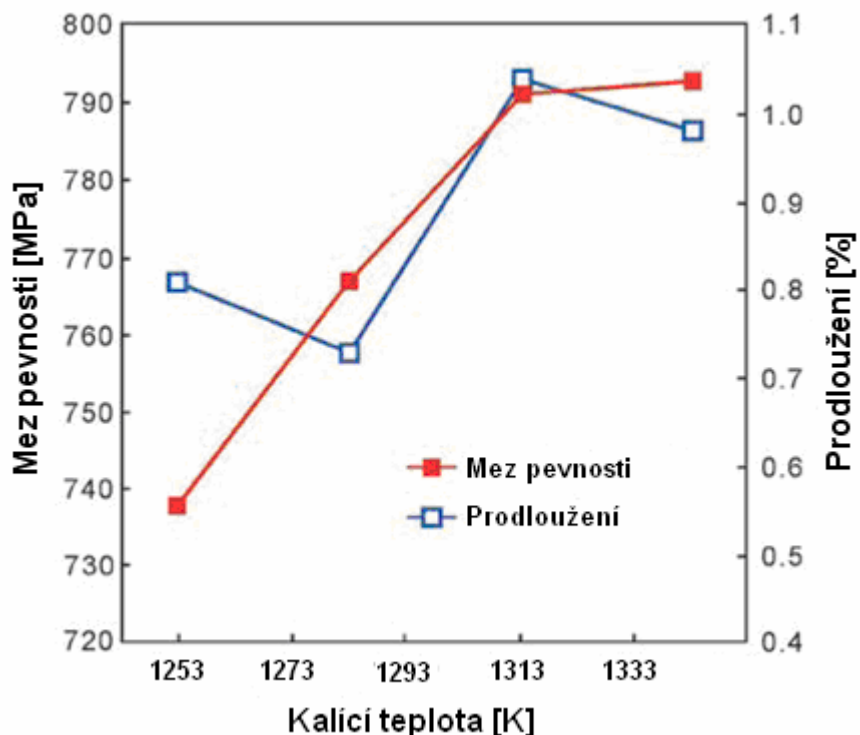
Další pevnostní charakteristikou je pevnost v tahu ( $R_m$ ). Její průběh v závislosti na kalící teplotě si ukážeme na rychlořezné oceli s chemickým složením uvedeným v tabulce 10.

*Tab. 10 Chemické složení rychlořezné oceli vyjádřené v %:*

Prvek	Obsah
C	2,0 – 2,6
V	4,0 – 6,5
W	3,0 – 6,0
Mo	3,0 – 6,0
Cr	4,0 – 8,0
Nb	0,5 – 1,5
Si	< 1,2
Mn	< 1,2
Ti	< 0,5
Re	< 0,2

Vzorky s kruhovým průřezem o průměru 15 mm a délce 150 mm byly ohřáty ve vakuové peci na teploty 1253 – 1343 K s výdrží na teplotě po dobu 1,5 hodiny a poté ochlazeny v roztoku křemičitanu sodného, což znamená ochlazování rychlostí asi  $27 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$ . Dále pak popouštěcí teplota byla 523 K s výdrží po dobu čtyř hodin a pro popuštění byly použita pec s řízenou atmosférou. Takže celý průběh zpracování vzorků byl: hrubování, kalení, popouštění a obrábění na čisto. [12]

Obr. 19 Vliv kalící teploty na mez pevnosti a prodloužení, [12]



Závislost pevnosti v tahu na výši kalící teploty je zachycena na obrázku 19. Při zvýšení kalící teploty z 1253 na 1313 K se zvýší i pevnost v tahu, avšak při dalším zvýšení kalící teploty dochází již jen k mírnému nárůstu pevnosti.

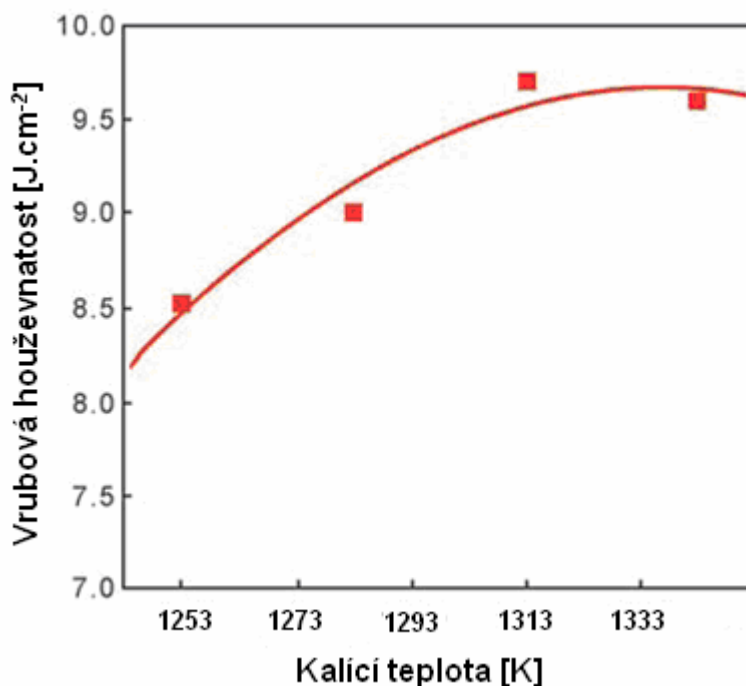
Se zvyšující se kalící teplotou se větší množství uhlíku a legujících prvků rozpouští v mřížce a rozpouštěcí zpevňování mřížky se tak zvýší, čímž je způsobeno zvýšení pevnosti. Množství eutektických karbidů při zvyšování kalící teploty klesá, protože jen část karbidů se rozpustí a tím stoupne mez pevnosti. Při dalším zvyšování kalící teploty nad 1313 K dochází k hrubnutí struktury, což má za následek pokles pevnosti.

Z obrázku 19 je zjevné, že tato rychlořezná ocel dosahuje nejpriznivější pevnosti při kalení z teploty 1313 K, protože při dalším zvyšování teploty se pevnost zvýší již jen nepatrně, avšak začíná hrubnout struktura. [12]

## 2.2.5 Houževnatost

Další vlastností, která významně určuje mechanické vlastnosti a tedy i možné využití oceli je houževnatost. Obecně se dá říci, že houževnatost stojí na opačné straně vzhledem k tvrdosti, takže dosažením vysoké tvrdosti zároveň klesá houževnatost. Vliv kalící teploty na houževnatost si můžeme ukázat na příkladu rychlořezné oceli, jejíž chemické složení, velikost vzorků a postu při teplem zpracování je uvedeno v tabulce 10. Při ohřevu nad teplotu 1253 K se vrubová houževnatost zvyšuje a při teplotě 1313 K dosáhne svého maxima, jak ukazuje obrázek 20. Zvyšováním teploty nad 1313 K začne docházet k mírnému poklesu vrubové houževnatosti. Pokud se kalící teplota zvýší, tak menší podíl eutektických karbidů a vyšší podíl zbytkového austenitu zapříčiní nárůst vrubové houževnatosti a pod teplotou 1313 K je austenitické zrnó jemné, což také přispívá k vyšší houževnatosti. Pokud se kalící teplota zvýší nad hodnotu 1313 K, tak hrubnutí struktury má za následek snížení vrubové houževnatosti. Vlivem tří faktů, tedy hrubnutím struktury, snížením obsahu eutektických karbidů a zvýšením obsahu zbytkového austenitu se při zahřívání nad teplotu 1313 K relativně nic neděje, tedy vrubová houževnatost se nijak výrazně nemění, pouze dochází k jejímu mírnému snížení. [12]

Obr. 20 Závislost houževnatosti na výši kalící teploty, [12]



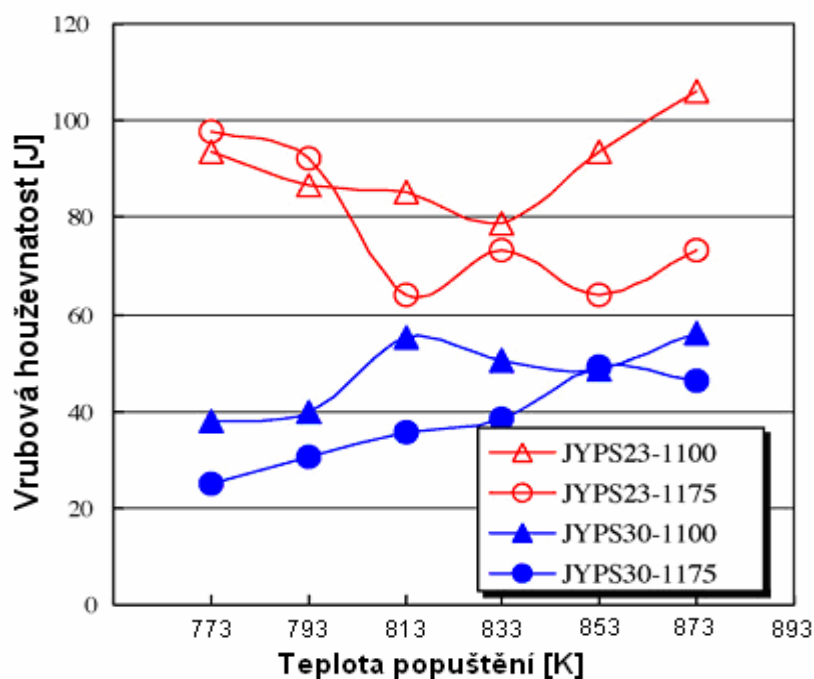
Další ukázkou vlivu kalící teploty na houževnatost ocelí provedli H.K. Moon, K.B. Lee a H. Kwon [13]. Konkrétně se jednalo o rychlořezné oceli JYPS23 a JYPS30 s chemickým složením, které uvádí tabulka 11.

Tab. 11 Chemické složení ocelí JYPS23 a JYPS30 vyjádřené v %

	JYPS23	JYPS30
Prvek	Obsah	Obsah
C	1,2	1,3
Cr	4,0	4,2
Mo	4,9	5,1
W	6,2	6,4
V	2,9	3,2
Co	-	8,5
Fe	zbytek	zbytek

Vzorky byly zahřáty na teploty 1373 a 1448 K s výdrží třicet minut a poté zakaleny do oleje. Poté následovalo popouštění v teplotním intervalu 773 – 873 K s výdrží na teplotě po dobu jedné hodiny a ochlazením na vzduchu. Popouštění se třikrát opakovalo, aby se snížil podíl zbytkového austenitu a ten se přetransformoval na martenzit. Obrázek 21 zobrazuje vliv kalící a popouštěcí teploty na vrubovou houževnatost. [13]

Obr. 21 Popouštěcí teplota a její vliv na houževnatost při pokojové teplotě, [13]



Na první pohled je vidět, že ocel JYPS23 má vyšší houževnatost než ocel JYPS30. Ocel JYPS30 ve stavu po kalení z 1373 K a popuštění při 873 K vyzuje houževnatost 60 J a ocel JYPS23 kalená z 1373 K a popuštěná při 853 K s podobnou tvrdostí vykazuje houževnatost 95 J. Zde je patrné, že přidavkem kobaltu navzdory podobnému tepelnému zpracování, tedy zakalení z teploty 1373 K a popuštěním při 853, respektive 873 K ocel JYPS30 vykazuje nižší houževnatost, protože právě přidavkem kobaltu ocel inklinuje ke snížení vnitřní houževnatosti a vlivem přidání kobaltu se s rostoucí tvrdostí snižuje houževnatost mřížky. Kobalt může být přidán pro zvýšení tvrdosti s pevnosti, ale jeho nejdůležitější role při použití v nástrojových ocelích je získání dobrých vlastností při vysokých teplotách, jako například odolnost proti opotřebení, než houževnatost za pokojové teploty. [13]

### 3. Závěr

Kalící teplota a také výdrž na této teplotě významným způsobem ovlivňuje výsledné mechanické vlastnosti oceli, tyto vlivy by se daly shrnout následujícím způsobem.

Zvyšování kalící teploty má za následek růst austenitického zrna, která se při zvyšující se kalící teplotě začnou slučovat a tvořit tak větší zrna. Při zahřátí na kalící teplotu je růst austenitického zrna prudký a s přibývajícím časem na této teplotě tempo růstu zrna klesá, avšak s rostoucí teplotou roste nejen zrno ale i rychlost jeho růstu. Růstem austenitického zrna je negativně ovlivněna například pevnost v mezi kluzu.

Rychlostí ohřevu lze také ovlivnit velikost austenitického zrna, kdy při vyšší rychlosti ohřevu dostaneme menší austenitické zrno, ale i při velmi dramatickém rozdílu v rychlosti ohřevu je rozdíl ve velikosti austenitického zrna zanedbatelný.

Kalením z teplot 1373 – 1423 K u ledeburitických ocelí X185CrWV12 a X195CrVWMo5 lze dosáhnout nejvyšší tvrdosti a odolnosti proti opotřebení a při následném popouštění je třeba popouštět při teplotách 523 K nebo nižších, protože jinak dochází k značnému snížení tvrdosti i odolnosti proti opotřebení. Nástrojová ocel HS 11-0-4 vykazovala obdobné chování ve vztahu ke kalící teplotě, kde se s rostoucí kalící teplotou zvyšovala tvrdost a při teplotě kolem 1543 K dosáhla maxima a s následným popouštěním při 833 K lze dosáhnout nejlepších hodnot tvrdosti a odolnosti proti opotřebení. Odolnost proti opotřebení lze vylepšit legováním vanadem. U ocelí s vyšším obsahem uhlíku (kolem 1,3%) se výrazněji projevuje vliv kalící teploty na odolnost proti opotřebení, tedy při stejné změně kalící teploty se odolnost proti opotřebení změní výrazněji než u ocelí nízkouhlíkových.

Oceli s vysokým obsahem boru je nejvýhodnější kalit z teplot kolem 1273 K, protože tak lze dosáhnout nejvyšší odolnosti proti opotřebení, ale při dalším zvyšování teploty zhrubne struktura a odolnost proti opotřebení klesá.



Mez kluzu se s rostoucí kalící teplotou snižuje jako důsledek rostoucího austenitického zrna. Obdobně se chová i mez pevnosti u testované rychlořezné oceli, kde se zvyšující se kalící teplotou se zvyšuje i mez pevnosti, avšak od teploty 1313 K začne vlivem hrubnutí struktury klesat. U stejné rychlořezné oceli se zvyšuje s kalící teplotou i houževnatost, ale nad teplotou 1313 K začne její hodnota opět klesat, protože vzrůstá podíl zbytkového austenitu.

U rychlořezných ocelí JYPS23 a JYPS30 bylo dosaženo nejlepších hodnot vrubové houževnatosti kalením z teploty 1273 K a následným popuštěním při teplotě 873 K.

## 4. Seznam použité literatury

- [1] MACEK, Karel; ZUNA, Petr; JANOVEC, Jiří. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. Vydání první. Praha : Nakladatelství ČVUT, 2008. 133 s.
- [2] MACEK, Karel; ZUNA, Petr. *Nauka o materiálu*. Vydání druhé. Praha : Nakladatelství ČVUT, 2002. 209 s.
- [3] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli*. Vydání první. Praha : Státní nakladatelství technické literatury, n.p., 1969. 344 s.
- [4] KISHORE BABU, N., et al. Effect of austenitizing temperature and cooling rate on the structure and properties of a ultrahigh strength low alloy steel. *Journal of Materials Science*. 2006, 10, s. 2971-2980.
- [5] YUE, Chongxiang, et al. Kinetic Analysis of the Austenite Grain Growth in GCr15 Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009, 19, s. 112-115.
- [6] WU, Qiong; SUN, Da-le; LIU, Chang-sheng. Effect of Austenitizing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Semi-High-Speed Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2008, 18, s. 952-958.
- [7] DANON, A., et al. Heterogeneous austenite grain growth in 9Cr martensitic steels: influence of the heating rate and the austenitization temperature. *Materials Science and Engineering*. 2003, 1-2, s. 122-132.
- [8] SUCHÁNEK, J.; KUKLÍK, V. Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels. *Wear*. 2009, 11, s. 2100-2108.

- [9] FILIPPOV, M. A.; KULISHENKO, B. A.; VAL'KOV, E. V. Wear Resistance of Facing Alloy with Metastable Austenite. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, 1-2, s. 6-8.
- [10] KSENOFONTOV, V. P. Effect of quenching temperature on the wear resistance of cast high-manganese steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2004, 9, s. 717-718.
- [11] FU, H. G.; WU, Z. W.; XING, J. D. Investigation of quenching effect on mechanical property and abrasive wear behaviour of high boron cast steel. *Materials Science and Technology*. 2007, 4, s. 460-465.
- [12] HANGUANG, Fu, et al. Effect of quenching temperature on structure and properties of centrifugal casting high speed steel roll. *China Foundry*. 2007, 12, s. 15-19.
- [13] MOON, H. K.; LEE, K. B.; KWON, H. Influences of Co addition and austenitizing temperature on secondary hardening and impact fracture behavior in P/M high speed steels of W–Mo–Cr–V(–Co) system. *Materials Science and Engineering*. 2008, 1-2, s. 328-334.