

**MENDELOVA UNIVERZITA V BRNĚ  
AGRONOMICKÁ FAKULTA**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**BRNO 2015**

**BC. NELA POLÁKOVÁ**

**Mendelova univerzita v Brně**

**Agronomická fakulta**

**Ústav techniky a automobilové dopravy**

---



## **Vliv fázových přeměn na vlastnosti uhlíkových ocelí**

Diplomová práce

*Vedoucí práce:*  
doc. Ing. Josef Filípek, CSc.

*Vypracovala:*  
Bc. Nela Poláková

---

**Brno 2015**



# ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Zpracovatelka: **Bc. Nela Poláková**  
Studijní program: Zemědělská specializace  
Obor: Management techniky  
Konzultant: Ing. Jiří Votava, PhD.  
Název tématu: **Vliv fázových přeměn na vlastnosti uhlíkových ocelí**  
Rozsah práce: 50 – 60

Zásady pro vypracování:

1. Fázové přeměny v ocelích
2. Druhy tepelného tepelného zpracování
3. Charakteristika ocelí k zušlechťování
4. Vliv režimu tepelného zpracování na vlastnosti uhlíkové oceli (praktické zkoušky)
5. Porovnání teoretických údajů a praktických zkušeností

Seznam odborné literatury:

1. PTÁČEK, L. a kol. *Nauka o materiálu : I.* Brno: CERM, 2001. 505 s. ISBN 80-7204-193-2.
2. PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II.* Brno: CERM s.r.o., 2003. 396 s. ISBN 80-7204-248-3.
3. KRAUS, V. *Technologie tepelného zpracování část 1, 2.* Plzeň: ZČU, 1992. 379 s.
4. MACEK, K. – ZŮNA, P. – JANOVEC, J. *Tepelné zpracování kovuových materiálů.* Praha: ČVUT, 2008. 133 s. ISBN 978-80-01-04186-4.
5. JECH, J. *Tepelné zpracování oceli.* Praha: SNTL – Nakladatelství technické literatury, 1983. 392 s.

Datum zadání diplomové práce: říjen 2013

Termín odevzdání diplomové práce: duben 2015



**Bc. Nela Poláková**  
Autorka práce



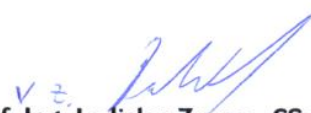


**doc. Ing. Josef Filípek, CSc.**  
Vedoucí práce

**Ing. Jiří Čupera, Ph.D.**  
Vedoucí ústavu



**prof. Ing. Ladislav Zeman, CSc.**  
Děkan AF MENDELU



### Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem práci:.....

.....  
vypracovala samostatně a veškeré použité prameny a informace uvádím v seznamu použité literatury. Souhlasím, aby moje práce byla zveřejněna v souladu s § 47b zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách ve znění pozdějších předpisů a v souladu s platnou *Směrnicí o zveřejňování vysokoškolských závěrečných prací*.

Jsem si vědoma, že se na moji práci vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, a že Mendelova univerzita v Brně má právo na uzavření licenční smlouvy a užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona.

Dále se zavazuji, že před sepsáním licenční smlouvy o využití díla jinou osobou (subjektem) si vyžádám písemné stanovisko univerzity, že předmětná licenční smlouva není v rozporu s oprávněnými zájmy univerzity, a zavazuji se uhradit případný příspěvek na úhradu nákladů spojených se vznikem díla, a to až do jejich skutečné výše.

V Brně dne:.....

.....  
podpis

## **PODĚKOVÁNÍ**

Tímto bych chtěla hluboce poděkovat panu doc. Ing. Josefu Filípkovi, CSc. za odborné vedení při psaní mé diplomové práce a ochotu při prováděných praktických zkouškách. Za čas, který mi s nadšením věnoval a za předání jeho odborných znalostí. Zároveň chci poděkovat panu Ing. Jiřímu Votavovi, Ph.D. a panu Ing. et Ing. Petrovi Dostálovi, Ph.D. za odborné znalosti a ochotnou pomoc při praktických zkouškách, jejich vyhodnocení a konzultování.

Ze srdce patří poděkování také mému dědečkovi Ing. Janu Křížovi, za předání celoživotních zkušeností a poznatků z praxe a jeho přínos k mé diplomové práci.

## **ABSTRAKT**

Tato práce se zabývá studiem fázových přeměn u tvářených uhlíkových ocelí a jejich vlivem na mechanické vlastnosti. Bylo upozorněno na nedostatky primární krystalizace a možnosti jejich eliminace. Zvláštní pozornost byla věnována zušlechťování ocelí především pro možnost zvyšování jejich odolnosti vůči cyklickému zatěžování (únavě).

Bylo provedeno rozlišení mezi únavovým poškozením „objemovým“ u ocelových dílů např. pružin a poškozením „kontaktním“ např. povrchové poškození oběžných drah valivých ložisek.

Při praktických zkouškách na vzorcích z oceli 12 050 byl ověřen vliv kalení, žíhání a zušlechťování na mechanické vlastnosti oceli.

Klíčová slova:

Tvářená uhlíková ocel, fázové přeměny, tepelné zpracování, mechanické vlastnosti.

## **ABSTRACT**

The thesis deals with the study of phase transformations of wrought carbon steels and their effect on mechanical properties. Attention was paid to the imperfections of primary crystallization and possibilities of their elimination. Special attention was paid to quenching of steels, mainly for the possibility of their resistance to cyclic loading (fatigue) increasing. A distinction between fatigue damage „volume“ for steel parts - eg. the springs and damage „contact“ - eg. superficial damage of the track of rolling bearings.

In practical tests on samples made from steel 12 050 has been verified the influence of hardening, annealing and quenching to the steel mechanical properties.

Keywords:

Wrought carbon steel, phase transformation, heat treatment, mechanical properties.

<b>1</b>	<b>ÚVOD .....</b>	<b>7</b>
<b>2</b>	<b>CÍL PRÁCE .....</b>	<b>8</b>
<b>3</b>	<b>LITERÁRNÍ PŘEHLED .....</b>	<b>9</b>
<b>3.1</b>	<b>Fázové přeměny v uhlíkových ocelích.....</b>	<b>9</b>
3.1.1	Soustava železo – uhlík .....	9
3.1.2	Fázové přeměny při tuhnutí oceli .....	10
3.1.3	Fázové změny při chladnutí oceli.....	15
<b>3.2</b>	<b>Tepelné zpracování uhlíkových ocelí .....</b>	<b>17</b>
3.2.1	Žíhání .....	17
3.2.2	Kalení .....	19
3.2.3	Popouštění.....	30
3.2.4	Zušlechťování.....	32
<b>3.3</b>	<b>Podstatné údaje z ČSN 41 2050 .....</b>	<b>34</b>
<b>3.4</b>	<b>Mechanické vlastnosti tvářených ocelí .....</b>	<b>36</b>
<b>3.5</b>	<b>Závěr ze studia literatury.....</b>	<b>38</b>
<b>4</b>	<b>MATERIÁL A METODIKA .....</b>	<b>39</b>
<b>4.1</b>	<b>Ověřované stavy oceli 12 050 (plech o síle 1,5) .....</b>	<b>39</b>
<b>4.2</b>	<b>Ověřované stavy oceli 12 050 (hranol 10 × 10) .....</b>	<b>44</b>
<b>4.3</b>	<b>Výsledky a diskuse .....</b>	<b>55</b>
<b>5</b>	<b>ZÁVĚR .....</b>	<b>57</b>
<b>6</b>	<b>PŘEHLED POUŽITÉ LITERATURY.....</b>	<b>58</b>
<b>7</b>	<b>SEZNAM OBRÁZKŮ .....</b>	<b>59</b>
<b>8</b>	<b>SEZNAM TABULEK.....</b>	<b>60</b>
<b>9</b>	<b>SEZNAM PŘÍLOH.....</b>	<b>61</b>



# 1 ÚVOD

V současné době je výroba oceli ve světě odhadována na více než miliardu tun. Z toho tvářená ocel tvoří asi 98 % a zbytek jsou ocelové odlitky. Výroba litin se odhaduje asi na desetinu produkce oceli, tj. asi na sto milionů tun.

Slitiny železa patří mezi kovy nejpříjemnější z ekologického hlediska. Výroba oceli je z energetického hlediska nejúspornější. Na výrobu jedné tuny oceli se spotřebuje 19 GJ energie, hliníku 160 GJ, u ostatních kovů se odhaduje energetická náročnost na 40 GJ na 1 tunu.

Nejpoužívanějšími a nejlevnějšími konstrukčními ocelmi jsou tvářené oceli uhlíkové. U těchto ocelí se potřebné technologické vlastnosti (tvářitelnost, svařitelnost apod.) a potřebné mechanické vlastnosti (tvrdost, pevnost, houževnatost apod.) dosahují zpravidla jen chemickým složením oceli a jejich tvářením, v menší míře pak i jejich tepelným zpracováním.

Velký objem tvářených svařitelných nízkouhlíkových ocelí spotřebovává stavebnictví jednak na armování železobetonu, jednak na nosné konstrukce staveb. Z těchto ocelí se dále vyrábějí stožáry pro přenos elektrické energie, produktovody všeho druhu, trupy tankerů, lodí všeho druhu včetně ponorek.

Velký objem spotřeby tvářených uhlíkových ocelí představují i kolejnice, kde jsou mechanické vlastnosti dosaženy jen chemickým složením a tvářením. Všechny tyto oceli patří podle českých norem do třídy 10 a 11 (oceli obvyklých jakostí).

Možnost zvýšit výrazným způsobem mechanické vlastnosti uhlíkových tvářených ocelí pomocí tepelného zpracování se používá především u třídy 12, která se vyznačuje vyšší čistotou a dokonalejším způsobem výroby.

## 2 CÍL PRÁCE

Cílem této práce je studijně zpracovat vliv fázových přeměn na vlastnosti uhlíkových ocelí. Dále je cílem praktickými zkouškami ověřit vliv normalizačního žhání, žhání na měkko a zušlechťování na mechanické a strukturální vlastnosti ušlechtilé uhlíkové oceli 12 050. Získané vlastnosti porovnat s ČSN 41 2050.

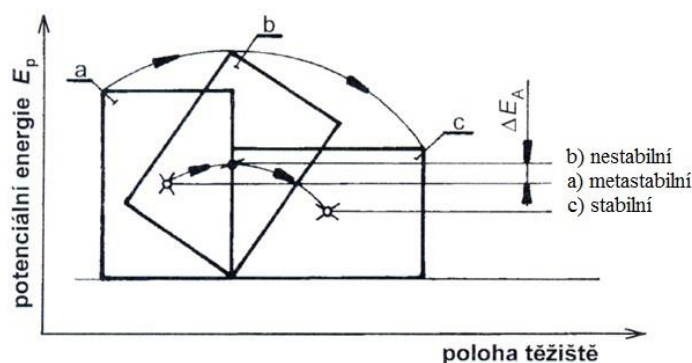
### 3 LITERÁRNÍ PŘEHLED

#### 3.1 Fázové přeměny v uhlíkových ocelích

##### 3.1.1 Soustava železo – uhlík

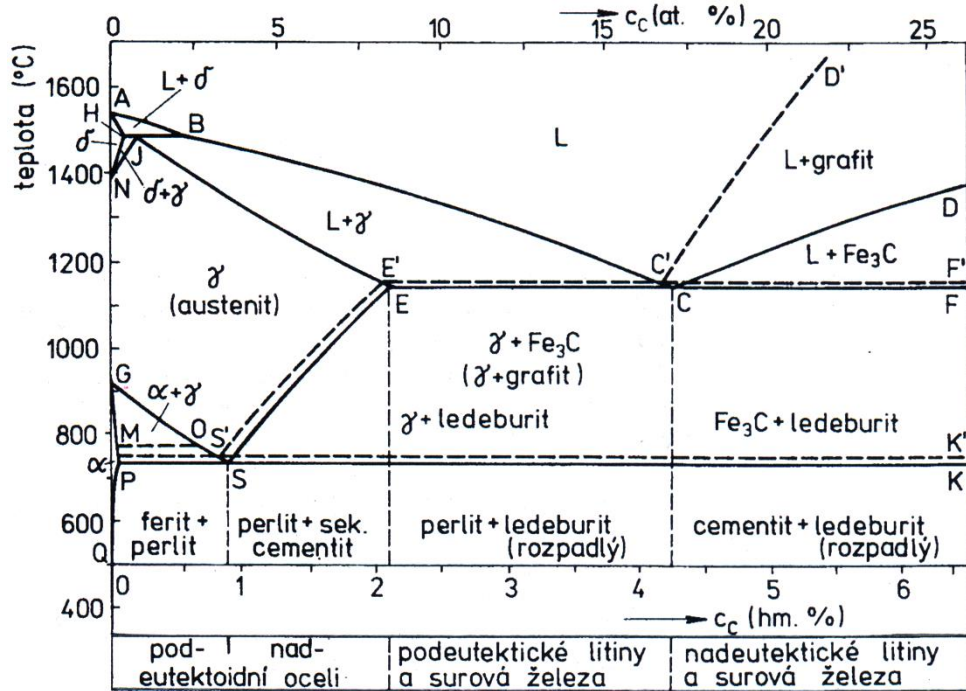
Na vlastnosti technických slitin železa má významný vliv uhlík. Uhlík zpravidla rozhodujícím způsobem ovlivňuje důležité vlastnosti slitin železa. Při odhadu vlastností těchto slitin můžeme proto vycházet z rovnovážného diagramu železa s uhlíkem, ze kterého lze zjistit, které fáze jsou v rovnováze při konkrétním obsahu C a konkrétní teplotě.

Uhlík s železem tvoří vlivem malého průměru atomu uhlíku intersticiální tuhé roztoky s omezenou rozpustností uhlíku. Po překročení jeho rozpustnosti v tuhém roztoku se uhlík vylučuje jako samostatná fáze. Při nízkých obsazích tvoří uhlík tvrdou sloučeninu  $Fe_3C$ . Soustava  $Fe-Fe_3C$  se označuje jako soustava metastabilní a podle této soustavy tuhnou a chladnou zejména oceli. Jestliže je uhlík vyloučen jako grafit, jedná se o soustavu stabilní, která má svůj význam při tuhnutí a chladnutí litin a surových želez. Mechanická analogie metastability, aktivace a stability soustavy je vidět na obr. 1.



Obr. 1 Mechanická analogie metastability, aktivace a stability soustavy [8]

Rovnovážný diagram soustavy železo – uhlík je vidět na obr. 2.



Obr. 2 Rovnovážný diagram soustavy železo – uhlík [9]

U oceli se v diagramu vyskytují následující fáze:

- ferit – intersticiální tuhý roztok uhlíku v Fe  $\alpha$ . U podeutektoidní oceli se vyskytuje ve formě čistých feritických zrn jako proeutektoidní, nebo v zrnech spolu s lamelárním nebo globulárním cementitem jako eutektoidní.
- austenit – intersticiální tuhý roztok uhlíku v Fe  $\gamma$ .
- $\delta$  (delta ferit) – intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\delta$ .
- eutektoid v metastabilní soustavě se nazývá perlit a skládá se z feritu a cementitu. Morfologicky (podle tvaru) se rozeznává perlit lamelární (řez deskami feritu a cementitu) a perlit zrnitý (ferit se zrnitým cementitem).
- cementit – intersticiální chemická sloučenina Fe<sub>3</sub>C. Nejčastěji se vyskytuje jako eutektoidní (perlitický), u nadeutektoidní oceli se vyskytuje jako sekundární, a u oceli do 0,02 % C se při klesající teplotě vyskytuje jako terciální. [9]

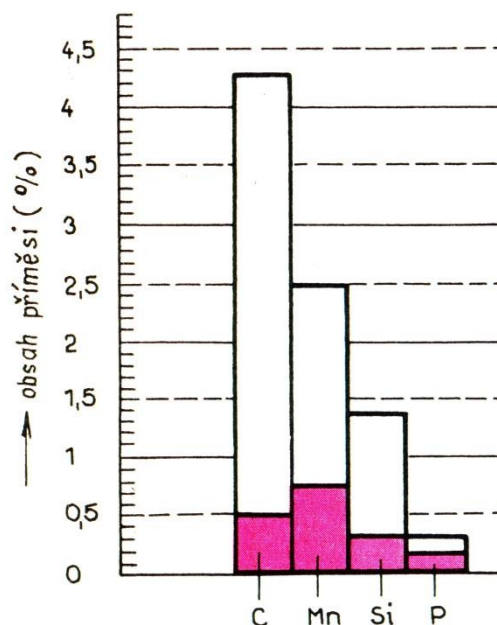
### 3.1.2 Fázové přeměny při tuhnutí oceli

Ocel je slitina železa, uhlíku (do 2,08 %) a dalších prvků, které pocházejí ze vsázky, případně se do oceli dostávají záměrně během výroby.

Chemickým složením, tepelným zpracováním a způsobem tváření je možné mechanické, fyzikální a chemické vlastnosti oceli měnit z širokých mezích. Výroba oceli dnes nepředstavuje jen proces zkujňování, to je snižování obsahu uhlíku a jiných prvků v surovém železe, ale i složitý proces výroby, na jehož konci je ocel o předepsaném chemickém složení, případně předepsaných vlastností. Dnes se vyrábí více než 90 % světové produkce oceli v kyslíkových konvertorech a elektrických obloukových pecích. [9]

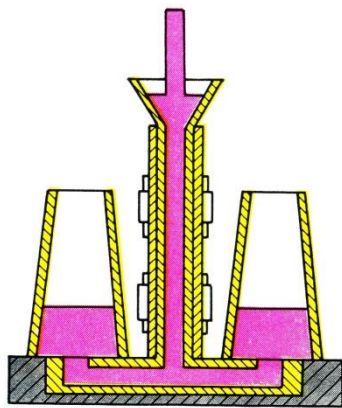
Při zkujňování (zpravidla v konvertorech) se oksyduje i železo na oxid železnatý (FeO), který je v oceli rozpuštěn. Jeho vliv na ocel je značně nepříznivý, a proto je nutné tekutou ocel po dokončení pochodů v konvertorech odkysličit (dezoxidovat), což se děje feromanganem a ferosiliciem (ocel neuklidněná), popřípadě i přidáním malého množství hliníku (ocel uklidněná). Uklidněná ocel má vyrovnanější složení než ocel neuklidněná.

Oceli s větším obsahem uhlíku a všechny jakostnější oceli se odlévají jako uklidněné. Přísada ferosilicia se projeví na obsahu křemíku, jehož je u uklidněné oceli asi 0,2 % nebo více. Obsah příměsí v surovém železe před zkujněním a v oceli po zkujnění je na obr. 3. [1]

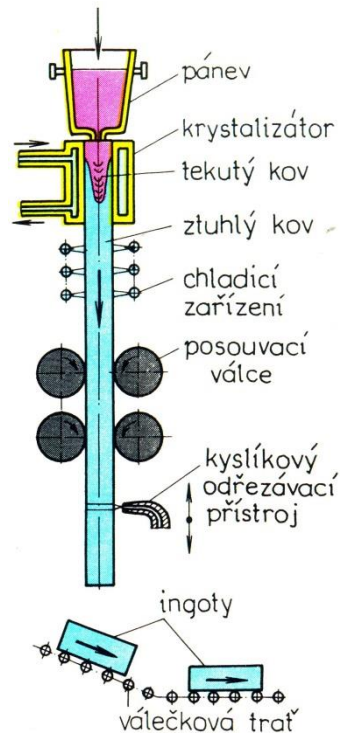


Obr. 3 Obsah příměsí v technickém železe před zkujněním a po zkujnění [1]

Tuhnutí oceli začíná poklesem teploty taveniny pod čáru likvidu – křivka A-B-C na obr. 2. Tekutá ocel se odlévá do kokil (litinových forem), kde po ztuhnutí vzniká ocelový ingot. Na obr. 4 je vidět odlévání ocelových ingotů spodem, na obr. 5 kontinuální (plynulé) lité ingotů.



Obr. 4 Odlévání ingotů spodem [1]



Obr. 5 Kontinuální lité ingotů [1]

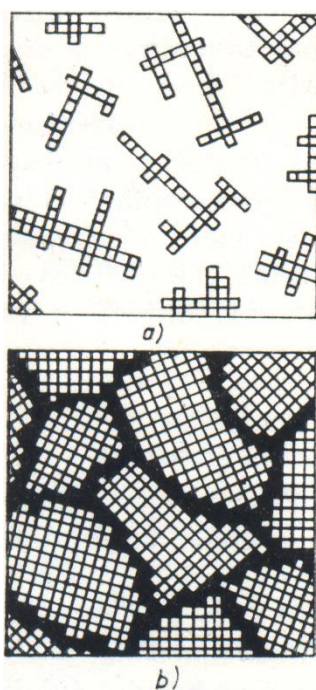
Velikost ingotů se pohybuje od několika set kilogramů do 20 tun u ingotů k válcování a do 200 tun u ingotů pro kování. Protože odlévání do kokil je nákladné a málo výkonné a vyžaduje mnoho místa, používá se ve velkých ocelárnách tzv. plynulé odlévání oceli – obr. 5. Zde není třeba kokil a ocel se získá ve tvaru, který je pro další zpracování vhodnější. Plynulé odlévání oceli nejen mechanizuje namáhavou práci v hutích, ale zvyšuje výtěžek oceli až o 20 % a zlepšuje strukturu odlitků. [1]

Podle odkazu [14] bylo v Třineckých železárnách v r. 2012 vyrobeno 2,5 milionů tun oceli (asi 50 % oceli vyrobené v ČR). Z toho 97 % bylo zpracováno kontilitím do slitků pravoúhlého nebo kruhového průřezu. Zbytek byl odlit do ingotů. S ohledem na menší průřez slitků a rychlejší ochlazování snižuje kontilití dendritickou i pásmovou segregaci později tuhoucích kovových roztoků.

## Krystalizace oceli

Z více než jednoho sta prvků seřazených v periodickém systému se jich počítá asi  $\frac{3}{4}$  mezi kovy a jen zbytek tvoří nekovy. Všechny kovy v tuhém stavu mají krystalickou strukturu.

Při odlití tekuté oceli do kokily nebo vodou chlazeného kovového krystalizátoru se první krystaly začínají tvořit na vnitřní studené ploše kokily nebo krystalizátoru. Z místa zárodku (nukleace) rostou nejdříve tři hlavní osy budoucího krystalu. Na těchto hlavních osách narůstají postupně osy vedlejší a protože se útvar v této fázi podobá stromu (řecky dendros), nazývá se dendrit. Jednotlivé krystaly při svém růstu narážejí na krystaly sousední a tím je jejich růst ukončen. Proto mají jednotlivá zrna vzniklá při primární krystalizaci nepravidelný tvar. Viz obr. 6a – růst krystalů v tavenině počátek, 6b – růst krystalů v tavenině před ukončením. Velikost primárních krystalů se podle rychlosti ochlazování pohybuje od několika setin milimetru až do několika milimetrů.

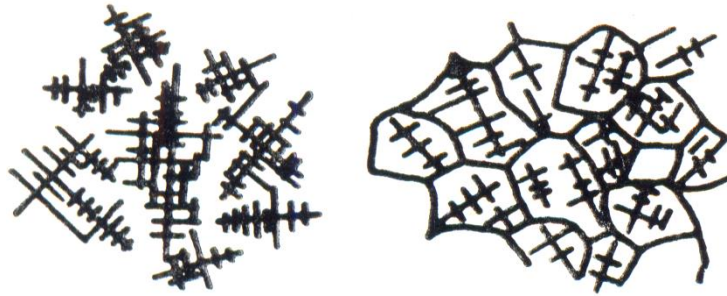


*Obr. 6 Růst krystalů v tavenině [3]*

Osy dendritů jsou tvořeny materiálem, který tuhne nejdříve a je nejkvalitnější z hlediska mechanických vlastností, zatímco mezidendritické zóny jsou vyplněny materiálem, který tuhne později a má horší mechanické vlastnosti. Tento stav se nazývá den-

dritická segregace. Navenek jsou výsledné mechanické vlastnosti dány vlastnostmi nejhoršími – to je vlastnostmi mezidendritických zón. [3] Poslední krystaly se tvoří v ose ingotu, kde končí tuhnutí oceli v ingotu eventuelně v kontislitku.

Schematické znázornění růstu dendritů a vzniku primárních zrn je na obr. 7



Obr. 7 Schematické znázornění růstu dendritů a vzniku primárních zrn [3]

Ke snížení negativního vlivu dendritické segregace se používá homogenizační žihání, které je však velmi nákladné. Ekonomičtější je použití kladného vlivu při tváření za tepla, kterým se získává tvar konečného polotovaru. Nejnižší mechanické vlastnosti má ocel, která ztuhne naposled v ose ingotu. Zde se kromě dendritické segregace projevívá i pásmová segregace. Primární lící zrn je zde největší a mechanické vlastnosti nejnížší. Čím je větší ingot, tím je i větší pásmová segregace.

Při tváření polotovarů např. pro výrobu kroužků valivých ložisek se tvářením za tepla výrazným způsobem snižuje negativní vliv dendritické i pásmové segregace a v rámci možnosti se dbá na to, aby v blízkosti oběžných drah byla vlákna (původní osy dendritů a mezidendritické zóny protažené ve směru tváření) pokud možno rovnoběžná s oběžnými dráhami. [10] Na obr. 8 je vidět průběh vláken v napěchovaném svorníku. [12]





*Obr. 8 Průběh vláken v napřehovaném svorníku (1,5 × zvětšeno) [12]*

U výrobků tvářených převážně jedním směrem (plechy, podélné profily) jsou značné rozdíly vlastností ve směru tváření a napříč ke směru tváření. Hodnota vrubové houževnatosti klesá v druhém případě až na 50 %. [3]

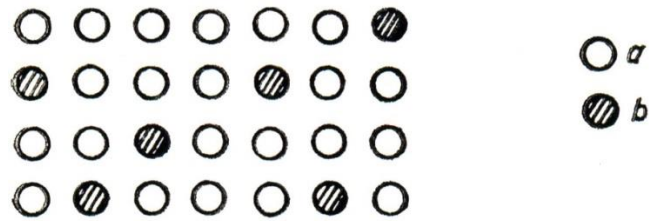
### **3.1.3 Fázové změny při chladnutí oceli**

#### Chování přídavných prvků v oceli

Kromě uhlíku, který je rozhodující prvek ve slitinách železa se v oceli nachází řada prvků, bez nichž nelze ocel ekonomicky vyrobit (Mn, Si, P, S, atd.) a také řada prvků, které jsou do oceli přidány záměrně. Tyto prvky ovlivňují velkou škálu vlastností oceli.

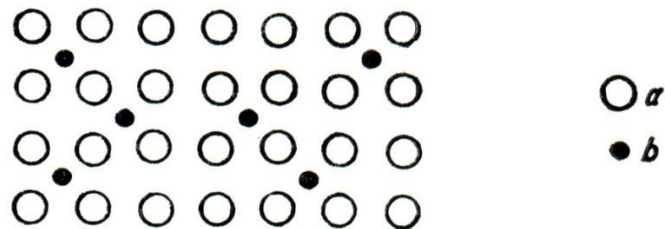
Jsou – li dva kovy rozpustné v tuhém stavu, tvoří spolu tuhé roztoky. [3] Tuhý roztok je homogenní krystalická fáze, která má prostorovou mřížku základního kovu (rozpuštědla) a kromě atomů základního kovu obsahuje i atomy rozpuštěného kovu. Podle způsobu umístění atomů rozpuštěného kovu rozdělujeme tuhé roztoky na substituční a intersticiální.

Tuhý roztok substituční vzniká tehdy, jsou – li velikosti a vlastnosti atomů slitinového a základního kovu podobné (hlavně velikost). V takovém případě se atomy základního kovu legujícího prvku mohou vzájemně zastupovat. Schéma tuhého roztoku substitučního je na obr. 9. Takovým prvkem je např. Mn, Si, Cr.



Obr. 9 Schéma substitučního tuhého roztoku: *a* – atomy základního kovu, *b* – atomy substitučně rozpuštěného legujícího prvku [3]

Tuhý roztok intersticiální vzniká tehdy, jsou – li atomy slitinového prvku malé a jsou – li uloženy mezi atomy základního kovu. Čím jsou atomy slitinového kovu menší a základního kovu větší, tím větší je rozpustnost slitinových prvků. Schéma intersticiálního tuhého roztoku je na obr. 10. Takovým prvkem je např. C. [3]



Obr. 10 Schéma intersticiálního tuhého roztoku: *a* – atomy základního kovu, *b* – atomy intersticiálně rozpuštěného legujícího prvku [3]

Intermediární fáze. Převážná většina intermediárních fází má povahu chemických sloučenin, ale jen zřídka odpovídá jejich složení určitému chemickému vzorci. Ve většině případů existuje širší rozmezí koncentrací, v němž může daná intermediární fáze existovat. [3]

Příklad intermediární fáze – Fe<sub>3</sub>C (cementit)

#### Fázové změny při chladnutí podeutektoidní uhlíkové oceli

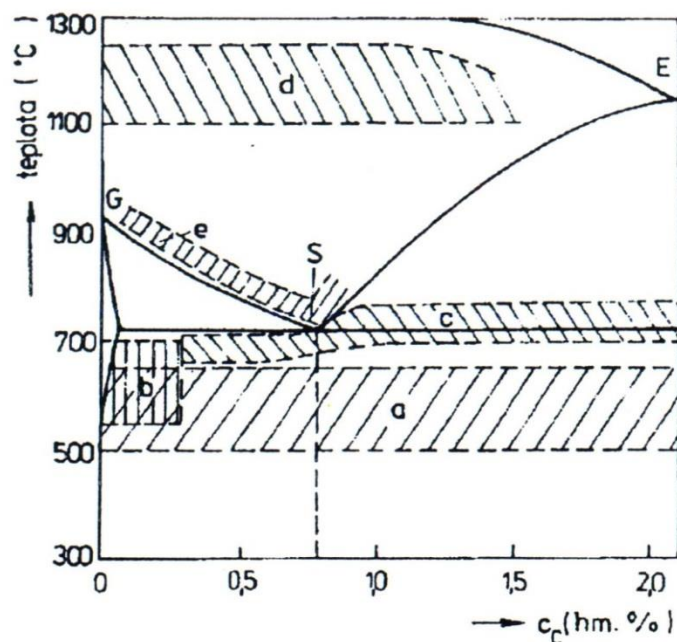
Při dalším ochlazování již ztuhlé oceli nastává při určité teplotě změna krystalické mřížky. Při této přeměně, která se nazývá polymorfní nebo alotropická přeměna, se zrna s jedním typem krystalické mřížky mění na nová zrna s jiným typem krystalické mřížky. Mění se nejen mřížka, ale i zrno a tato přeměna zrna se nazývá překrystalizací. Proto se ve struktuře oceli rozlišuje zrno primární, které vzniklo při tuhnutí taveniny, a zrno sekundární, které vzniká až v tuhém stavu. Jednotlivé druhy krystalů s různou

krystalickou mřížkou se u oceli nazývají modifikace a označují se  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ . Změna modifikace je vratná. [3] Ferit  $\beta$  má krystalickou mřížku stejnou jako ferit  $\alpha$ , ale je nemagnetický a vyskytuje se nad teplotou 768 °C. Pro technickou praxi má zásadní význam modifikace  $\alpha$  a  $\gamma$  a jejich vzájemné přeměny. Ferit  $\delta$  se při tuhnutí oceli vyskytuje jen při nízkých obsazích uhlíku. Pro čisté železo se vyskytuje mezi 1394 – 1538 °C. Ferit  $\delta$  má podobnou krystalickou mřížku jako ferit  $\alpha$ , má pouze jiné parametry mřížky. Pro technickou praxi nemá ferit  $\delta$  větší význam.

## 3.2 Tepelné zpracování uhlíkových ocelí

### 3.2.1 Žihání

Společným znakem četných způsobů žihání je snaha po dosažení struktur tvořených rovnovážnými fázemi. Pro žihání je tudíž charakteristická relativně malá ochlazovací rychlost, zpravidla ne vyšší než odpovídá ochlazování na klidném vzduchu. Žihání často bývá i konečnou operací tepelného zpracování, která určuje materiálové vlastnosti výrobku či polotovaru. Pro polymorfní oceli se dělí postupy žihání podle výšky použité teploty na žihání bez překrystalizace a na žihání s překrystalizací. Hodnoty žihacích teplot hlavních způsobů žihání jsou patrné z obr. 11. [9]



Obr. 11 Schématické znázornění oblasti žihacích teplot v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C (žihání: a – ke snížení pnutí, b – rekrytalizační, c – na měkko, d – homogenizační, e – normalizační) [9]

## Žihání bez překrytalizace

### Žihání ke snížení pnutí

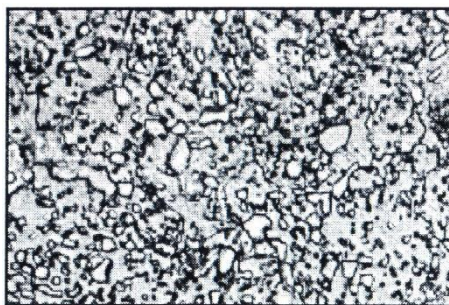
Provádí se s cílem snížit nebo odstranit vnitřní pnutí, která vznikla ve výrobcích po jejich předcházejícím zpracování jako důsledek místního ohřevu (svařování), tváření za studena (např. rovnání), rozsáhlého třískového opracování nebo nerovnoměrného ochlazování výrobků složitých tvarů a větších rozměrů (odlitky, výkovky). Při teplotách 600 – 650 °C postačuje doba žihání 1 – 2 hodiny.

### Rekrystalizační žihání

Provádí se k odstranění deformačního zpevnění způsobeného předcházejícím tvářením za studena. Žihací teploty se volí v intervalu 550 – 700 °C u polymorfních ocelí, u nepolymorfních ocelí feritických kolem 800 °C a austenitických ocelí až 1100 °C. Prodleva na teplotě bývá obvykle 1 – 5 hodin. Teplota a doba rekrystalizačního žihání jsou výrazně závislé na stupni deformace a požadovaných vlastnostech výrobku. Zpravidla se žihá tak, aby došlo ke zjemnění silně protaženého zrna po tváření za studena.

### Žihání na měkko

Provádí se za účelem snížení tvrdosti a zejména zlepšení obrobiteľnosti oceli. Požadovaných změn se dosahuje sferoidizací perlitického, popř. i sekundárního cementitu za teplot v oblasti teploty  $A_{c1}$ . Podeutektoidní oceli se žihají v intervalu teplot 600 – 720 °C (pod  $A_{c1}$ ) po dobu 4 hodiny i více s následným pomalým ochlazováním v peci. Při tomto režimu žihání dojde ke změně lamelárního perlitu na perlit zrnitý. Viz. obr. 12.



*Obr. 12 Zrnitý perlit v nadeutektoidní uhlíkové oceli po žihání na měkko (světelná mikroskopie, zv. 800 ×) [9]*

### Žihání s překrytalizací

Při žihání s překrytalizací dochází k úplné přeměně výchozí feriticko – cementické struktury v austenit. Podeutektoidní oceli se většinou žihají nad teplotou  $A_{c3}$ , nadeutektoidní oceli nad  $A_{cm}$  nebo mezi  $A_{c1}$  a  $A_{cm}$ .

### Homogenizační žihání

Provádí se za účelem snížení chemické heterogenity, která vzniká při tuhnutí odlitku a ingotů v důsledku dendritické segregace. Lokální rozdíly v chemickém složení se vyrovnávají difuzí. Teploty se tedy volí co nejvyšší, obvykle v rozmezí 1100 – 1250 °C, výdrž je zpravidla 5 – 15 hodin. Úroveň pásmové segregace se zpravidla výrazně nezmění (příliš dlouhé difuzní dráhy).

### Normalizační žihání

Provádí se za účelem zjemnění austenitického zrna např. u výkovků tak, aby všechny výkovky obsahovaly pokud možno stejně jemné austenitické i sekundární zrno. U podetektoidních ocelí se provádí ohřev 30 – 50 °C nad  $A_{c3}$  s ochlazením na klidném vzduchu. U nadeutektoidních ocelí se normalizační žihání používá ojediněle, zpravidla slouží k odstranění síťoví sekundárního cementitu ohřevem mezi  $A_{c1}$  až  $A_{cm}$  s následným rychlejším ochlazením (proud vzduchu), kterým se vznik tohoto síťoví potlačí. [9]

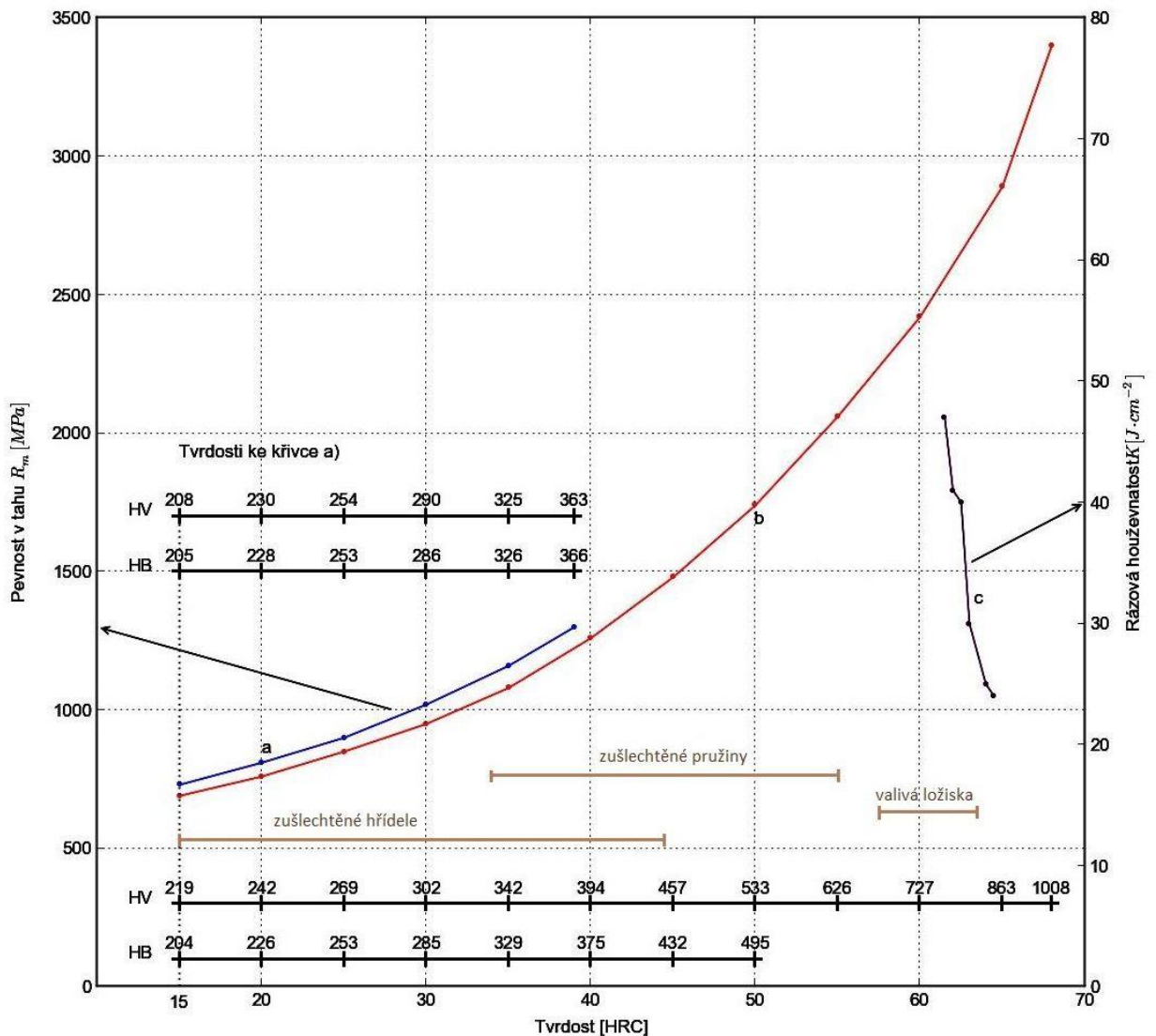
### Izotermické žihání

Spočívá v rychlém ochlazení austenitizované oceli na teplotu izotermického rozpadu austenitu v oblasti perlitické přeměny (obvykle 600 – 700 °C s následným ochlazením na vzduchu po ukončení přeměny). Smyslem tohoto žihání je získání měkčí hrubozrnné perlitické struktury usnadňující třískové obrábění. [9]

## **3.2.2 Kalení**

Bez možnosti zvýšení tvrdosti (a tím i pevnosti) tvářených ocelí by pro technické využití byla k dispozici jen žihaná nebo nežihaná ocel o tvrdosti a pevnosti odpovídající v podstatě jejímu chemickému složení. Z obr. 13 vyplývá, že tato hranice tvrdosti je asi 40 HRC a jí odpovídající pevnost je asi 1300 MPa. Taková ocel není použitelná na nástroje všeho druhu, na valivá ložiska a na všechny součástky vyžadující vyšší tvr-

dost nebo pevnost než jsou uvedené hranice. Z obr. 13 vyplývá, že zakalením a různým stupněm popouštění lze získat ocel v celém uvedeném rozsahu tvrdostí a pevností podle křivky b. Z obr. 13 je zřejmé, že s tvrdostí oceli stoupá její pevnost, ale klesá její rázová houževnatost v ohybu. Křivka c je zatím známa jen pro tvrdosti ocelí 60 – 66 HRC, ale je z ní zřejmé, že se stoupající tvrdostí klesá rázová houževnatost ocelí. V budoucnu snad tato křivka bude zpracována i pro tvrdosti nižší než 60 HRC.



Obr. 13 Graf: vliv tvrdosti na pevnost ocelí a jejich rázovou houževnatost v ohybu: a – stav nežíhaný nebo žíhaný, b – stav zušlechtěný nebo kalený a nízko popouštěný [11], c – stav zakalený a nízko popouštěný [5]

Kalením se označují ty způsoby tepleného zpracování, jejichž cílem je dosažení nerovnovážných stavů oceli. Podle převažující strukturní složky se kalení rozděluje na

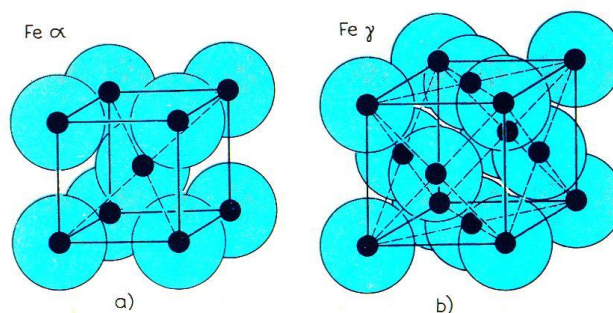
martenzitické a bainitické, přičemž většinou je cílem kalení zajistit vznik struktury martenzitické. [9]

Kalitelnost je schopnost ocelí a litin dosáhnout martenzitické struktury. Takové oceli a litiny označujeme jako kalitelné. Mezi nekalitelné oceli se řadí především vysokolegované nepolymorfni oceli s feritickou nebo austenitickou strukturou.

Zakalitelnost se zpravidla hodnotí tvrdostí oceli po zakalení a její maximální dosažitelná hodnota je určena tvrdostí martenzitu, která závisí především na obsahu uhlíku v austenitu.

Prokalitelnost se označuje schopnost oceli získat po zakalení tvrdost odpovídající její zakalitelnosti v určité hloubce pod povrchem kaleného předmětu.

Železo se v závislosti na teplotě vyskytuje ve dvou krystalografických modifikacích. Čisté železo se až do teploty 912 °C vyskytuje ve formě krystalické mřížky krychlové prostorově středěné. Tato modifikace má atomy Fe v rozích krychle a jeden atom Fe ve středu krychle a označuje se jako modifikace  $\alpha$  (obr. 14).

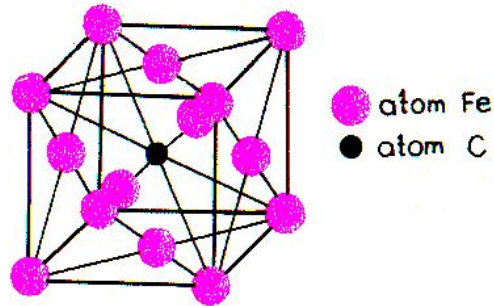


Obr. 14 Krystalické mřížky [1]  
a) krychlová prostorově středěná, b) krychlová plošně středěná

Modifikace  $\alpha$  je feromagnetická až do teploty 760 °C, nad touto teplotou ztrácí železo magnetické vlastnosti. Nemagnetická modifikace s krychlovou mřížkou prostorově středěnou se označuje jako modifikace  $\beta$ . V intervalu teplot 912 – 1392 °C má čisté železo krychlovou mřížku plošně středěnou, označovanou jako modifikace  $\gamma$  (obr. 14). Nad tímto intervalem až do teploty tavení nabývá čisté železo opět krystalickou mřížku krychlovou prostorově středěnou a označuje se jako modifikace  $\delta$ .

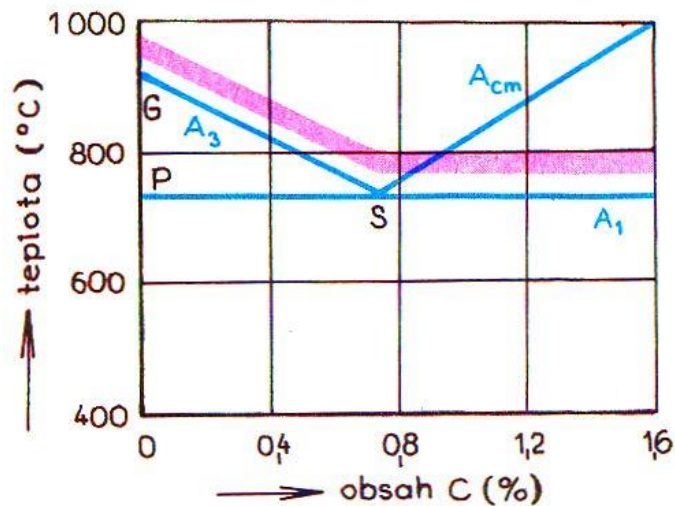
Chemicky čisté železo se v technické praxi používá jen výjimečně. Rozhodující přísadou ve slitinách železa je uhlík. Atomy C jsou tak malé, že mohou vytvářet mezerové

(intersticiální) tuhé roztoky. V tuhém roztoku zůstávají atomy železa  $\gamma$  (nad teplotou  $A_{c1}$ ) na svých místech a do volného prostoru v mřížce se vtěsňují atomy uhlíku. Tento tuhý roztok C v železe  $\gamma$  se nazývá austenit (obr. 15)



Obr. 15 Elementární buňka austenitu [1]

Kalení je ohřev oceli nad překryštalizační teplotu, výdrž na této teplotě (nasycení modifikace  $\gamma$  uhlíkem - vznik austenitu) a ochlazení rychlostí větší než je spodní kritická rychlost ochlazování. U podeutektoidních uhlíkových ocelí je kalicí teplota asi 30 – 60 °C nad  $A_{c3}$ , u nadeutektoidních nad  $A_{c1}$  (obr. 16). [1]



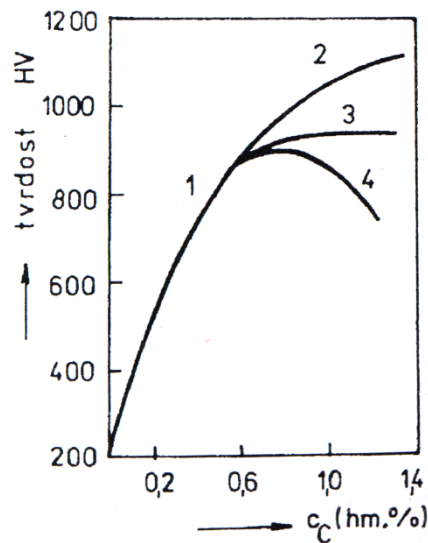
Obr. 16 Oblasti kalicích teplot v diagramu Fe –  $Fe_3C$  [1]

U podeutektoidních ocelí nestačí provádět austenitizaci jen mezi teplotami  $A_{c1}$  a  $A_{c3}$ , protože se v této oblasti kromě austenitu vyskytuje též ferit, který po kalení snižuje tvrdost oceli.

Během ohřevu se uvolňuje C z perlitického  $Fe_3C$  a difuzí se dostává do  $\gamma$  železa, čímž vytvoří austenit. Setrvání na teplotě ohřevu nesmí být delší, než je nezbytně nutné,

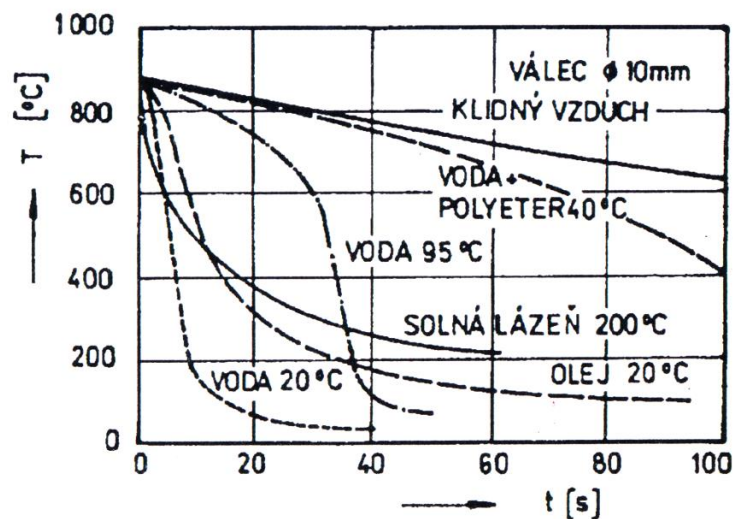


protože hrubne austenitické zrno, což dělá zakalenou ocel křehčí a zvyšuje procento zbytkového austenitu. Vliv obsahu uhlíku na tvrdost po kalení je patrný z obr. 17. [9]



Obr. 17 Vliv obsahu uhlíku na tvrdost (1 – martenzitu v podeutektoidní oceli kalené z teploty nad  $A_{c3}$ , 2 – pouze martenzitu v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad  $A_{cm}$ , 3 – struktury tvořené martenzitem a sekundárním cementitem v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad  $A_{c1}$ , 4 – struktury tvořené martenzitem a zbytkovým austenitem v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad  $A_{cm}$  [9])

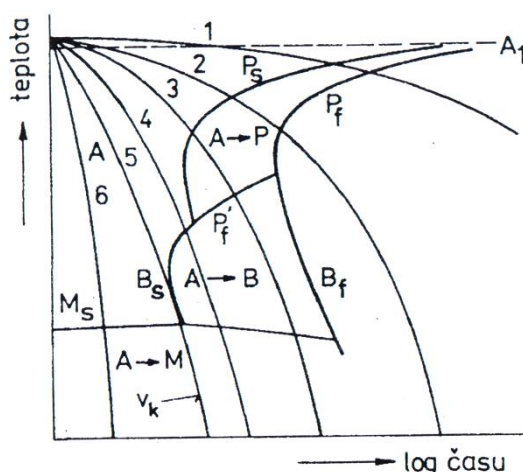
Optimální ochlazovací prostředí je takové, které umožní ochlazování příslušných objemů rychlostí jen o málo překračující rychlost kritickou, neboť nadměrně velká ochlazovací rychlost vede ke zvětšení úrovně vnitřních teplotních a strukturních pnutí. Vliv různých ochlazovacích prostředí je vidět z obr. 18.



Obr. 18 Ochlazovací křivky středu ocelového válce o průměru 10 mm v uvedených prostředích [9])

### Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA)

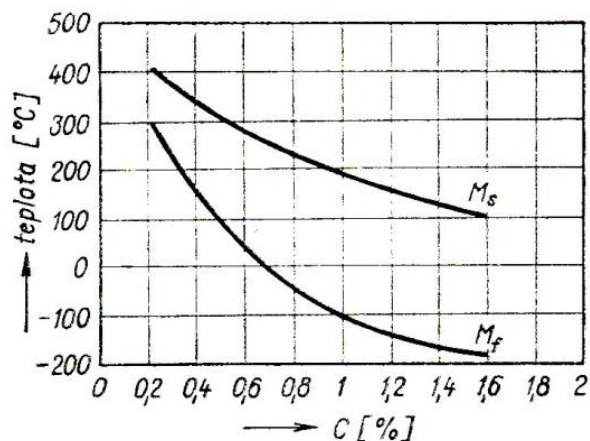
Diagramy ARA jsou vypracovány v souřadnicích teplota – čas a lze z nich vyčíst počátky a konce jednotlivých přeměn austenitu, které byly získány při jeho plynulém ochlazení různými rychlostmi. Na obr. 19 je schéma anizotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli (C křivky).



Obr. 19 Schéma diagramu anizotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli [9]

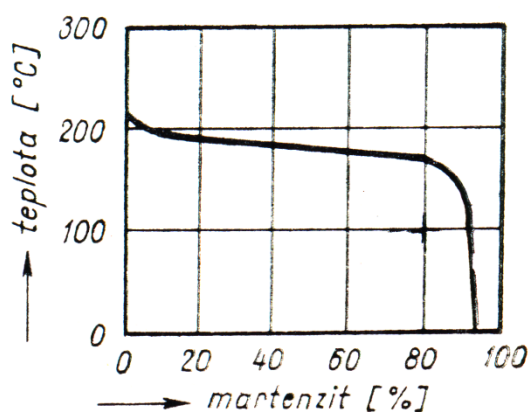
Při relativně pomalém ochlazení eutektoidní oceli, křivky 1 a 2 vzniká perlitická přeměna. V praxi se tato přeměna vyskytuje při chladnutí výkovků a válcované oceli tvářené za tepla. Při dosažení určité rychlosti ochlazení (křivka 3) neproběhne perlitická přeměna do konce a zbylý austenit se transformuje v oblasti bainitické, takže výsledná mikrostruktura je tvořena perlitem a bainitem (popř. martenzitem). Pro rychlosti ochlazení větší než odpovídá křivce 4 začíná přeměna austenitu bainitickou transformací a pod teplotou  $M_s$  pokračuje martenzitickou přeměnou. Se vzrůstající rychlostí ochlazení se zvětšuje podíl martenzitu. Při rychlosti kritické ( $v_k$ ) a vyšší se austenit transformuje pouze na martenzit s jistým podílem zbytkového austenitu. Přeměna austenitu na perlit a bainit je přeměna difuzní, přeměna austenitu na martenzit je přeměna bezdifuzní (děje se vysokou rychlostí).

Poloha bodů martenzit  $M_s$  a  $M_f$  v závislosti na obsahu uhlíku je vidět z obr. 20.



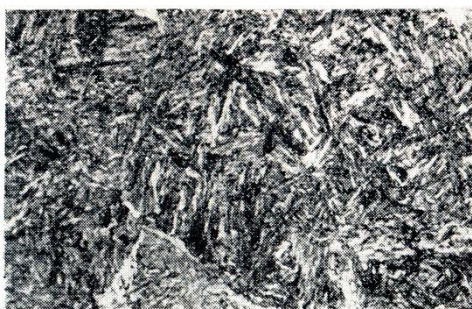
Obr. 20 Poloha bodů  $M_s$ ,  $M_f$  u uhlíkových ocelí [3]

Průběh martenzitické přeměny v závislosti na teplotě je vidět z obr. 21. Z tohoto obr. je vidět, že část austenitu se na martenzit nepřemění (asi do 10 %). Pokud se tento zbytkový austenit rychlým následným zmrazením přemění na martenzit, získá se vyšší dlouhodobá rozměrová stabilita na úkor vyšší křehkosti (koncové měrky, letecká valivá ložiska).



Obr. 21 Průběh martenzitické přeměny v závislosti na teplotě [3]

Bainit je vidět na obr. 22.



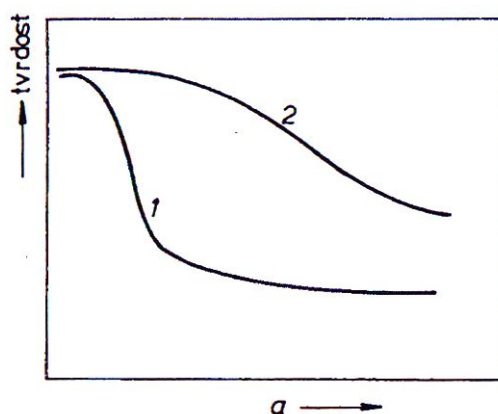
Obr. 22 Bainit [3]

Martenzit je vidět na obr. 23.



*Obr. 23 Martenzit [3]*

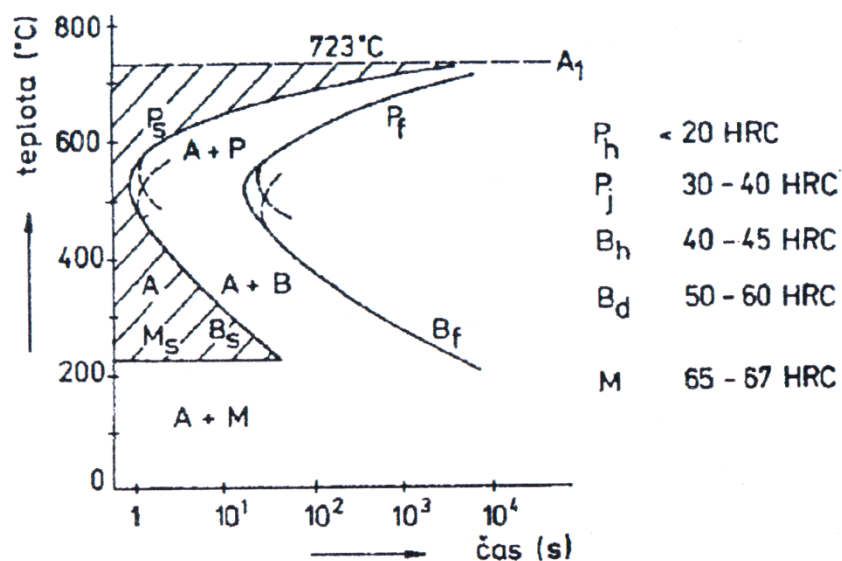
Uhlík v oceli rozhodujícím způsobem ovlivňuje tvrdost martenzitu po zakalení, ale prokalitelnost uhlíkové oceli je velmi nízká (několik mm). Přidáním legur do uhlíkové oceli se výrazným způsobem nezvýší tvrdost martenzitu, ale výrazným způsobem se zvýší její prokalitelnost. Viz. obr. 24.



*Obr. 24 Schematické znázornění křivek prokalitelnosti (1) uhlíkové a (2) legované oceli [9]*

### Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA)

Na obr. 25 jsou C křivky pro izotermický rozpad eutektoidní oceli.



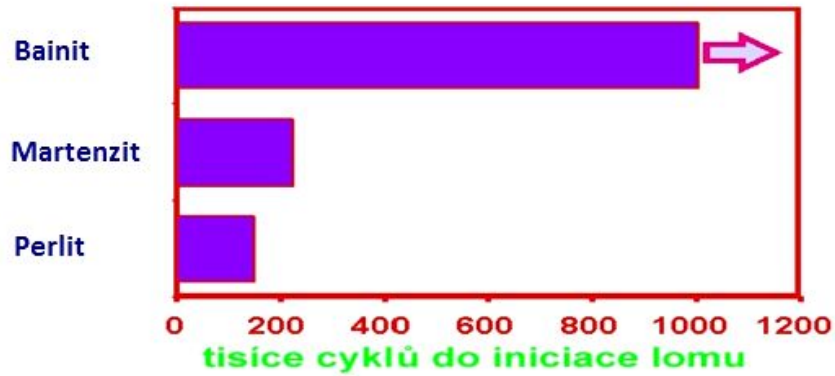
Obr. 25 Schéma izotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli [9]

S použitím obr. 13 lze stanovit pevnost jednotlivých strukturních fází vzniklých izotermickým rozpadem austenitu u eutektoidní oceli. Viz tabulka 1.

Tabulka 1 Tvrdość a pevnost strukturních fází vzniklých při izotermickém rozpadu austenitu eutektoidní oceli [9, 11]

Název	Zkratka	Tvrdość [HRC]	Rm [MPa]
Perlit hrubý	Ph	20	700
Perlit jemný	Pj	30 - 40	1000 - 1300
Bainit horní	Bh	40 - 45	1300 - 1400
Bainit dolní	Bd	50 - 60	1800 - 2400
Martenzit	M	65 - 67	3000 - 3300

Tvar a poloha křivek diagramu IRA jsou ovlivněny zejména chemickým složením oceli. Izotermické kalení je velmi drahé (hodinové prodlevy na vysokých teplotách zpravidla v solné lázni). Výhodou je, že celý průřez součásti má jednotnou strukturu, deformace jsou minimální a součástka se již nepopouští. U bainitické struktury se v odkazu [13] uvádí vysoká odolnost bainitu vůči únavě, viz obr. 26.

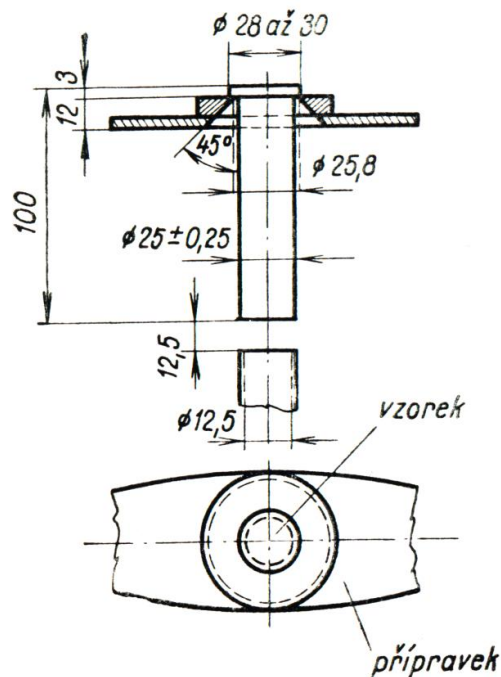


Obr. 26 Odolnost strukturních fází vůči únavě [13]

Izotermické kalení se používá výjimečně. Je vhodné pro kalení součástí, které mají být odolné vůči únavě, např. článkové řetězy pro jízdní kola, motocykly apod.

#### Čelní zkouška prokalitelnosti

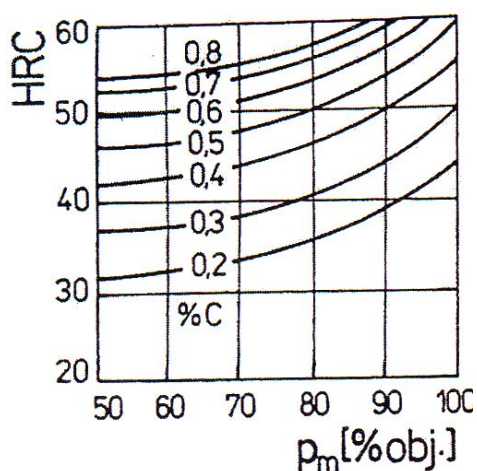
Velmi rychlá, jednoduchá a přesná je čelní zkouška prokalitelnosti. [3] Tato zkouška je též známá jako Jominiho zkouška. Ke stanovení prokalitelnosti touto zkouškou stačí jen jeden vzorek, který se zhotoví z tyče, jež byla předtím normalizačně žhána při teplotě o 50 °C vyšší, než je teplota  $A_{c3}$ . Tvar a rozměry vzorku určuje ČSN 42 0447 a je vidět z obr. 27.



Obr. 27 Čelní zkouška prokalitelnosti [3]

Vzorek se ohřeje na kalící teplotu s přesností  $\pm 5$  °C. Doba ohřevu má být 30 – 50 minut a výdrž na kalící teplotě 30 minut. Při ohřevu nesmí být vzorek (zejména čelní plocha) oduhličen. Ohřátý vzorek se vloží do přípravku tak, aby proud vody teplé  $15 \pm 10$  °C tryskal přímo na střed čela. Tlak vody musí být tak velký, aby před vložením vzorku stříkala voda do výšky  $70 \pm 10$  mm nad ústím trysky. Ochlazování vodou má trvat 20 až 30 minut, nejméně však 10 minut.

Před měřením tvrdosti musí být na válcové části vzorku vybroušeny podélně (v opačných stranách válce) dvě plochy do hloubky  $0,50 \pm 0,10$  mm. Při broušení nesmí dojít k vyhřátí a popouštění těchto míst. Na obroušené ploše se měří tvrdost. Vzájemná vzdálenost jednotlivých vtisků má být 1,5 mm. Výsledky měření se vynesou do diagramu (obr. 29). Na ose x je vzdálenost od kaleného čela v mm, na ose y tvrdost, zpravidla v HRC nebo HV. Hloubku zakalení je možno určit pomocí diagramu na obr. 28, z něhož se určí tvrdost pro strukturu s 50 % martenzitu pro daný obsah uhlíku.

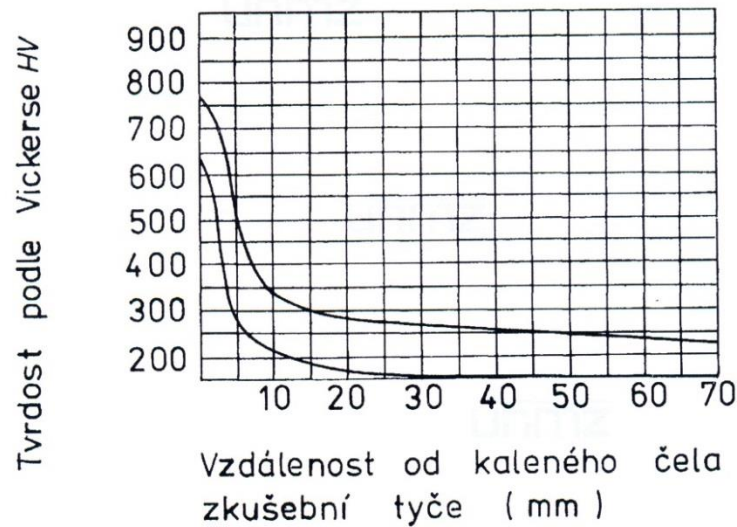


Obr. 28 Závislost tvrdosti na podílu martenzitu a na obsahu uhlíku v oceli [7]

ČSN 42 0447 předpisuje určení prokalitelnosti podle tvrdosti, která musí být ve výsledku uvedena, např. J 450/HV = 10 mm znamená, že při čelní zkoušce prokalitelnosti má vzorek ve vzdálenosti 10 mm od kaleného čela tvrdost 450 HV.

Tavba oceli je charakterizována jednou křivkou prokalitelnosti. Pro jednu značku oceli je nutno stanovit pás prokalitelnosti, který je omezen jednou křivkou pro minimálně prokalující tavbu a druhou křivkou pro tavbu maximálně prokalující.

Na obr. 29 je vidět pás prokalitelnosti pro ocel 12 050. Křivka vlevo značí minimálně prokalující tavbu, křivka vpravo znamená maximálně prokalující tavbu.



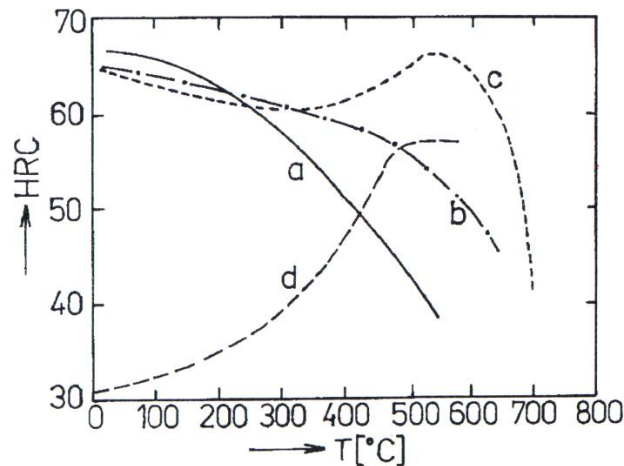
Obr. 29 Pás prokalitelnosti oceli 12 050 [2]

### 3.2.3 Popouštění

Účelem popouštění martenzitických struktur získaných po kalení je především snížení vnitřního pnutí a tím zvýšení houževnatosti zakalené oceli při snížení její tvrdosti. Zvýšení houževnatosti odpovídá poklesu její tvrdosti. Nízké popouštění (napouštění) se provádí např. u součástí valivých ložisek, kde je potřeba z důvodu odolnosti vůči kontaktní únavě zachovat vysokou hodnotu meze kluzu a kde je vysoká tvrdost žádoucí s hlediska nízké míry opotřebení povrchu součástí valivých ložisek. Popouštění se má provádět bezprostředně po kalení, aby se zabránilo možným kalícím trhlinám.

Na obr. 30 je vidět, že tvrdost zakalených uhlíkových ocelí se plynule snižuje až do teplot kolem 600 °C, což jsou nejvyšší teploty používané pro popouštění uhlíkových ocelí.





Obr. 30 Závislost tvrdosti zakalených ocelí na teplotě popouštění (a – uhlíková ocel, b – nízkolegovaná chromová ocel, c – rychlořezná ocel, d – maraging ocel) [9]

Fázové přeměny při popouštění se týkají především martenzitu a zbytkového austenitu. Podle teplot při kterých popouštění probíhá, rozeznáváme obvykle 4 stadia popouštění. [4]

#### 1. stadium popouštění (asi do 200 °C)

Dochází k rozpadu uhlíkem silně přesyceného tuhého roztoku  $\alpha$  – tetragonálního martenzitu na karbid  $\epsilon$  a nízkouhlíkový martenzit (asi 0,25 % C). Tento martenzit bývá nazýván jako popouštěný (kubický) martenzit. Vznik kubického martenzitu je doprovázen snížením vnitřního pnutí (při mírném snížení tvrdosti).

#### 2. stadium popouštění (asi 200 – 300 °C)

Probíhá rozpad zbytkového austenitu (nasyceného C) ve strukturu bainitického typu. Je provázen zvětšením objemu a dalším snižováním tvrdosti.

#### 3. stadium popouštění (asi nad 250 °C)

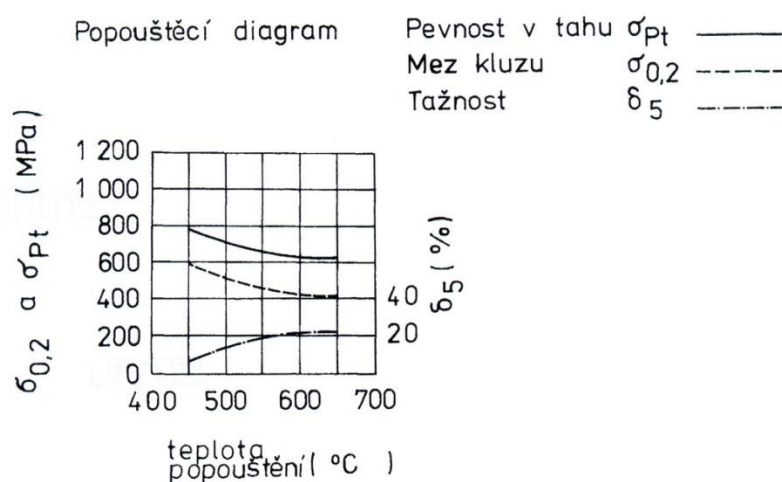
Vzniká rovnovážný tuhý roztok  $\alpha$  (ferit). Přeměna nízkouhlíkového martenzitu ve ferit je charakterizována postupným snižováním obsahu uhlíku v tuhém roztoku  $\alpha$  a dále se snižuje tvrdost a zvyšuje houževnatost. Výsledek pochodů je nelamelární feriticko cementitická struktura nazývaná sorbit.

#### 4. stadium popouštění (asi nad 500 °C)

Postupně hrubnou částice cementitu, dochází k rekrystalizaci a hrubnutí feritického zrna. Klesá tvrdost, pevnost a zvyšuje se houževnatost. Když se teplota popouštění blíží k  $A_{c1}$ , tak se kubický martenzit mění na zrnitý perlit.

#### **3.2.4 Zušlechťování**

Se stoupající teplotou popouštění se pevnost a mez kluzu oceli snižují a zvyšují se její plastické vlastnosti (prodloužení a zúžení). Současně se zvyšuje i vrubová houževnatost oceli. Mechanické hodnoty dosažené popouštěním kalené oceli určitého typu na různé teploty jsou sestaveny v tzv. zušlechťovacích diagramech. Na obr. 31 je vidět zušlechťovací diagram pro ocel 12 050. V ČSN 41 2050 je tento diagram označen jako popouštěcí.



Obr. 31 Popouštěcí diagram oceli 12 050 [2]

Je třeba mít na zřeteli, že zušlechťená je jen prokalená vrstva, která se u ocelí třídy 12 pohybuje asi od 2,5 – 5 mm, což reprezentuje sílu prokalených součástí asi od 5 do 10 mm.

Zušlechťovací diagramy poskytují dobrou informaci i pro popouštění strojních součástí větších průřezů ne zcela prokalených. Skutečně dosažená pevnost a mez kluzu jsou ovšem nižší, než udává diagram, se stoupající popouštěcí teplotou se pomaleji snižují. Popouštěním se vyrovnávají rozdíly mechanických hodnot okrajových vrstev a neprokaleného jádra. [3]

### Definice zušlechťování ocelí

Odkaz [4] definuje zušlechťování jako popouštění ocelí při vysokých teplotách, kdy je účelem získání struktur s vysokou houževnatostí při vysoké mezi kluzu a mezi únavy. Odkaz [1] – účelem zušlechťování je dosáhnout optimálních vlastností ocelí, tj. při největší mezi kluzu, pevnosti v tahu a mezi únavy zároveň nejlepší houževnatosti. Odkaz [9] – popouštění při vysokých teplotách obvykle v rozmezí 400 – 650 °C, se používá k dosažení optimální kombinace pevnostních vlastností ( $R_{p0,2}$ ;  $R_m$ ), houževnatosti a plasticity. Uvedenou kombinaci vlastností zaručuje sorbitická struktura, která vzniká ve 3., resp. 4. stadiu popouštění.

Z uvedených tří definic jsou uvedené první dvě definice nepřesné, protože se zvyšující se mezi kluzu klesá houževnatost, což vyplývá z tab. 2.

*Tabulka 2 Pevnost a mez únavy některých zušlechťených ocelí [11]*

Materiál a jeho tepelné zpracování	$R_e$	$R_m$	$\sigma_{oc}$	$\tau_c$	$A_{10}$
	[Mpa]	[Mpa]	[Mpa]	[Mpa]	[%]
StC 25.61	280	470	220	120	23
zušlechťený	350	550	270	170	19
StC 60.61	450	750	340	190	15
zušlechťený	550	900	410	260	10
MCMo 240.63	860	1100	540	310	9
zušlechťený	1050	1300	620	370	5

Ocel je pro konstrukci cyklicky namáhanou tím vhodnější, čím větší je poměr  $R_e/R_m$ . Proto jsou zušlechťené oceli s vysokou pevností i mezi kluzu podstatně odolnější vůči únavě, než oceli nezušlechťené houževnaté. [11] U hřídelí, pružin apod. jde o objemovou únavu (i když trhлина vzniká na povrchu součástky), u valivých ložisek jde o kontaktní únavu způsobenou cyklickým kontaktním napětím mezi valivými tělisky a oběžnou drahou ložisek. Zde je poměr  $R_{p0,2}/R_m$  velmi vysoký, protože součásti valivých ložisek mají po zakalení a nízkém popouštění tvrdost okolo 60 HRC. Důsledkem cyklické kontaktní únavy je poškození povrchu oběžné dráhy kroužku nebo tělíska – tzv. pitting (dolíček).

Jak u objemové, tak u kontaktní únavy výrazným způsobem snižuje trvanlivost součástky povrchová koroze. Na obr. 32 je vidět část spirálové pružiny tlumící nárazy kola osobního automobilu asi po sedmiletém provozu. Pružina je umístěna přímo nad kolem a je vystavena působení odštěkující vody, solanky, bláta. Povrch pružiny je chráněn plastovou trubičkou, která na části pružiny nevydržela vnější namáhání a odpadla. Tím došlo k výrazné korozi povrchu a následujícímu únavovému lomu.



*Obr. 32 Únavový lom spirálové pružiny tlumící nárazy kola osobního automobilu průměr drátu 12 mm. Vlevo – koroze na části, kde odpadla plastová ochrana. Vpravo - únavový lom v místě povrchové koroze.*

### 3.3 Podstatné údaje z ČSN 41 2050

Skupina ocelí podle ČSN 42 0074

K zušlechťování, k povrchovému kalení, pro velké výkovky.

Chemické složení (rozběr tavby – tabulka 3)

*Tabulka 3 Chemické složení [2]*

Chemické složení (rozběr tavby) [%]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S
	0,42 až 0,50	0,50 až 0,80	0,17 až 0,37	max. 0,25	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,040	max. 0,040

## Výrobek

Předvalky, válcováno za tepla, povrch okujený.

## Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování

*Tabulka 4 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování [2]*

Způsob		Teplota [°C]	Postup
Kování	volné	1100 - 800	–
	v zápustce	1150 - 800	
Normalizační žihání		840 - 870	vzduch
Kalení		830 - 860	olej
		800 - 830	voda
Popouštění		530 - 670	vzduch
Žihání na měkko		680 - 720	prodleva na teplotě asi 4 h, volně ochlazovat v peci

## Charakteristika oceli a vhodnost použití

Uklidněná ocel, vhodná na hřídele těžních strojů, turbokompresorů, karuselů apod., na větší ozubená kola, šneky, ozubené věnce, rotory šroubových kompresorů, ojnice, pístnice, vřetena, plunžry, písty kompresorů, čepy, šrouby, stavěcí šrouby, dopravní válečky, vodící čepy, lamely spojek, kladičky, lůžka, páky, zarážky, kolíky, různé spojovací součásti, posouvací vidlice, držáky, unášeče satelitů, vahadla, západky, kované svorníky tlakových nádob, upínací a stavebnicové části nástrojů, vrtací tyče, frézovací trny.

## Svařitelnost podle ČSN 05 1310

Obtížná (vlivem obsahu C 0,42 – 0,5 %). V přechodovém pásmu mezi materiálem sváru a materiálem součásti dochází k částečnému nebo úplnému zakalení oceli s tím i ke zkřehnutí přechodové oblasti.

## Pás prokalitelnosti

Je vidět z obr. 29. Jestliže prokalitelnost oceli je dána hloubkou pod povrchem, kde se vyskytuje 50 % martenzitu, pak tvrdost uhlíkové oceli z 0,5 % C v místech s 50 % mar-

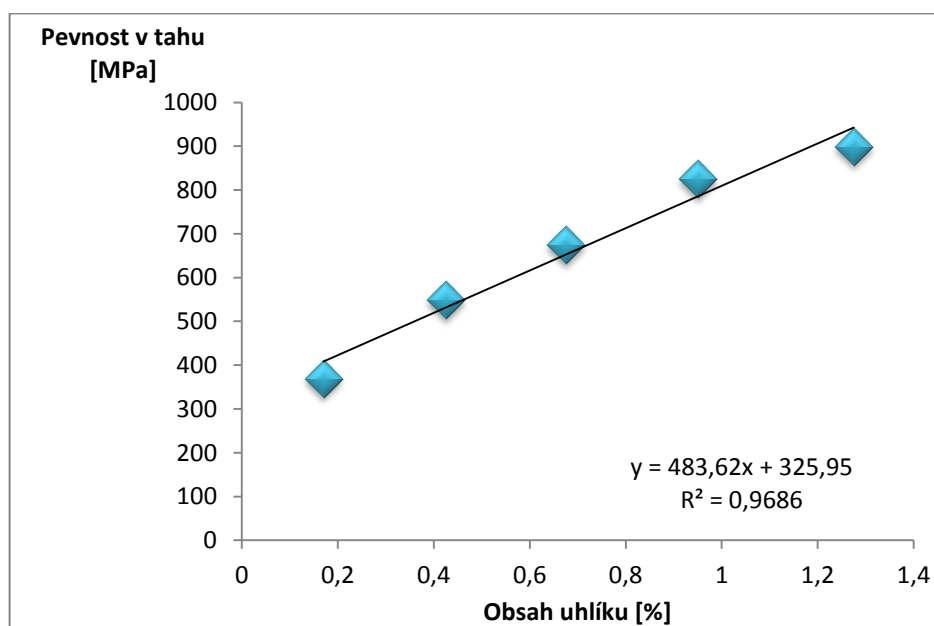
tenzitu je asi 47 HRC (obr. 28). Tvrdości 47 HRC odpovídá tvrdość asi 480 HV. Této tvrdości odpovídá v pásu prokalitelnosti oceli 12 050 hloubka 2,5 – 5 mm. Plech o síle 1,5 mm z oceli 12 050 použitý v experimentální části bude po zakalení obsahovat jen tetragonální martenzit, zbytkový austenit a globulární karbidy (které jsou produktem žihání na měkko). [2]

#### Popouštěcí diagram

Je vidět z obr. 31. [2]

### 3.4 Mechanické vlastnosti tvářených ocelí

Konstruktor součástí vyráběných z tvářených oceli je musí dimenzovat tak, aby po zadanou dobu trvanlivosti dokázaly odolávat zadaným vnějším silám bez ztráty své funkce. Z ekonomických důvodů volí konstruktor nejlevnější ocel, která požadovaným podmínkám vyhovuje. Pro kusovou nebo malosériovou výrobu je výhodné použít ocel žíhanou nebo nežíhanou (do pevnosti 1300 MPa a tvrdości 40 HRC) viz obr.13. Pro velkosériovou výrobu je nutné volit ocel žíhanou na měkko (z důvodů ekonomie obrábění) a ocel zušlechtit. Rozhodující vliv na tvrdość a tím i pevnost uhlíkových konstrukčních ocelí ve stavu žíhaném nebo nežíhaném má obsah uhlíku (obr. 33). Použité údaje z odkazu [1].



Obr. 33 Graf: vliv obsahu uhlíku na pevnost oceli ve tvářeném tepelně nezpracovaném stavu

Obsahu uhlíku je přímo úměrný obsah perlitu (u podeutektoidních ocelí) a dále obsah sekundárního cementitu (u nadeutektoidních ocelí), což jsou zdroje tvrdosti a pevnosti uhlíkových ocelí. Dalším zdrojem tvrdosti a pevnosti jsou substituční prvky, jako např. mangan, kterého u nelegovaných ocelí může být až 1,65 %.

V odborné literatuře lze nalézt mechanické hodnoty základních konstrukčních materiálů a dovolená napětí pro různé druhy zatížení. Tak např. pro ocel 12 060 jsou uvedeny v odkazu [6] následující hodnoty: Viz tabulka 5.

*Tabulka 5 Mechanické vlastnosti oceli 12 060 a dovolená napětí pro běžné případy zatížení [6]*

Mechanické vlastnosti oceli 12 060			
			% z Re
Mez pevnosti v tahu	Rm [MPa]	600 - 850	
Mez kluzu v tahu	Re [Mpa]	345 - 380	
Mez únavy v ohybu	$\sigma_{oc}$ [Mpa]	215 - 295	62 - 78
Mez únavy v krutu	$\tau_c$ [Mpa]	150 - 210	43 - 55
Dovolená napětí (Mpa) pro běžné případy zatížení pro součinitele bezpečnosti 1,5 až 2 (vzhledem k mezi kluzu v tahu Re, mezi únavy v ohybu $\sigma_{oc}$ a mezi únavy v krutu $\tau_c$ )			
TAH	I. Statický	175 - 205	51 - 54
	II. Míjivý	150 - 175	43 - 46
	III. Střídavý	115 - 135	33 - 36
TLAK	I. Statický	175 - 205	51 - 54
	II. Míjivý	150 - 175	43 - 46
	III. Střídavý	115 - 135	33 - 36
OHYB	I. Statický	190 - 225	55 - 59
	II. Míjivý	120 - 140	35 - 37
	III. Střídavý	85 - 100	25 - 26
KRUT (SMYK)	I. Statický	110 - 130	32 - 34
	II. Míjivý	70 - 80	20 - 21
	III. Střídavý	50 - 60	14 - 16

### 3.5 Závěr ze studia literatury

Konstruktor výrobku z tvářených ocelí má k dispozici oceli, které podle způsobu tepelného zpracování vykazují tvrdost přibližně od 100 HV do 1100 HV v závislosti na chemickém složení. V závislosti na této tvrdosti dosahují tepelně nezpracované i zpracované oceli pevnosti asi od 300 MPa do 3000 MPa. Se vzrůstající tvrdostí roste odolnost proti opotřebení, roste mez kluzu a mez pevnosti, roste mez únavy, ale klesá houževnatost oceli. Zdá se, že primární mechanickou vlastností, která určuje velikost ostatních mechanických vlastností je tvrdost.

Zušlechťování ocelí spočívá v zakalení na martenzit a vysokoteplotní popouštění (při teplotách 450 – 650 °C) na sorbit. Odolnost vůči únavě je tím větší, čím tvrdší (pevnější) je ocel po popouštění, ale s tvrdostí oceli klesá její houževnatost.

Je žádoucí, aby na povrchu oceli bylo tlakové pnutí a hladký povrch. Drsnost snižuje mez únavy, což se výrazně projevuje u ocelí s vysokou pevností.

Ocelové součástky, které mají mít vysokou odolnost vůči únavě jsou vyráběny zušlechťováním až do tvrdosti 55 HRC. Kromě vlastností oceli je pro odolnost vůči únavě limitující stav povrchu cyklicky namáhaných součástí.



## 4 MATERIÁL A METODIKA

Cílem praktických zkoušek je ověření různých stavů oceli 12 050 (druhů tepleného zpracování) na její mechanické vlastnosti eventuálně strukturu. Chemické složení této oceli je patrné z tabulky 3.

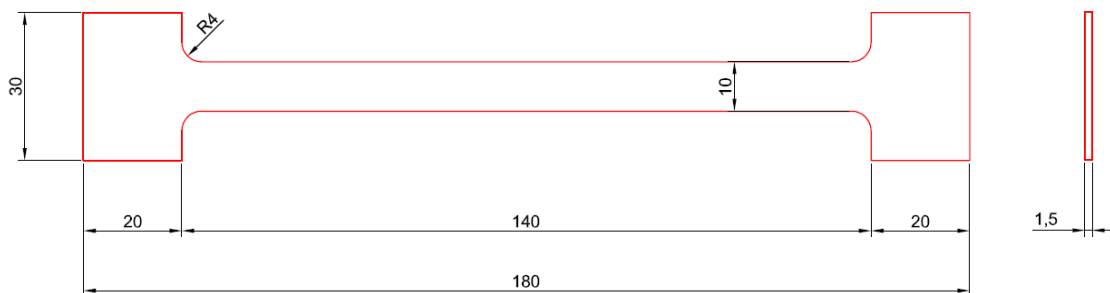
### 4.1 Ověřované stavy oceli 12 050 (plech o síle 1,5)

12 050.1	Normalizačně žíhaný
12 050.2	Rekrytalizačně žíhaný (dodaný stav)
12 050.3	Žíhaný na měkko
12 050.4	Kalený
12 050.6	Zušlechtěný na dolní pevnost obvyklou u oceli 12 050
12 050.7	Zušlechtěný na střední pevnost obvyklou u oceli 12 050
12 050.8	Zušlechtěný na horní pevnost obvyklou u oceli 12 050

Ověřované vlastnosti oceli 12 050 (plech o síle 1,5; technické dodací předpisy jsou obsaženy v ČSN 42 0118)

- zkouška tahem ( $R_m$ ,  $A$ ,  $Z$ )
- informativní teplotní pole zkoušených vzorků při tahové zkoušce
- zkouška tvrdosti (HV)

Rozměry vzorků pro zkoušku tahem jsou vidět z obr. 34

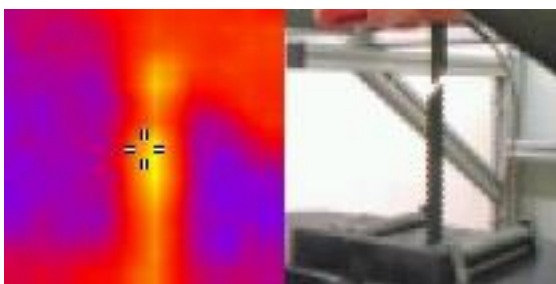


*Obr. 34 Rozměry vzorků pro zkoušku tahem*

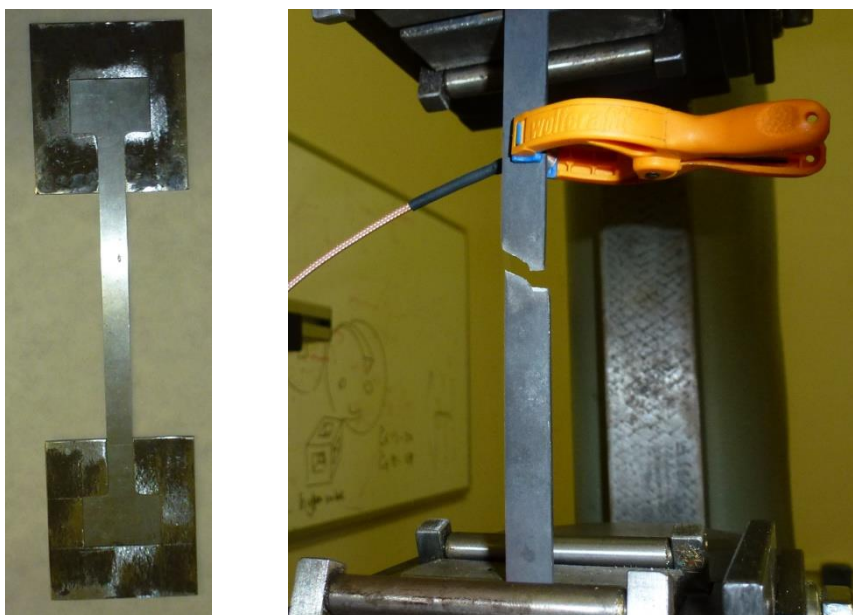
Výsledky tahových zkoušek jsou uvedeny v tabulce č. 6.

Výsledky zkoušek tvrdosti jsou uvedeny v tabulce č. 7.

Informativní teplotní pole zkoušených vzorků při tahové zkoušce je vidět na obr. 35.



*Obr. 35 Teplotní pole na vzorku při tahové zkoušce*



*Obr. 36 Vlevo – způsob uchycení vzorku pro zkoušku tahem. Vpravo - vzorek po přetržení*

Tabulka 6 Výsledky tahových zkoušek

Pevnost v tahu					
Dodaný stav		Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	R <sub>m</sub> [Mpa]
35	7577				
50	7604	7649	19,3	35,47	509,9
17	7765				
<b>Žíhaný na měkko</b>					
č. vzorku	F max [N]				
13	7464				
15	7391	7422	20,6	39,20	494,8
36	7411				
<b>Normalizačně žíhaný</b>					
č. vzorku	F max [N]				
43	10911				
34	10849	10853	15,4	29,87	723,6
42	10800				
<b>Kalený do vody 15 minut</b>					
č. vzorku	F max [N]				
32	2426				
48	4181	3786	0,1	0,00	252,4
41	4750				
<b>Kalený do oleje 5 minut</b>					
č. vzorku	F max [N]				
45	13858				
39	14609	14783	0,2	0,00	985,6
40	15883				
<b>Kalený do oleje 30 minut</b>					
č. vzorku	F max [N]				
10	11180				
6	12085	10754	0,1	0,00	716,9
2	8997				
<b>Kalený do oleje 15 minut</b>					
č. vzorku	F max [N]				
22	12181				
31	12789	12917	0,1	0,00	861,2
38	13782				
<b>Popouštěný 200 °C</b>					
č. vzorku	F max [N]				
1	21601				
3	26807	23665	0,4	2,00	1577,7
44	22588				
<b>Popouštěný 300 °C</b>					
č. vzorku	F max [N]				
51	25129				
24	25019	25055	2,7	4,73	1670,4
25	25018				

<b>Pevnost v tahu</b>					
<b>Popouštěný 400 °C</b>		Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	F max [N]	[N]	[A]	Z [%]	R <sub>m</sub> [Mpa]
12	19880				
26	19920	19833	3,7	11,33	1322,2
53	19699				
<b>Popouštěný 530 °C</b>					
č. vzorku	F max [N]				
8	14205				
20	14416	14334	7,2	19,40	955,6
7	14382				
<b>Popouštěný 600 °C</b>					
č. vzorku	F max [N]				
46	11701				
52	11821	11831	8,4	26,00	788,7
47	11970				
<b>Popouštěný 670 °C</b>					
č. vzorku	F max [N]				
9	9652				
23	9592	9629	11,6	38,80	642,0
18	9644				

Tabulka 7 Tvrdost vzorků pro zkoušku tahem

Tvrdost							
Dodaný stav				Celk. prům.	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %
č. vzorku	HV	HV	HV	[HV]	[HV]	[%]	[HV]
35	127	130	129				
50	114	122	123	125,7	4,94	0,04	124,81 - 126,53
17	127	130	129				
<b>Žíhaný na měkko</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
13	127	130	129				
15	132	134	132	130,0	2,21	0,02	129,62 - 130,38
36	127	130	129				
<b>Normalizačně žíhaný</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
34	206	206	200				
42	181	184	189	195,0	8,55	0,04	193,83 - 196,17
43	192	200	197				
<b>Kalený do vody 15 minut</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
41	828	828	798				
48	679	771	748	783,2	45,77	0,06	780,10 - 786,34
32	771	798	828				
<b>Kalený do oleje 5 minut</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
45	727	748	727				
39	626	727	748	692,7	50,75	0,07	688,98 - 696,63
40	626	679	626				
<b>Kalený do oleje 30 minut</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
2	679	533	748				
6	626	647	626	600,6	80,49	0,13	594,50 - 606,61
10	498	533	515				
<b>Kalený do oleje 15 minut</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
22	707	727	707				
38	626	647	626	669,8	35,06	0,05	667,19 - 672,36
31	679	662	647				
<b>Popouštěný 200 °C</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
1	626	647	626				
44	647	626	626	633,0	9,90	0,02	632,22 - 633,78
3	626	626	647				
<b>Popouštěný 300 °C</b>							
č. vzorku	HV	HV	HV				
25	494	494	484				
24	494	533	533	517,9	24,40	0,05	515,74 - 520,04
51	548	533	548				

Tvrdość							
Popouřtený 400 °C				Celk. prům.	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %
č. vzorku	HV	HV	HV	[HV]	[HV]	[%]	[HV]
26	394	431	418				
12	418	404	404	422,2	19,12	0,05	420,33 - 424,11
53	431	457	443				
Popouřtený 530 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
7	327	308	317				
20	302	317	308	318,3	11,53	0,04	317,08 - 319,58
8	342	317	327				
Popouřtený 600 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
47	254	254	248				
52	242	248	248	252,1	6,05	0,02	251,37 - 252,85
46	264	257	254				
Popouřtený 670 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
18	244	238	244				
23	238	231	238	237,8	4,34	0,02	237,23 - 238,32
9	238	238	231				

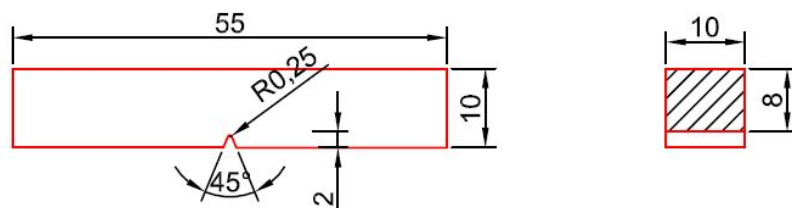
#### 4.2 Ověřované stavy oceli 12 050 (hranol 10 × 10)

- 12 050.1 Normalizačně žíhaný
- 12 050.2 Rekrystalizačně žíhaný (dodaný stav)
- 12 050.3 Žíhaný na měkko
- 12 050.4 Kalený
- 12 050.6 Zuřlechtěný na dolní pevnost obvyklou u oceli 12 050
- 12 050.7 Zuřlechtěný na střední pevnost obvyklou u oceli 12 050
- 12 050. 8 Zuřlechtěný na horní pevnost obvyklou u oceli 12 050

#### Ověřované vlastnosti oceli 12 050 (hranol 10 × 10)

- a) tvrdość HV
- b) zkouřka rázem v ohybu na vzorku s V vrubem
- c) zkouřka opotřebení
- d) metalografické rozbory

Rozměry vzorků pro zkoušku rázem v ohybu jsou vidět z obr. 37



Obr. 37 Rozměry vzorků pro zkoušku vrubové houževnatosti

#### Zkouška opotřebení – zkušební přístroj s brusným plátnem

Laboratorní zkouška opotřebení s vázaným abrazivem byla prováděna na školním přístroji s brusným plátnem podle normy ČSN 01 5084. Zkušební přístroj je tvořen z rovnoměrně otáčející se vodorovné desky, na kterou je připevněno brusné korundové plátno. Zkušební vzorek o rozměru  $10 \times 10 \times 10$  mm je uchycen v držáku a závažím je přitlačován k brusnému plátnu o průměru 480 mm. Měrný tlak je  $0,32 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  a radiální posuv zkušebního tělesa činí  $3 \text{ mm}\cdot\text{ot}^{-1}$ . Během zkoušky se horizontální kotouč s brusným plátnem otáčí, současně se vzorek posunuje od středu k okraji brusného plátna. Délka třecí dráhy je 50 metrů. Po očištění vzorku je na elektronických vahách stanoven hmotnostní úbytek.

Výsledky zkoušek tvrdosti jsou vidět v tabulce 8.

Výsledky zkoušek vrubové houževnatosti jsou vidět v tabulce 9.

Fotografie některých lomů jsou po zkoušce vrubové houževnatosti KCV jsou vidět na obr. 38 a 39.

Výsledky zkoušek odolnosti vůči opotřebení jsou vidět v tabulce 10 a na obr. 40.

Metalografické rozbory byly prováděny u vzorku dodaného stavu; kaleného do vody s dobou austenitizace 15 minut; žíhaného na měkko; zušlechtěného při teplotě popouštění  $400 \text{ }^\circ\text{C}$  a době popouštění 1 hodina; zušlechtěného při teplotě popouštění  $670 \text{ }^\circ\text{C}$  a době popouštění 1 hodina. Metalografické rozbory (zvětšení  $1500\times$ ) jsou vidět na obr. 41 – 45.

Tabulka 8 Tvrdost vzorků pro zkoušku rázem v ohybu

Tvrdost							
Dodaný stav				Celk. prům.	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %
č. vzorku	HV	HV	HV	[HV]	[HV]	[%]	[HV]
41	230	233	243				
11	230	233	230				
9	225	230	233	230,5	5,41	0,02	229,80 - 231,20
63	233	225	238				
57	220	225	230				
Žíhaný na měkko							
č. vzorku	HV	HV	HV				
56	176	173	178				
16	173	176	173				
7	173	176	176	174,5	1,71	0,01	174,25 - 174,75
73	176	173	173				
30	176	173	173				
Normalizačně žíhaný							
č. vzorku	HV	HV	HV				
78	200	206	203				
35	192	197	194				
27	197	200	197	196,8	3,97	0,02	196,25 - 197,35
3	192	192	194				
45	197	194	197				
Kalený do vody 15 minut							
č. vzorku	HV	HV	HV				
47	679	679	688				
25	748	679	727				
39	727	727	737	693,3	33,69	0,05	690,77 - 695,83
13	707	679	688				
55	662	626	647				
Kalený do oleje 5 minut							
č. vzorku	HV	HV	HV				
68	282	295	308				
64	276	317	308				
43	242	242	254	263,4	30,02	0,11	259,90 - 266,90
42	233	236	239				
36	251	233	235				
Kalený do oleje 30 minut							
č. vzorku	HV	HV	HV				
95	404	431	427				
50	354	431	363				
24	394	443	443	421,9	46,25	0,11	417,39 - 426,41
69	431	515	498				
37	457	384	354				
Kalený do oleje 15 minut							
č. vzorku	HV	HV	HV				
59	377	378	376				
90	434	407	421				
67	356	422	358	400,7	33,82	0,08	397,29 - 404,11
91	475	435	438				
40	377	378	379				

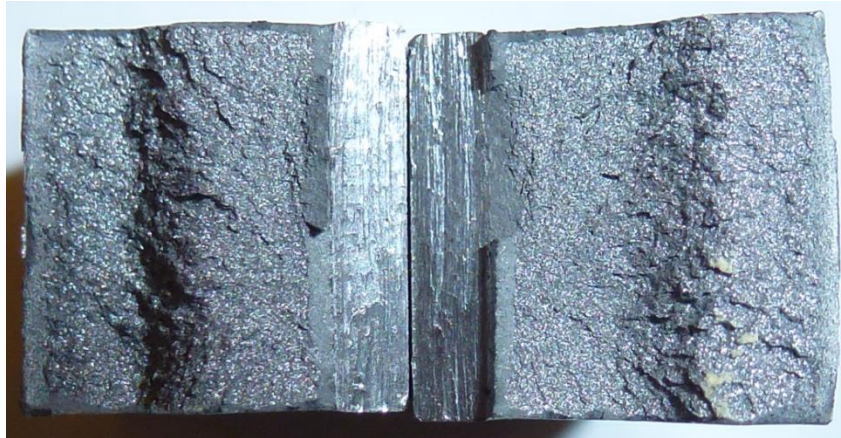


Tvrdość							
Popouřtený 200 °C				Celk. prům.	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %
č. vzorku	HV	HV	HV	[HV]	[HV]	[%]	[HV]
17	394	374	384				
72	374	394	384				
32	394	470	394	393,1	22,31	0,06	390,90 - 395,30
38	384	394	404				
21	374	384	394				
Popouřtený 300 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
92	295	308	317				
60	327	334	330				
5	334	354	346	329,3	20,99	0,06	326,91 - 331,69
46	295	317	312				
48	354	357	359				
Popouřtený 400 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
62	334	343	334				
14	269	327	317				
26	317	334	334	326,0	16,88	0,05	324,19 - 327,81
71	334	332	317				
4	332	334	332				
Popouřtený 530 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
74	276	257	242				
15	282	276	279				
65	289	289	282	274,9	11,72	0,04	273,52 - 276,28
51	269	269	276				
70	282	276	279				
Popouřtený 600 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
1	242	248	244				
6	254	242	248				
58	244	242	242	244,2	7,92	0,03	243,20 - 245,20
12	251	257	254				
75	229	231	235				
Popouřtený 670 °C							
č. vzorku	HV	HV	HV				
54	231	231	226				
76	229	231	226				
77	226	216	219	228,5	5,68	0,02	227,77 - 229,23
29	226	231	229				
44	231	238	238				

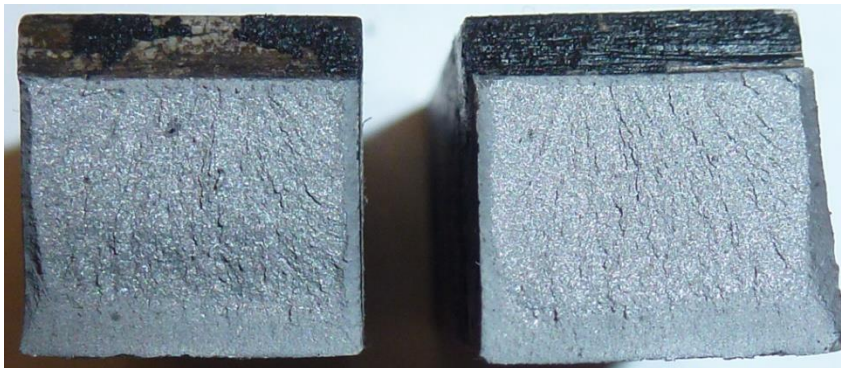
Tabulka 9 Vrubová houževnatost

Vrubová houževnatost						
Dodaný stav		Průměr	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %	KCV
č. vzorku	K [J]	[J]	[J]	[%]	[J]	[J·cm <sup>-2</sup> ]
41	27					
11	22					
9	21	22,6	2,42	0,11	21,57 - 23,63	28,25
63	23					
57	20					
<b>Žíhaný na měkko</b>						
č. vzorku	K [J]					
56	74,5					
16	73,6					
7	64,8	76,1	11,00	0,14	73,59 - 78,61	95,13
73	70,5					
30	97					
<b>Normalizačně žíhaný</b>						
č. vzorku	K [J]					
78	70					
35	74					
27	76	71,4	3,07	0,04	70,70 - 72,10	89,25
3	68					
45	69					
<b>Kalený do vody 15 minut</b>						
č. vzorku	K [J]					
47	5					
25	7					
39	6	5,4	1,02	0,19	4,58 - 6,22	6,75
13	5					
55	4					
<b>Kalený do oleje 5 minut</b>						
č. vzorku	K [J]					
68	17					
64	33					
43	41	33,5	8,89	0,27	30,78 - 36,22	41,88
42	41,5					
36	35					
<b>Kalený do oleje 30 minut</b>						
č. vzorku	K [J]					
95	28,5					
50	30					
24	27	29,4	1,53	0,05	28,85 - 29,95	36,75
69	31,5					
37	30					
<b>Kalený do oleje 15 minut</b>						
č. vzorku	K [J]					
59	30					
90	23					
67	31,5	28,0	6,80	0,24	25,60 - 30,40	35,00
91	18					
40	37,5					

Vrubová houževnatost						
Popouštěný 200 °C		Průměr	Směr. odch.	Var koef.	Inter. spol. 95 %	KCV
č. vzorku	K [J]	[J]	[J]	[%]	[J]	[J·cm <sup>-2</sup> ]
17	50,5					
72	39,5					
32	34	40,4	5,76	0,14	38,46 - 42,34	50,50
38	36					
21	42					
Popouštěný 300 °C						
č. vzorku	K [J]					
92	48,5					
60	56,5					
5	60	56,9	4,53	0,08	55,71 - 58,09	71,13
46	61,5					
48	58					
Popouštěný 400 °C						
č. vzorku	K [J]					
62	76					
14	75					
26	61	72,5	6,81	0,09	70,79 - 74,21	90,63
71	81					
4	69,5					
Popouštěný 530 °C						
č. vzorku	K [J]					
74	94,7					
15	88,3					
65	93,2	89,5	6,07	0,07	88,27 - 90,73	111,88
51	78,1					
70	93					
Popouštěný 600 °C						
č. vzorku	K [J]					
1	123,2					
6	114,4					
58	112,6	115,1	4,53	0,04	114,27 - 115,93	143,88
12	109,6					
75	115,5					
Popouštěný 670 °C						
č. vzorku	K [J]					
54	153,4					
76	137,8					
77	158,8	149,4	7,57	0,05	148,13 - 150,67	186,75
29	153,3					
44	143,7					



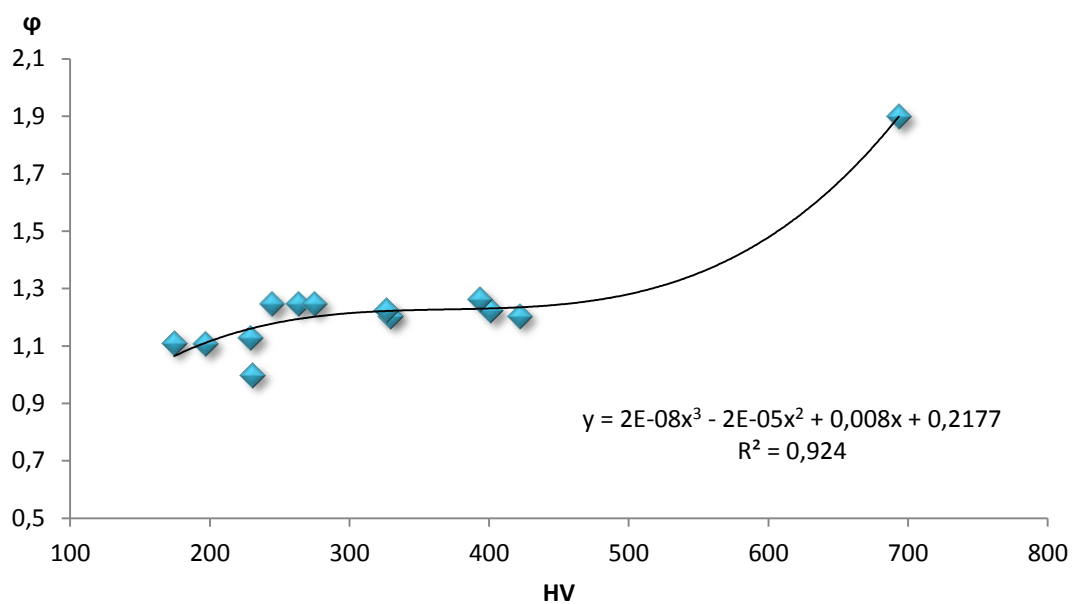
*Obr. 38 Lom vzorku dodaného stavu (taženo za studena a rekrytalizačně žháno)*



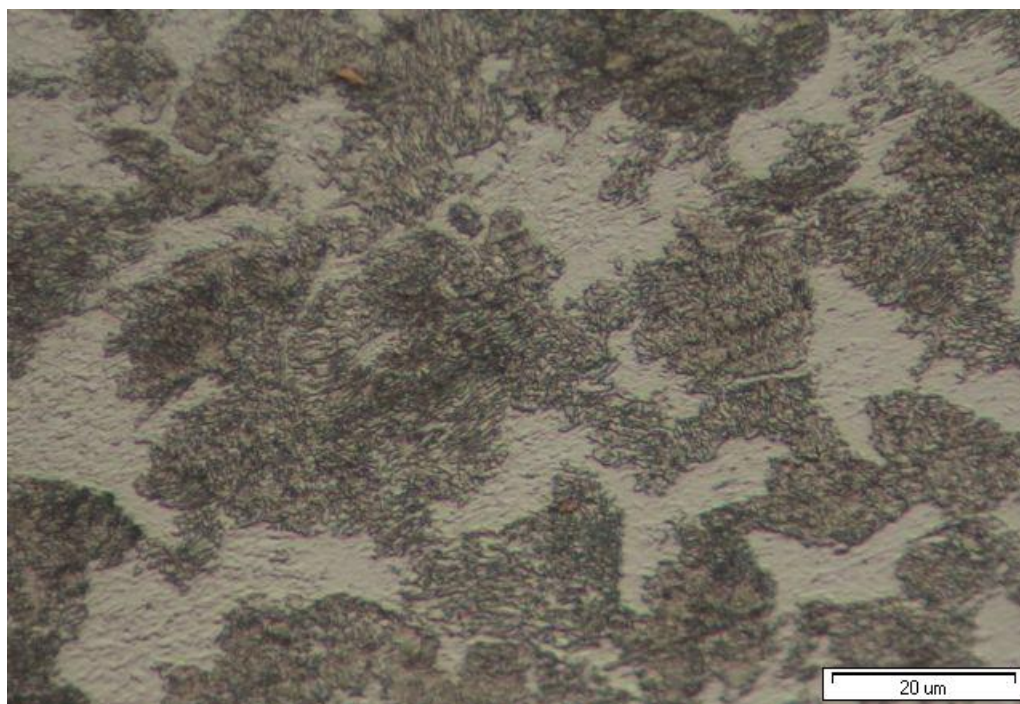
*Obr. 39 Lom vzorku v kaleném stavu*

Tabulka 10 Odolnost vůči opotřebení

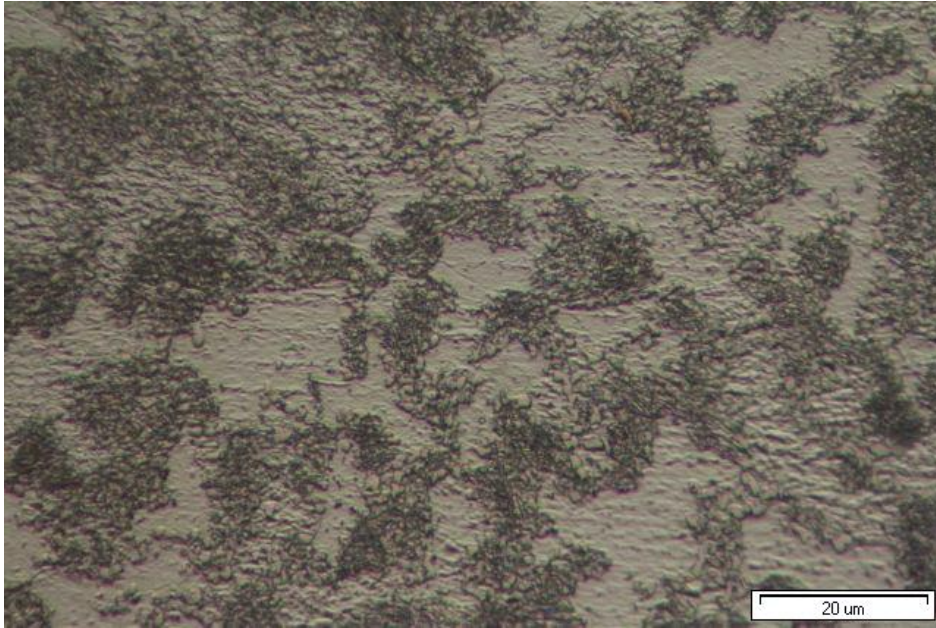
Odolnost vůči opotřebení			
<b>Dodaný stav</b>		<b>Popouštěný 200 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	1,00	1	1,24
2	1,00	2	1,29
průměr	<b>1,00</b>	průměr	<b>1,26</b>
<b>Žíhaný na měkko</b>		<b>Popouštěný 300 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	1,16	1	1,13
2	1,06	2	1,29
průměr	<b>1,11</b>	průměr	<b>1,21</b>
<b>Normalizačně žíhaný</b>		<b>Popouštěný 400 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	1,09	1	1,29
2	1,13	2	1,16
průměr	<b>1,11</b>	průměr	<b>1,22</b>
<b>Kalený do vody 15 minut</b>		<b>Popouštěný 530 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	2,00	1	1,16
2	1,80	2	1,33
průměr	<b>1,90</b>	průměr	<b>1,25</b>
<b>Kalený do oleje 5 minut</b>		<b>Popouštěný 600 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	1,33	1	1,33
2	1,16	2	1,16
průměr	<b>1,25</b>	průměr	<b>1,25</b>
<b>Kalený do oleje 30 minut</b>		<b>Popouštěný 670 °C</b>	
č. vzorku	$\varphi$	č. vzorku	$\varphi$
1	1,13	1	1,20
2	1,29	2	1,06
průměr	<b>1,21</b>	průměr	<b>1,13</b>
<b>Kalený do oleje 15 minut</b>			
č. vzorku	$\varphi$		
1	1,29		
2	1,16		
průměr	<b>1,22</b>		



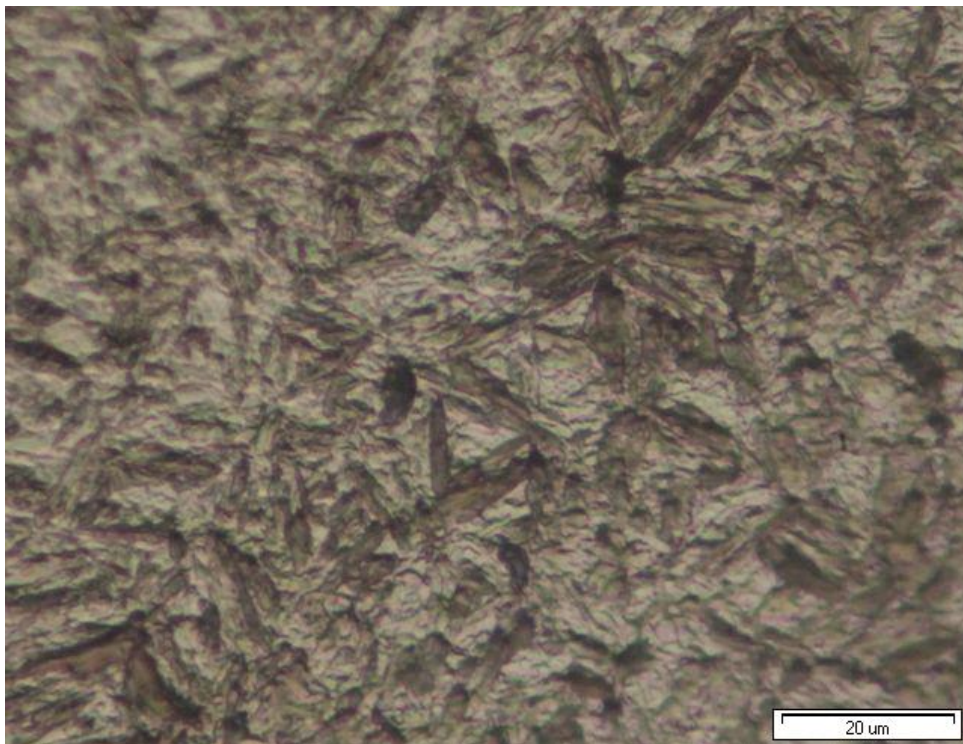
Obr. 40 Graf: závislost odolnosti vůči opotřebení na tvrdosti



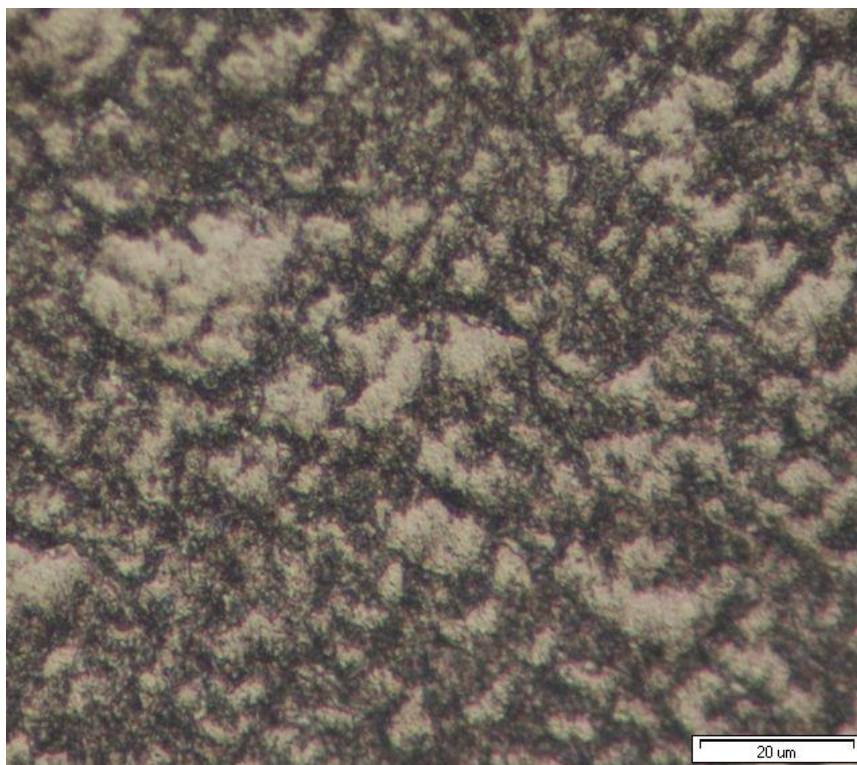
Obr. 41 Feriticko – perlitická mikrostruktura vzorku. Taženo za studena, rekrytalizačně žíháno. Lamelární perlit.



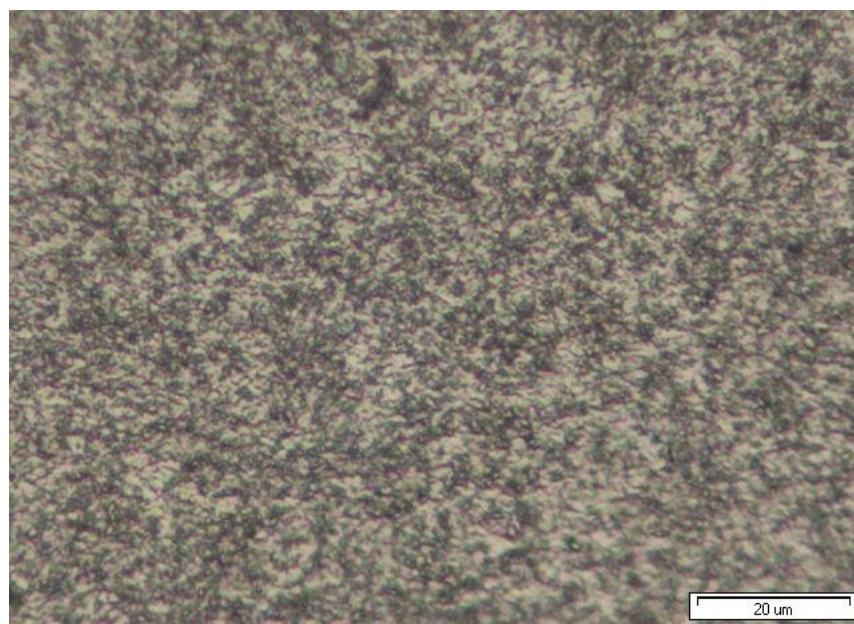
*Obr. 42 Feriticko – perlitická mikrostruktura vzorku žíhaného na měkko. Globulární perlit.*



*Obr. 43 Tetragonální martenzit, zbytkový austenit po kalení do vody.*

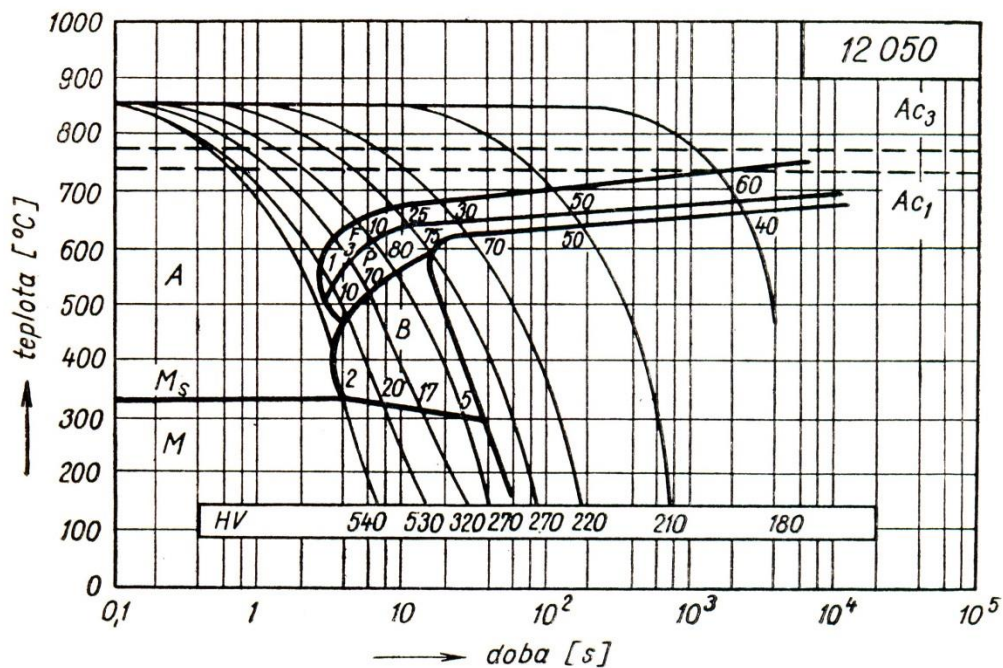


*Obr. 44 Sorbitická struktura po popuštění martenzitu 400 °C 1 hodina. Nelamelární jemná feriticko – cementitická struktura.*



*Obr. 45 Sorbitická struktura po popuštění martenzitu 670°C 1 hodina. Nelamelární jemná feriticko – cementitická struktura.*





Obr. 46 Schéma diagramu anizotermického rozpadu austenitu oceli 12 050.  
A – austenit, M – martenzit, B – bainit, F – ferit, P – perlit [3]

Z diagramu lze odečíst nejnižší rychlost, při níž ještě vzniká pouze martenzitická struktura. Tato rychlost se nazývá kritická ochlazovací rychlost (na obr. 46 je to první ochlazovací křivka zleva). Podle ochlazovacích křivek lze stanovit nejen konečnou strukturu po skončení plynulého ochlazování, ale i výslednou tvrdost v jednotkách HV.

Rozhodující vliv na strukturu a tím i tvrdost po kalení má rychlost ochlazování. U vzorků pro zkoušku tahem (plech o síle 1,5) je rychlost ochlazování podstatně vyšší než u vzorků pro vrubovou houževnatost (hranol 10 × 10). Rozdílné rychlosti ochlazování odpovídají též rozdílné výsledné tvrdosti po kalení.

### 4.3 Výsledky a diskuse

Srovnat mechanické vlastnosti dosažené zkouškami s normou ČSN 41 2050 je možné použít jen s výrobkem tyče do průměru 5 tažené za studena. Porovnat je možné jen R<sub>m</sub>, která podle normy je v rozsahu 710 – 1060 MPa a nejnižší prodloužení A, které je podle normy minimálně 5 %. Při zkouškách byla dosažena R<sub>m</sub> 510 MPa a prodloužení 19 %. Nižší pevnost a vysoké prodloužení lze vysvětlit velmi nízkou tvrdostí oceli 12 050.2, která byla jen 126 HV.

Pokud se týká vrubové houževnatosti je veliký rozsah ( $7 - 187 \text{ J}\cdot\text{cm}^{-2}$ ) vysvětlitelný vlivem velmi rozdílného tepelného zpracování.

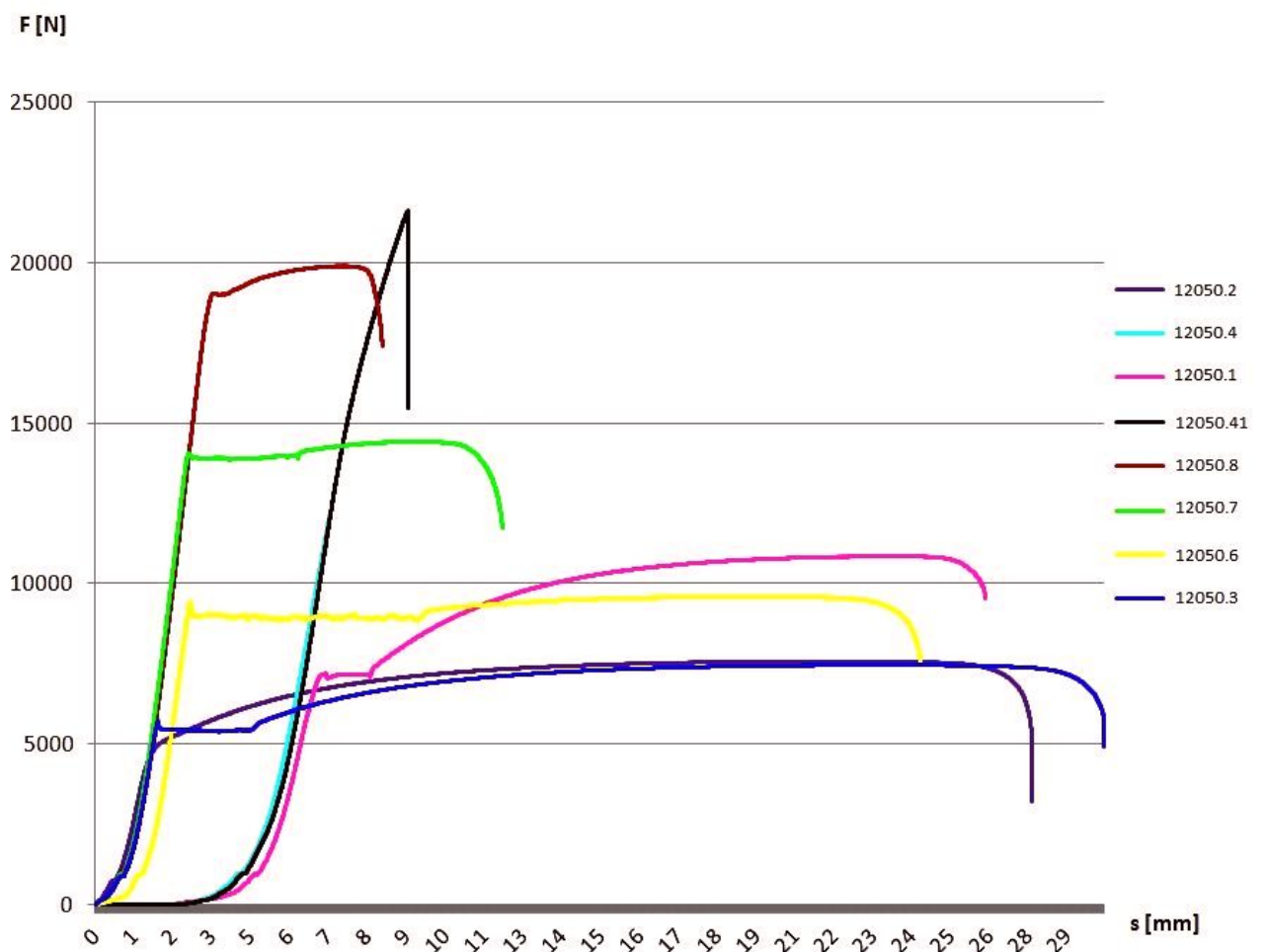
Tvrдость vzorků jak pro zkoušky tahem, tak pro zkoušky vrubové houževnatosti odpovídá tepelnému zpracování.

Rovněž mikrostruktura obou druhů vzorků odpovídá způsobu tepelného zpracování.

Odolnost vůči opotřebení je úměrná tvrdosti vzorků odebraných ze vzorků pro zkoušku vrubové houževnatosti.

Grafy znázorňující průběh tahové zkoušky jsou uvedeny v obr. 47 a v příloze.

Z průběhu prodloužení v závislosti na tahové síle je zřejmé, že se nejedná o ideální trhací stroj pro zkoušky kovových materiálů tahem.



Obr. 47 Graf: průběh tahových zkoušek u vybraných vzorků

## 5 ZÁVĚR

V diplomové práci byl studijně zpracován vliv fázových přeměn na vlastnosti ocelí při jejich tuhnutí, chladnutí a při jejich tepelném zpracování. Byl zdůrazněn vliv stupně přetváření za tepla na odstranění nedostatků primární krystalizace. Byly popsány běžné způsoby tepelného zpracování především uhlíkových ocelí a jejich vliv na vlastnosti ocelí.

Velká pozornost byla věnována údajům v literatuře popisující vliv zušlechťování na mechanické vlastnosti ocelí. Bylo zjištěno, že zušlechtěná ocel má tím větší mez únavy, čím je tvrdší (má i vyšší mez kluzu i mez pevnosti) ale tím nižší má vrubovou houževnatost. Cyklicky namáhaná součástka je tedy extrémně citlivá na jakost povrchové vrstvy, kde po vyčerpání plastických schopností oceli vzniká a odkud se šíří únavová trhлина.

Praktické ověřování mechanických vlastností oceli 12 050 po různém tepelném zpracování ukázalo v jak širokém rozsahu je možné vlastnosti této oceli měnit.

V závislosti na způsobu tepelného zpracování byly naměřeny tvrdosti v rozsahu 125,7 – 783,2 HV. Rozsah houževnatostí se pohyboval od 6,75 – 186,75 J cm<sup>-2</sup>. Pevnost v tahu se pohybovala v rozmezí 252,4 – 1670,4 MPa.

Zkoušky též ukázaly, že trhací stroj, který vlastní Mendelova univerzita není vhodný pro zkoušky kovových materiálů. Pokud by se pořizovalo nové zařízení, bylo by žádoucí, aby se na něm mohly provádět i zkoušky s cyklickým zatěžováním.

Z hlediska zvyšování odolnosti ocelí vůči únavovým lomům je žádoucí podrobně prověřit vliv bainitické struktury, event. vliv bainiticko – martenzitických struktur na tento parametr.

## 6 PŘEHLED POUŽITÉ LITERATURY

- [1] BOTHE O., 1979: Strojírenská technologie. SNTL Praha, 176 s.
- [2] ČSN 41 2050. Účinnost od 1.7.1978, 15 s.
- [3] JECH J., 1983: Tepelné zpracování oceli. STNL Praha, 392 s.
- [4] KRAUS V., 2000: Tepelné zpracování a slinování. Západočeská univerzita Plzeň, 274 s.
- [5] KRÍŽ J., 1989: Optimalizace kalení a popouštění kroužků a tělísek valivých ložisek vyrobených z oceli 14 109. Technický zpravodaj ZVL. Považská Bystrica, 24 s.
- [6] LEINVEBER J., 2011: Strojírenské tabulky. ALBRA Úvaly, 927 s.
- [7] MACEK K. a kol., 2008: Tepelné zpracování kovových materiálů. ČVUT Praha, 133s.
- [8] PTÁČEK L. a kol., 2002: Nauka o materiálu 1. CERM, s.r.o. Brno, 516 s.
- [9] PTÁČEK L. a kol., 2002: Nauka o materiálu 2. CERM, s.r.o. Brno, 395 s.
- [10] RAUZIN R., 1963: Těrmičeskaja obrabotka chromistoj stali. Státní vědecko-technické nakladatelství strojírenské literatury. Moskva, 378 s.
- [11] SCHMIDT Z., DOBROVOLNÝ B., 1956: Technická příručka. Praha, 1551 s.
- [12] ŠULC J., Technologická a strojírenská měření pro SPŠ strojnické. SNTL Praha 1980, 418 s.

Internetová publikace:

- [13] KALENÍ OCELÍ, teorie tepelného zpracování, Liberec, 2007: Daďourek, Karel. Databáze online [cit. 2014-08-13] Dostupné na:

[http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady\\_kmt\\_magistri/TTZ/ttz%20Dad/kaloceli.pdf](http://www.kmt.tul.cz/edu/podklady_kmt_magistri/TTZ/ttz%20Dad/kaloceli.pdf)

- [14] KONSTRUKCE, odborný časopis pro stavebnictví a strojírenství, 2013: Výroba železa a oceli v roce 2012 – technologie, výroba, obnova. Databáze online [cit. 2014-01-22] Dostupné na: <http://www.konstrukce.cz/clanek/vyroba-zeleza-a-oceli-v-roce-2012-technologie-vyroba-obnova/>

## 7 SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1	Mechanická analogie metastability, aktivace a stability soustavy .....	9
Obr. 2	Rovnovážný diagram soustavy železo – uhlík .....	10
Obr. 3	Obsah příměsí v technickém železe před zkujněním a po zkujnění .....	11
Obr. 4	Odlévání ingotů spodem.....	12
Obr. 5	Kontinuální lití ingotů.....	12
Obr. 6	Růst krystalů v tavenině .....	13
Obr. 7	Schematické znázornění růstu dendritů a vzniku primárních zrn.....	14
Obr. 8	Průběh vláken v napěchovaném svorníku .....	15
Obr. 9	Schéma substitučního tuhého roztoku .....	16
Obr. 10	Schéma intersticiálního tuhého roztoku .....	16
Obr. 11	Schématické znázornění oblasti žíhacích teplot v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C.....	17
Obr. 12	Zrnitý perlit v nadeutektoidní uhlíkové oceli po žihání na měkko.....	18
Obr. 13	Graf: vliv tvrdosti na pevnost ocelí a jejich rázovou houževnatost v ohybu.....	20
Obr. 14	Krystalické mřížky .....	21
Obr. 15	Elementární buňka austenitu .....	22
Obr. 16	Oblasti kalicích teplot v diagramu Fe – Fe <sub>3</sub> C.....	22
Obr. 17	Vliv obsahu uhlíku na tvrdost.....	23
Obr. 18	Ochlazovací křivky středu ocelového válce .....	23
Obr. 19	Schéma diagramu anizotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli.....	24
Obr. 20	Poloha bodů Ms, Mf u uhlíkových ocelí .....	25
Obr. 21	Průběh martenzitické přeměny v závislosti na teplotě .....	25
Obr. 22	Bainit .....	25
Obr. 23	Martenzit.....	26
Obr. 24	Schematické znázornění křivek prokalitelnosti.....	26
Obr. 25	Schéma izotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli.....	27
Obr. 26	Odolnost strukturních fází vůči únavě.....	28
Obr. 27	Čelní zkouška prokalitelnosti .....	28
Obr. 28	Závislost tvrdosti na podílu martenzitu a na obsahu uhlíku v oceli .....	30
Obr. 29	Pás prokalitelnosti oceli 12 050.....	30
Obr. 30	Závislost tvrdosti zakalených ocelí na teplotě popouštění .....	31
Obr. 31	Popouštěcí diagram oceli 12 050.....	32

Obr. 32 Únavový lom spirálové pružiny .....	34
Obr. 33 Graf: vliv obsahu uhlíku na pevnost oceli .....	36
Obr. 34 Rozměry vzorků pro zkoušku tahem .....	39
Obr. 35 Teplotní pole na vzorku při tahové zkoušce .....	40
Obr. 36 Vlevo – způsob uchycení vzorku pro zkoušku tahem. ....	40
Obr. 37 Rozměry vzorků pro zkoušku vrubové houževnatosti .....	45
Obr. 38 Lom vzorku dodaného stavu.....	50
Obr. 39 Lom vzorku v kaleném stavu.....	50
Obr. 40 Graf: závislost odolnosti vůči opotřebení na tvrdosti.....	52
Obr. 41 Feriticko – perlitická mikrostruktura vzorku.....	52
Obr. 42 Feriticko – perlitická mikrostruktura vzorku žíhaného na měkko.....	53
Obr. 43 Tetragonální martenzit, zbytkový austenit po kalení do vody.....	53
Obr. 44 Sorbitická struktura po popuštění martenzitu 400 °C 1 hodina.....	54
Obr. 45 Sorbitická struktura po popuštění martenzitu 670°C 1 hodina.....	54
Obr. 46 Schéma diagramu anizotermického rozpadu austenitu oceli 12 050.....	55
Obr. 47 Graf: průběh tahových zkoušek u vybraných vzorků .....	56

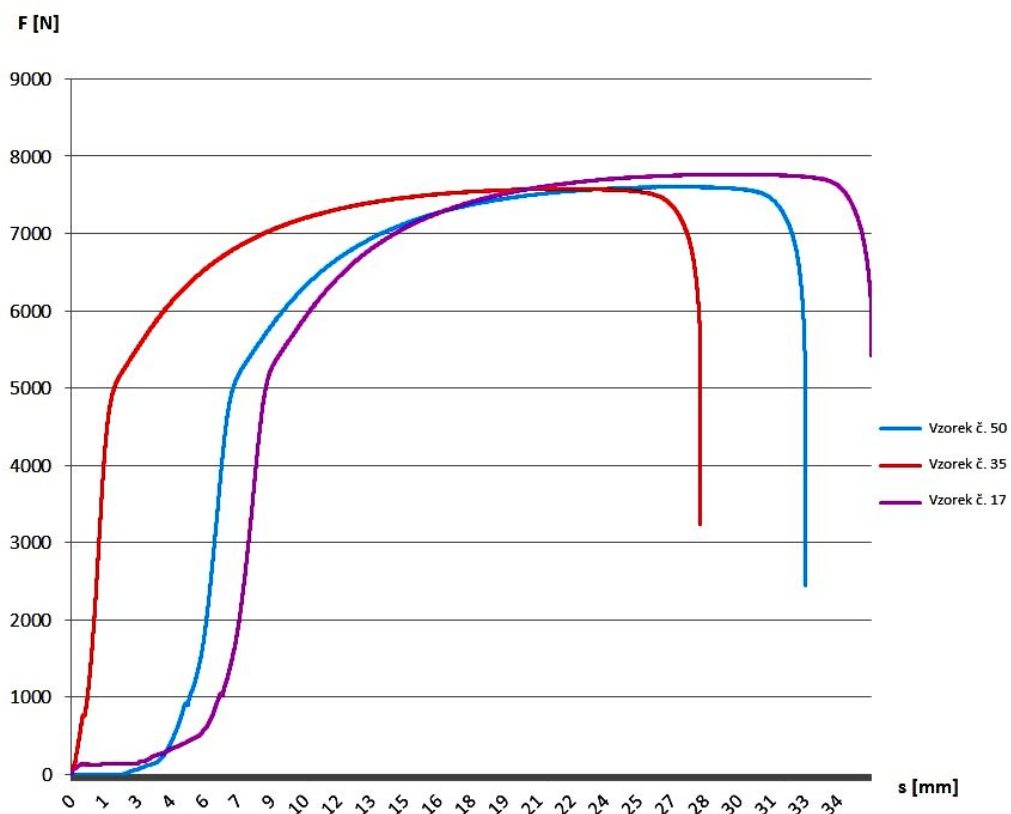
## 8 SEZNAM TABULEK

Tabulka 1 Tvrdost a pevnost strukturních fází .....	27
Tabulka 2 Pevnost a mez únavy některých zušlechtěných ocelí .....	33
Tabulka 3 Chemické složení.....	34
Tabulka 4 Doporučené teploty pro tváření a tepelné zpracování .....	35
Tabulka 5 Mechanické vlastnosti oceli 12 060.....	37
Tabulka 6 Výsledky tahových zkoušek .....	41
Tabulka 7 Tvrdost vzorků pro zkoušku tahem .....	43
Tabulka 8 Tvrdost vzorků pro zkoušku rázem v ohybu .....	46
Tabulka 9 Vrubová houževnatost .....	48
Tabulka 10 Odolnost vůči opotřebení.....	51

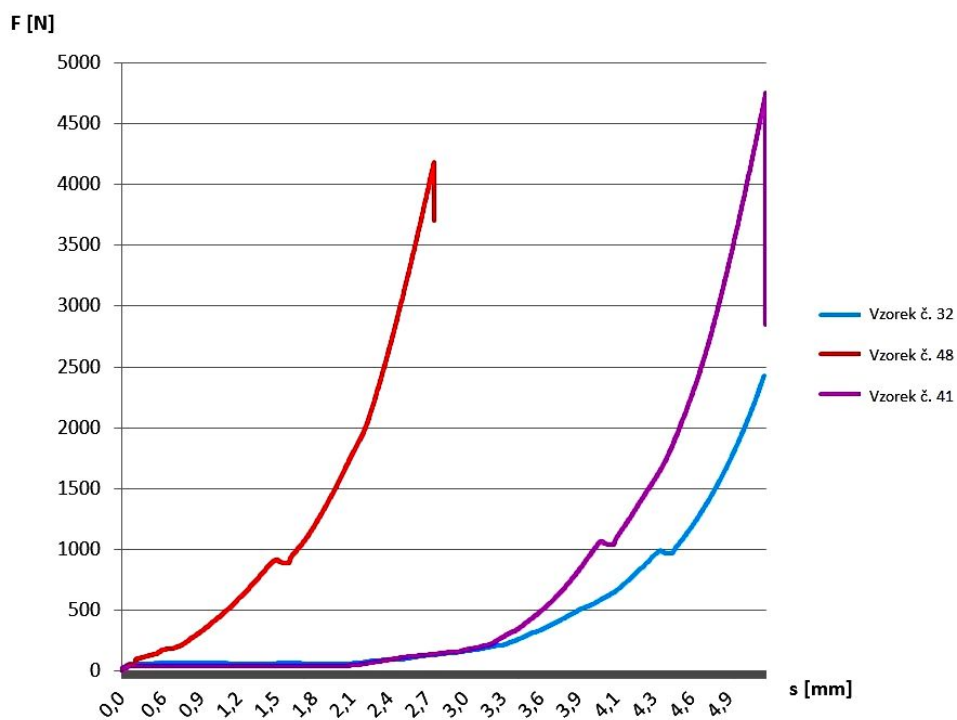
## 9 SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 Průběh tahové zkoušky. Dodaný stav .....	63
Příloha 2 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do vody .....	63
Příloha 3 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje .....	64
Příloha 4 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje .....	64
Příloha 5 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje .....	65
Příloha 6 Průběh tahové zkoušky. Vzorky normalizačně žíhané .....	65
Příloha 7 Průběh tahové zkoušky. Vzorky žíhané na měkko .....	66
Příloha 8 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 200 °C .....	66
Příloha 9 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 300 °C .....	67
Příloha 10 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 400 °C .....	67
Příloha 11 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 530 °C .....	68
Příloha 12 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 600 °C .....	68
Příloha 13 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 670 °C .....	69

## PŘÍLOHY

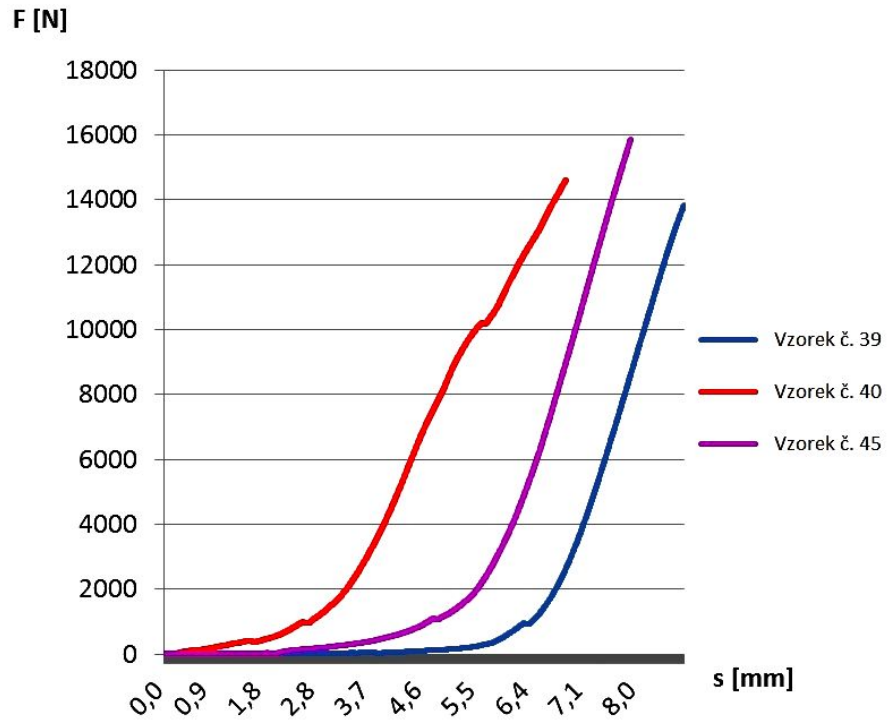


Příloha 1 Průběh tahové zkoušky. Dodaný stav – tažený za studena a rekrytalizačně žíhaný

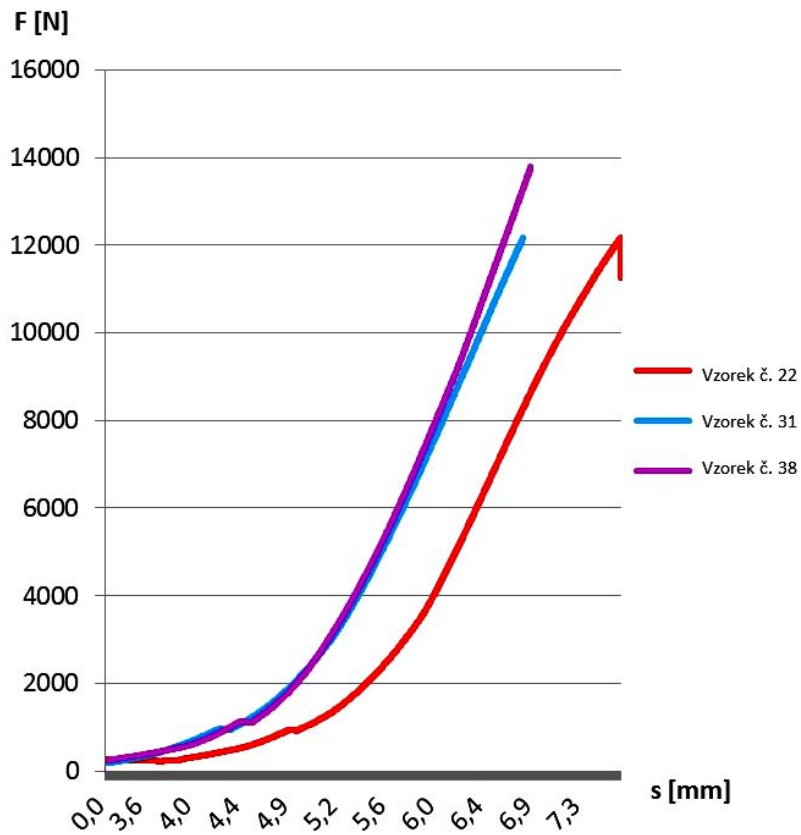


Příloha 2 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do vody, doba austenitizace 15 minut

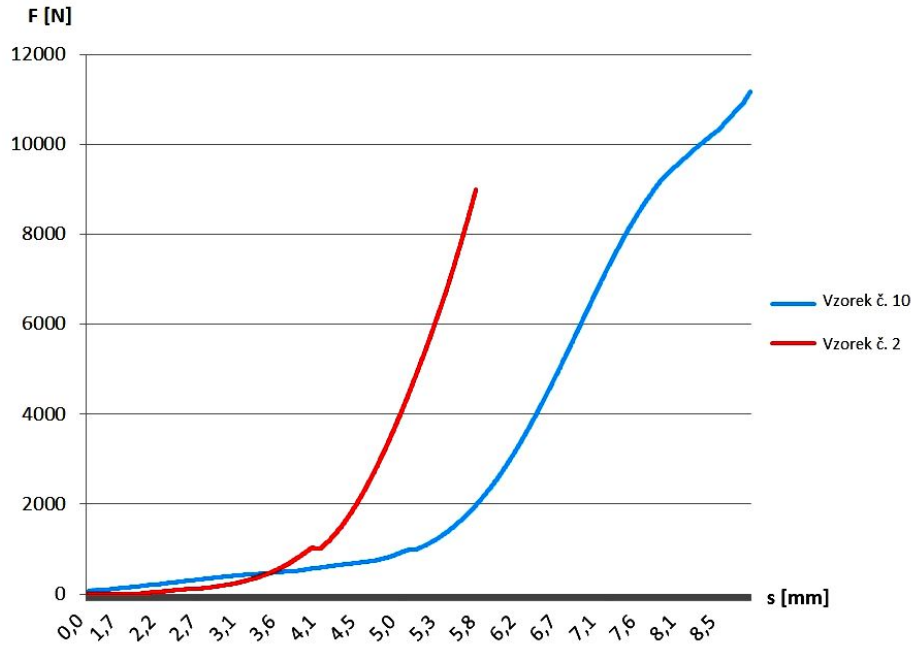




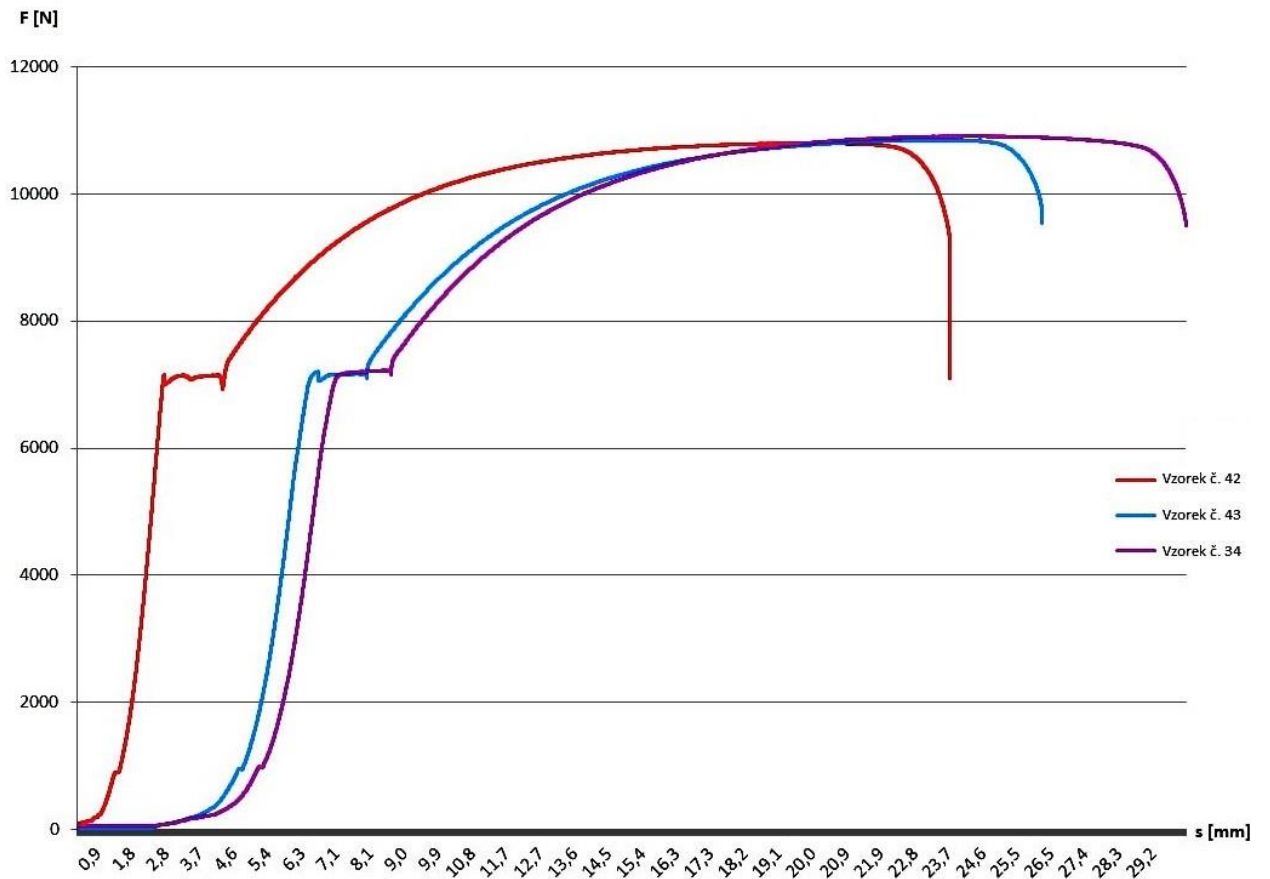
Příloha 3 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje, doba austenitizace 5 minut



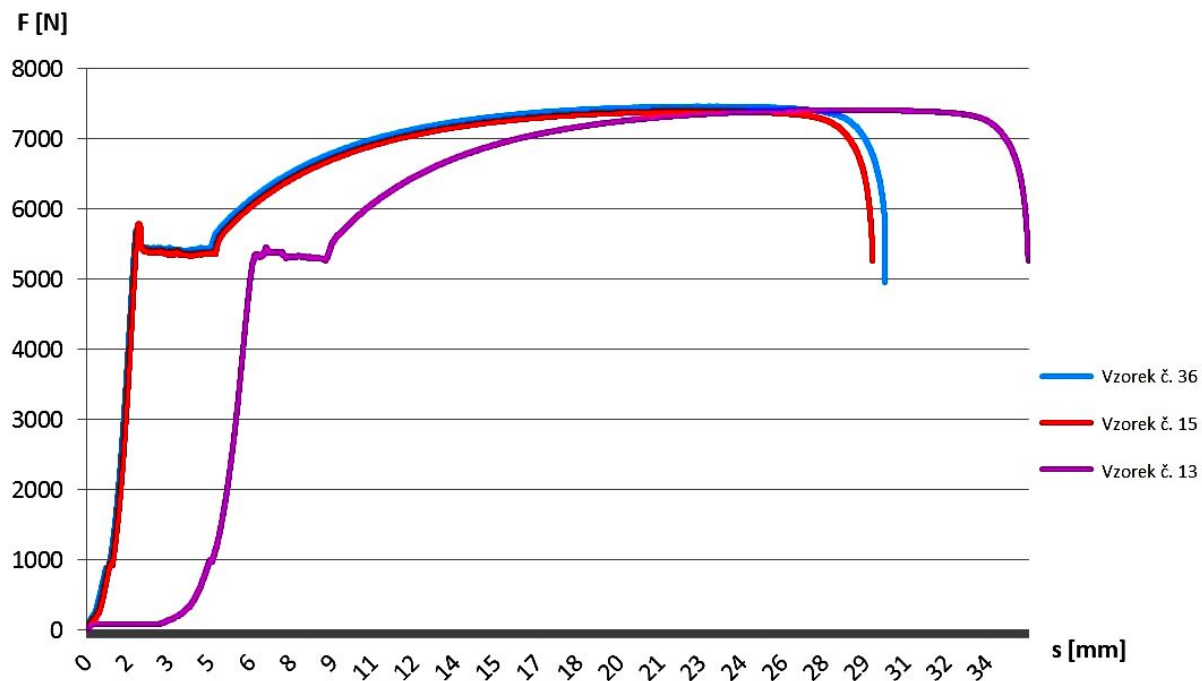
Příloha 4 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje, doba austenitizace 15 minut



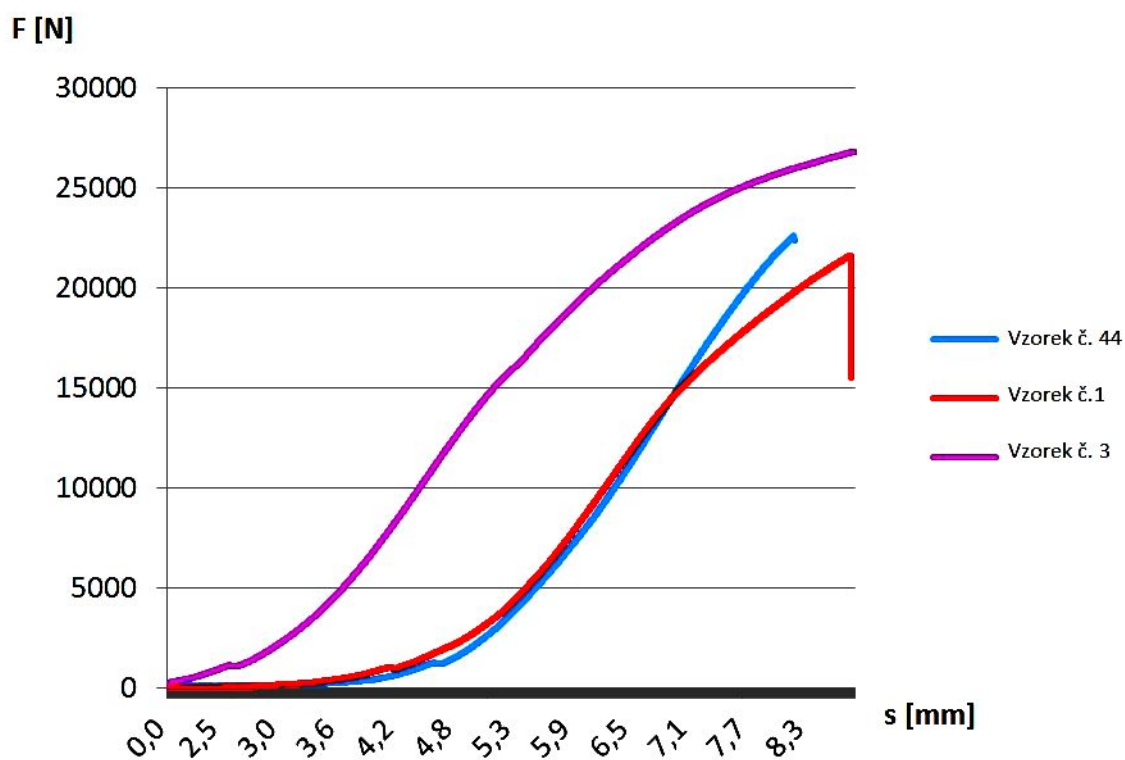
Příloha 5 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje, doba austenitizace 30 minut



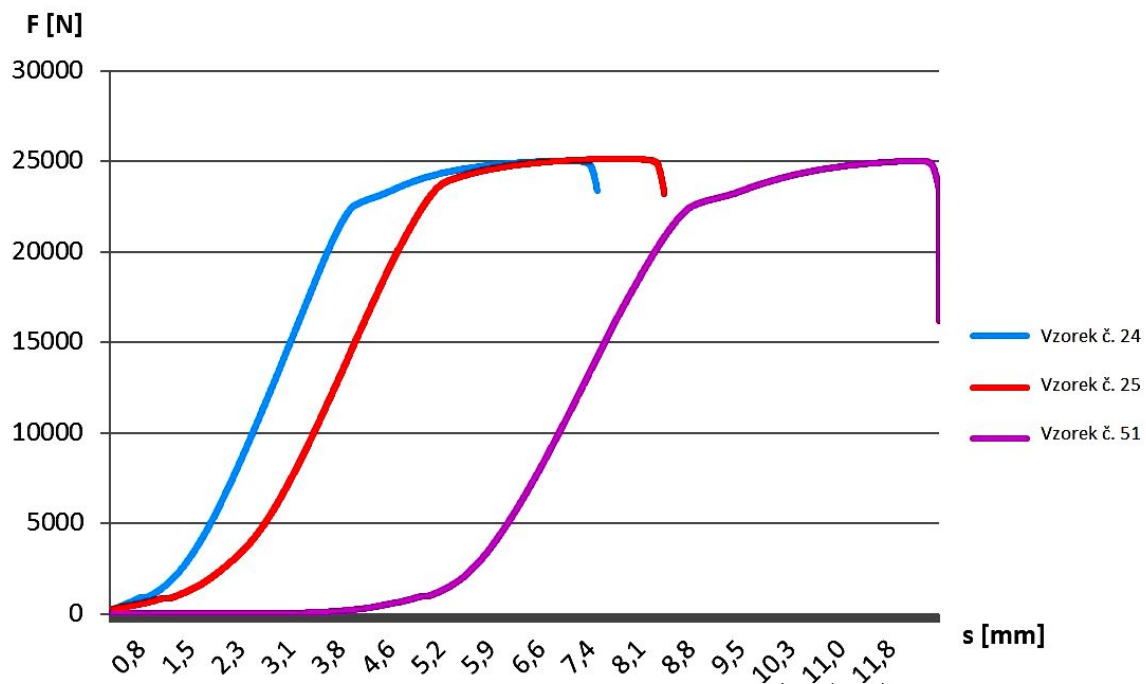
Příloha 6 Průběh tahové zkoušky. Vzorky normalizačně žíhané



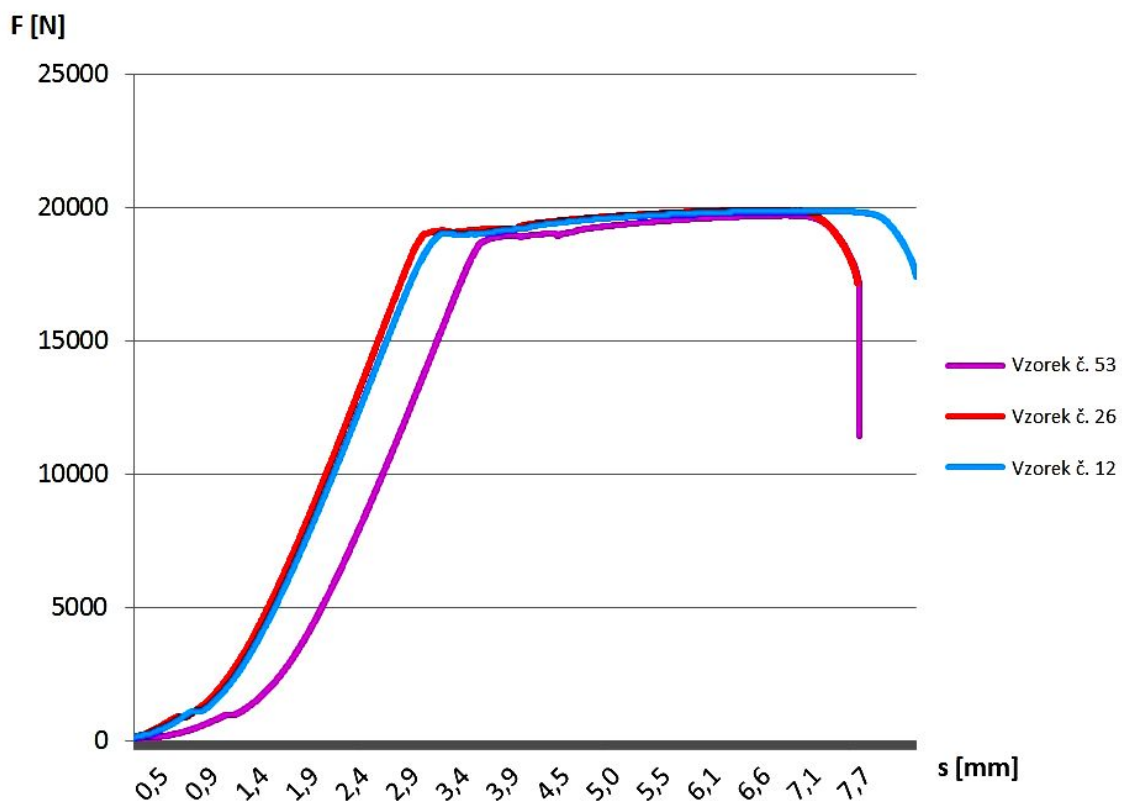
Příloha 7 Průběh tahové zkoušky. Vzorky žíhané na měkko



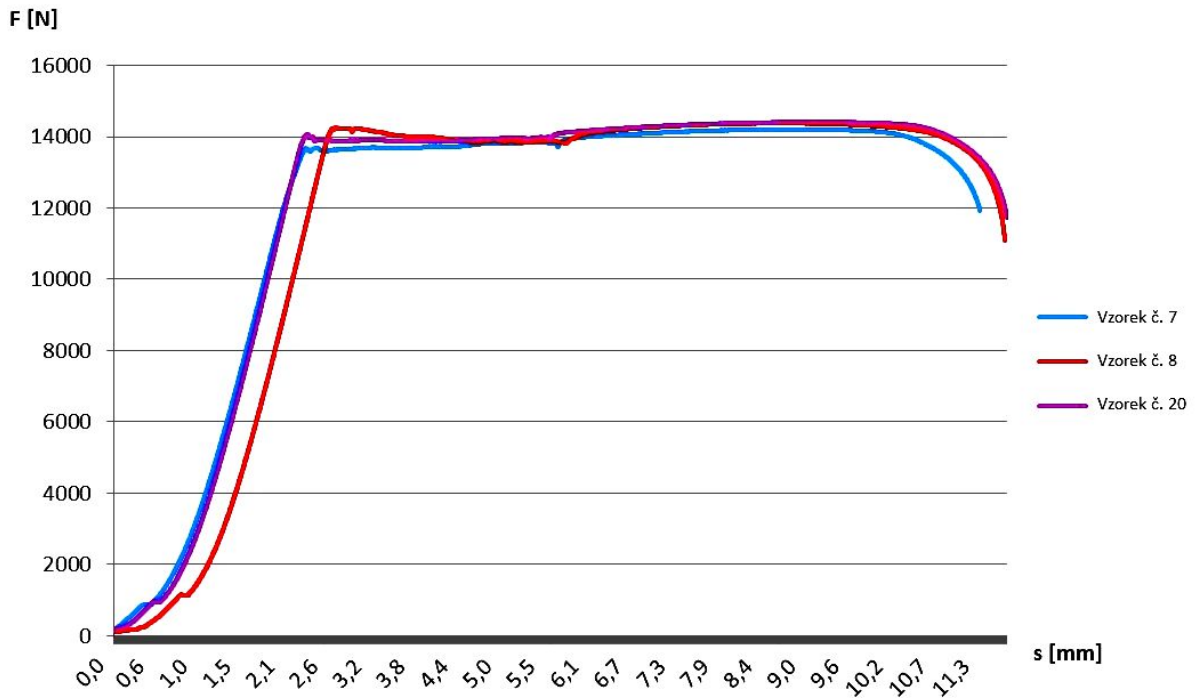
Příloha 8 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 200 °C



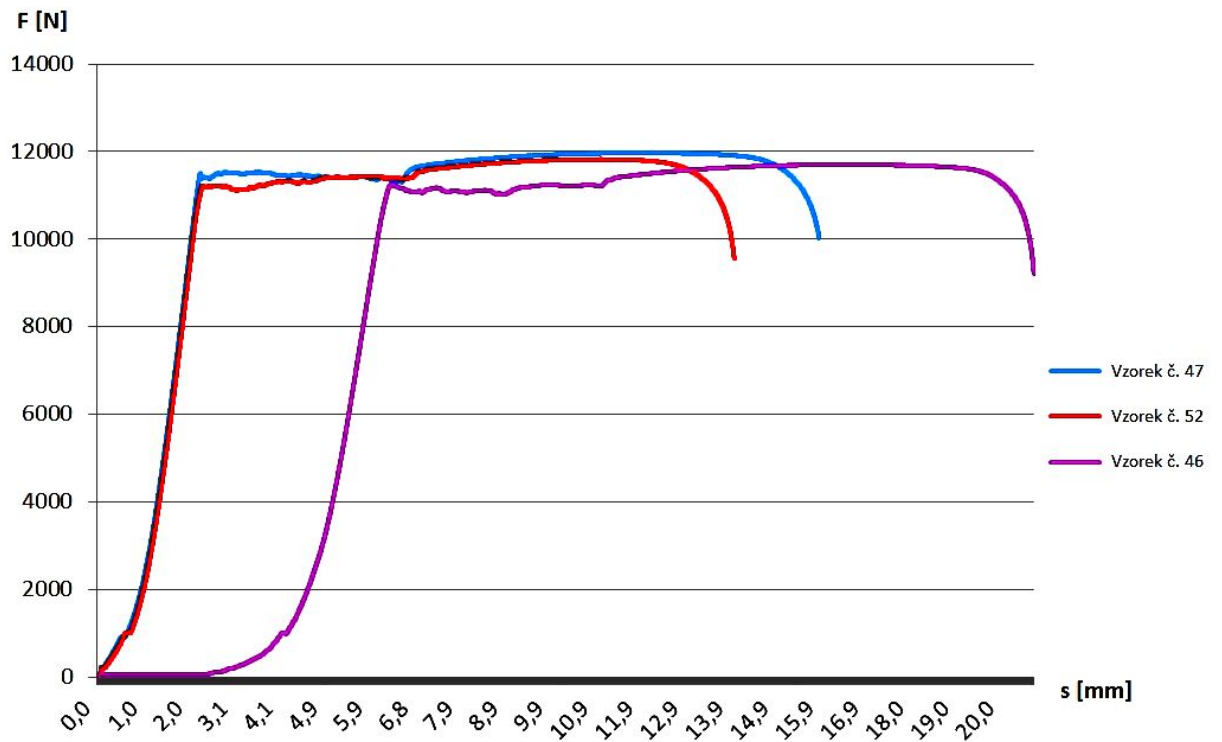
Příloha 9 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 300 °C



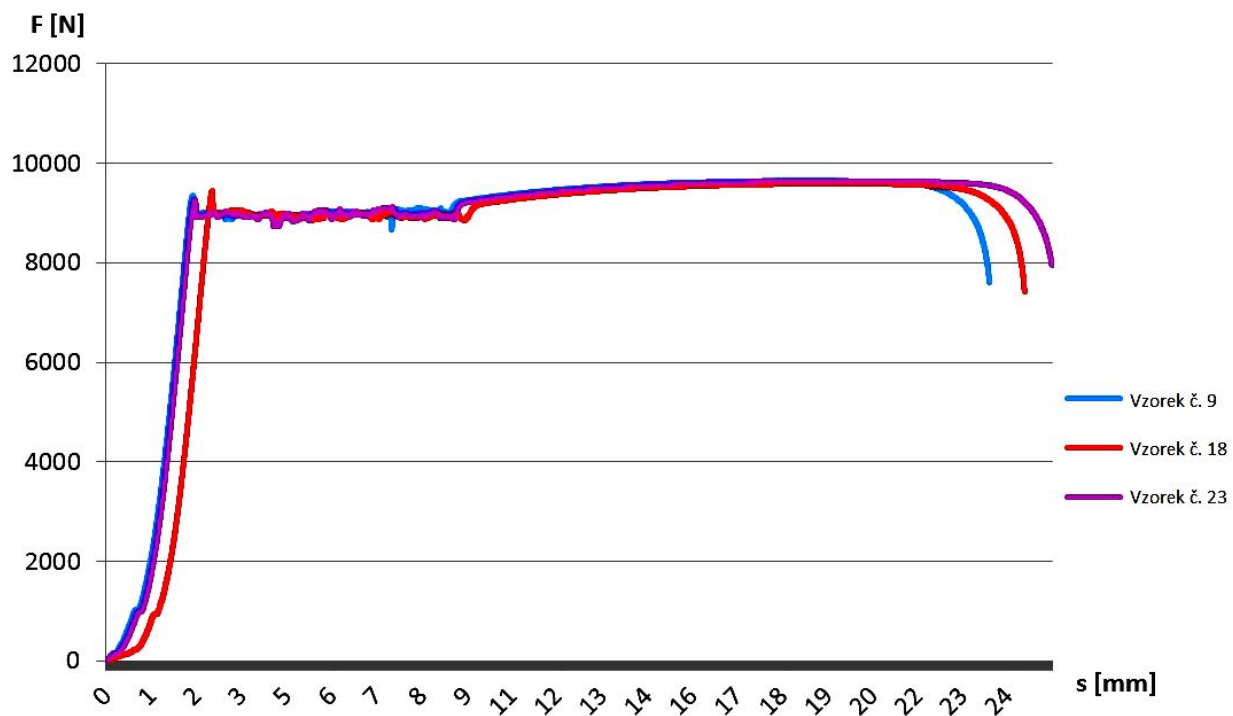
Příloha 10 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 400 °C



Příloha 11 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 530 °C



Příloha 12 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 600 °C



*Příloha 13 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popouštěné při 670 °C*