

**MENDELOVA UNIVERZITA V BRNĚ  
AGRONOMICKÁ FAKULTA**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**BRNO 2017**

**Bc. Miroslav Gajdošík**



**Analýza vlastností materiálu po tepelném zpracování**  
Diplomová práce

*Vedoucí práce:*  
Ing. et Ing. Petr Dostál, Ph.D.

*Vypracoval:*  
Bc. Miroslav Gajdošík



# ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Zpracovatel : **Bc. Miroslav Gajdošík**  
Studijní program: Zemědělská specializace  
Obor: Automobilová doprava  
Konzultant: Ing. Nela Poláková  
Název tématu: **Analýza vlastností materiálu po tepelném zpracování**  
Rozsah práce: 50 – 60 stran

Zásady pro vypracování:

1. Popište současný stav řešené problematiky
2. Specifikujte zkušební materiál určený pro kvalitativní analýzu
3. Navrhněte vhodné tepelné zpracování a metodiku pro efektivní monitoring vlastností materiálu
4. Provedte experimentální měření
5. Technicko – ekonomické vyhodnocení



Seznam odborné literatury:

1. BARTES, F. *Quality management řízení jakosti*. Brno: Ing. Zdeněk Novotný, CSc., 2006. 127 s. ISBN 80-7355-056-3.
2. ČERNÝ, M. – DOSTÁL, P. Adhesion of Zinc Hot-dip Coatings. *Acta Universitatis Agriculturae et Silviculturae Mendelianae Brunensis*. 2014. sv. 62, č. 1, s. 53–64. ISSN 1211-8516. URL: <http://acta.mendelu.cz/62/1/0053/>
3. EVANS, J R. – LINDSAY, W M. *Management and control of quality*. 8. vyd. [Mason, Ohio] [u.a.]: South Western, Cengage Learning, 2011. 743 s. ISBN 978-0-538-45260-1.
4. NENADÁL, J. a kol. *Moderní systémy řízení jakosti : quality management*. 2. vyd. Praha: Management Press, 2007. 282 s. ISBN 978-80-7261-071-6.
5. DOSTÁL, P. – ČERNÝ, M. – LEV, J. – VARNER, D. Proportional monitoring of the acoustic emission in crypto-conditions. *Acta Universitatis Agriculturae et Silviculturae Mendelianae Brunensis*. 2011. sv. 2011, č. 5, s. 31–38. ISSN 1211-8516.

Datum zadání diplomové práce: říjen 2015

Termín odevzdání diplomové práce: duben 2017



**Bc. Miroslav Gajdošík**  
Autor práce



**Ing. et Ing. Petr Dostál, Ph.D.**  
Vedoucí práce



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



**doc. Ing. Pavel Ryant, Ph.D.**  
Děkan AF MENDELU

## Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem práci: **Analýza vlastností materiálu po tepelném zpracování** vypracoval 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 a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, a v souladu s platnou Směrnicí o zveřejňování vysokoškolských závěrečných prací.

Jsem si vědom, 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**

Rád bych tímto poděkoval Ing. et Ing. Petru Dostálovi, Ph.D., vedoucímu diplomové práce, za vedení, ochotu a potřebné rady při zpracování zadaného tématu. Dále bych chtěl poděkovat Ing. Jiřímu Votavovi, Ph.D. a konzultantce Ing. Nele Polákové za zprostředkování a pomoc při laboratorních měření.

## **ABSTRAKT**

Předkládaná diplomová práce na téma: Analýza vlastností materiálu po tepelném zpracování, se zabývá vlivem tepelného zpracování a korozní degradace na mechanické vlastnosti materiálu.

V úvodu teoretické části jsou uvedeny informace týkající se problematiky teorie tepelného zpracování ocelí. Literární rešerše dále popisuje diagram železo – uhlík, transformační diagramy IRA, ARA a věnuje se hlavním způsobům a principům tepelného zpracování ocelí. Další část práce se zabývá rozdělením a číselným označováním ocelí.

Praktická část popisuje prováděný experiment, ve kterém jsou porovnávány mechanické vlastnosti tepelně i korozně ovlivněných vzorků. Samotné měření doplňují grafy z průběhů tahové zkoušky, během které byl také proveden záznam akustické emise.

**Klíčová slova:** mechanické vlastnosti, tepelné zpracování, zkouška tahem, koroze

## **ABSTRACT**

This master thesis: Analysis of properties of the material after heat treatment, deals with the influence of heat treatment and corrosion degradation on mechanical properties of the material.

In the introduction of the theoretical section are listed information regarding of the theory of heat treatment of steels. Literary research also describing diagram iron – carbon, transformation diagrams IRA, ARA and dedicated to the main methods and principles of heat treatment of steels. Another part of the master thesis deals with the division and number labeling of steels.

Practical part describes conducting experiments in which are compared the mechanical properties heat-treated and corrosion-treated of samples. The measurement is completed graphs of waveforms tensile tests, during which it was also made a record acoustic emissions.

**Key words:** mechanical properties, heat treatment, tensile test, corrosion

## ***OBSAH***

<b>ÚVOD .....</b>	<b>10</b>
<b>CÍL PRÁCE .....</b>	<b>11</b>
<b>1 TEORIE TEPELNÉHO ZPRAOVÁNÍ.....</b>	<b>12</b>
<b>1.1 Diagram železo-uhlík.....</b>	<b>13</b>
1.1.1 Fázový digram Fe-C .....	16
1.1.2 Strukturní diagram Fe-C .....	16
<b>1.2 Transformační diagramy .....</b>	<b>17</b>
1.2.1 Diagramy IRA.....	17
1.2.2 Diagramy ARA .....	18
<b>2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ UHLÍKOVÝCH OCELÍ.....</b>	<b>19</b>
<b>2.1 Žihání.....</b>	<b>20</b>
2.1.1 Žihání bez rekrystalizace .....	21
2.1.2 Žihání s rekrystalizací.....	22
<b>2.2 Kalení.....</b>	<b>24</b>
2.2.1 Základní pojmy u kalení .....	25
2.2.2 Kalící prostředí .....	27
2.2.3 Druhy kalení .....	28
<b>2.3 Popouštění.....</b>	<b>30</b>
<b>2.4 Zušlechťování.....</b>	<b>31</b>
<b>3 ROZDĚLENÍ OCELÍ.....</b>	<b>32</b>
<b>4 EXPERIMENT.....</b>	<b>37</b>
<b>4.1 Metodika .....</b>	<b>37</b>
<b>4.2 Experimentální materiál .....</b>	<b>37</b>
<b>4.3 Výroba vzorků.....</b>	<b>39</b>
<b>4.4 Tepelná expozice .....</b>	<b>40</b>



4.4.1 Pec MP05 – 1.1 .....	40
4.4.2 Tepelné zpracování .....	41
<b>4.5 Zkouška tvrdosti .....</b>	<b>43</b>
<b>4.6 Korozní degradace .....</b>	<b>46</b>
4.6.1 Korozní zkouška za působení neutrální solné mlhy (NSS) .....	47
4.6.2 Průběh korozní degradace .....	48
4.6.3 Chemické odrezení vzorků .....	49
4.6.4 Hmotnostní úbytek materiálu .....	50
<b>4.7 Zkouška tahem .....</b>	<b>51</b>
4.7.1 Průběhy tahových zkoušek .....	55
<b>4.8 Akustická emise .....</b>	<b>58</b>
4.8.1 Analýza akustické emise během tahové zkoušky .....	58
<b>4.9 Výsledky a diskuse .....</b>	<b>61</b>
<b>5 ZÁVĚR .....</b>	<b>63</b>
<b>6 LITERATURA .....</b>	<b>65</b>
<b>7 SEZNAM OBRÁZKŮ .....</b>	<b>67</b>
<b>8 SEZNAM TABULEK .....</b>	<b>69</b>
<b>9 SEZNAM PŘÍLOH .....</b>	<b>70</b>
<b>PŘÍLOHY .....</b>	<b>71</b>

## ÚVOD

V současnosti se výroba oceli ve světě odhaduje na více než miliardu tun. Tvářená ocel z této produkce tvoří asi 98 %, zbytek tvoří oceli na odlitky. Výroba litin je odhadována asi na desetinu produkce oceli. Ocel je slitina železa, uhlíku a legujících prvků, s maximálním obsahem uhlíku 2,14 %. Ocel je nejčastěji používaným kovovým materiálem, legováním a kombinací tepelného a tepelně – mechanického zpracování je možné ovlivnit její vlastnosti v širokém rozmezí, což umožňuje vlastnosti oceli přizpůsobit zamýšlenému použití.

Odhaduje se, že asi třetina veškeré vyrobené oceli v průběhu používání podlehně korozi. Koroze negativním způsobem ovlivňuje funkčnost daného materiálu, u kterého dochází např. ke změně struktury povrchu, geometrie povrchu, ale i ke změně mechanických vlastností. Proto je nezbytně nutné znát vznik i průběh procesu koroze a vhodnou volbou ochrany jí předejít.

Nejčastěji používanými a zároveň nejlevnějšími konstrukčními ocelemi jsou tvářené oceli uhlíkové. Technologické vlastnosti (obrábění, kování, svařování apod.) a potřebné mechanické vlastnosti (pevnost, houževnatost, tvrdost apod.) se u těchto ocelí dosahují zpravidla jen chemickým složením oceli, jejím tvářením a v menší míře pak také jejím tepelným zpracováním.

Pomocí tepelného zpracování je možné výrazným způsobem zvýšit mechanické vlastnosti uhlíkových ocelí především u konstrukčních ocelí třídy 12. Tato třída oceli se vyznačuje vyšší čistotou a dokonalejším způsobem výroby.

## **CÍL PRÁCE**

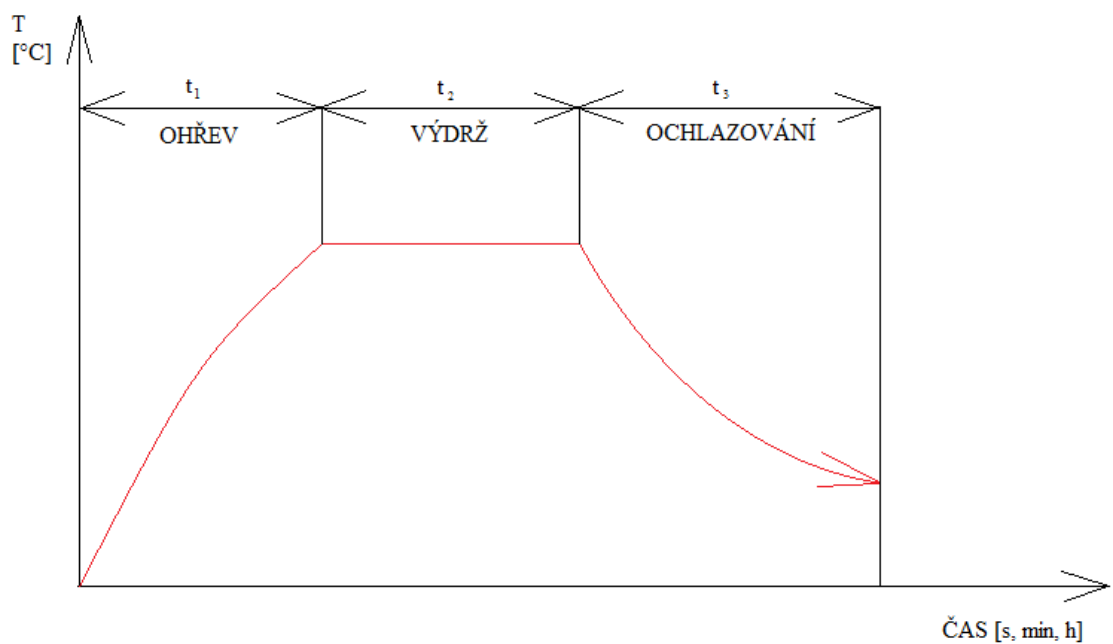
Cílem diplomové práce je zpracovat teoretické poznatky z oblasti tepelného zpracování ocelí, z hlediska jejich principu, uplatnění, dosažené struktury a změny mechanických vlastností. Cílem praktických zkoušek je ověřit vliv rekrytalizačního žíhání, kalení a zušlechťování na mechanické vlastnosti ušlechtilé uhlíkové oceli 12 050. Dále bude v experimentu porovnán vliv korozní degradace na mechanické vlastnosti u jednotlivých tepelných zpracování.

# 1 TEORIE TEPELNÉHO ZPRAOVÁNÍ

Účelem tepelného zpracování ocelí je zejména dosažení požadovaných mechanických a technologických vlastností materiálu. Jedná se tedy o postup, při kterém se řízeně mění teploty a chemické složení kovu. Na rozdíl od ostatních strojírenských technologií jako je např. obrábění, tváření, apod., nedochází při tepelném zpracování ke změně tvaru součásti (resp. je tato změna nežádoucí), ale dochází pouze ke změnám požadovaným. V průběhu tepelného zpracování může v určitých případech dojít k dalším pozitivním efektům, ale také i k efektům negativním (Jonšta, 2000).

Průběh zpracování je u všech kovových materiálů téměř stejný (obr. 1), řadíme sem:

- ohřev na vhodnou teplotu,
- prohřev (setrvání na dané teplotě),
- ochlazování určitou rychlostí.



*Obr. 1 Obecný režim tepelného zpracování (autor)*

Tento proces je možné opakovat i vícekrát. Jednotlivé druhy tepelného zpracování jsou charakterizovány rychlostí a průběhem ohřevu, konečnou výškou teploty ohřevu a dobou výdrže na dané teplotě, rychlostí ochlazování, popřípadě určitými podmínkami při opakování základního postupu.

Vhodná rychlost a průběh ohřevu závisí na účelu a druhu tepelného zpracování. Některé postupy vyžadují velmi prudký ohřev povrchu kovu např. povrchové kalení ocelí. U tohoto procesu je materiál ohříván plamenem. U jiných postupů je naopak nutný pozvolný ohřev, při kterém rozdíl mezi teplotou povrchu a teplotou jádra ohřívajícího materiálu není velký. Tyto postupy se používají, aby nedocházelo ke vzniku prnutí a porušení pevnosti materiálu vlivem teplotní dilatace. Ohřev se v těchto případech většinou provádí v pecích s regulovatelnou teplotou nebo také postupně v několika pecích s rozdílnou teplotou. Zvolení výšky konečné teploty ohřevu je závislé na povaze strukturálních změn, které při tepelném zpracování probíhají, v určitých případech zůstává struktura v podstatě stejná jako za normálních teplot, jindy se materiál ohřevem uvádí do potřebné strukturální oblasti (Driml, 2002).

Doba setrvání na dané teplotě se neodvíjí pouze od druhu aplikované technologie, ale také od druhu použitého materiálu a jeho tloušťky. Cílem výdrže je zajistit, po časové stránce, průběh všech očekávaných strukturálních změn, např. přeměnu krystalické mřížky, difúzi, rozpouštění, precipitaci minoritních fází apod.

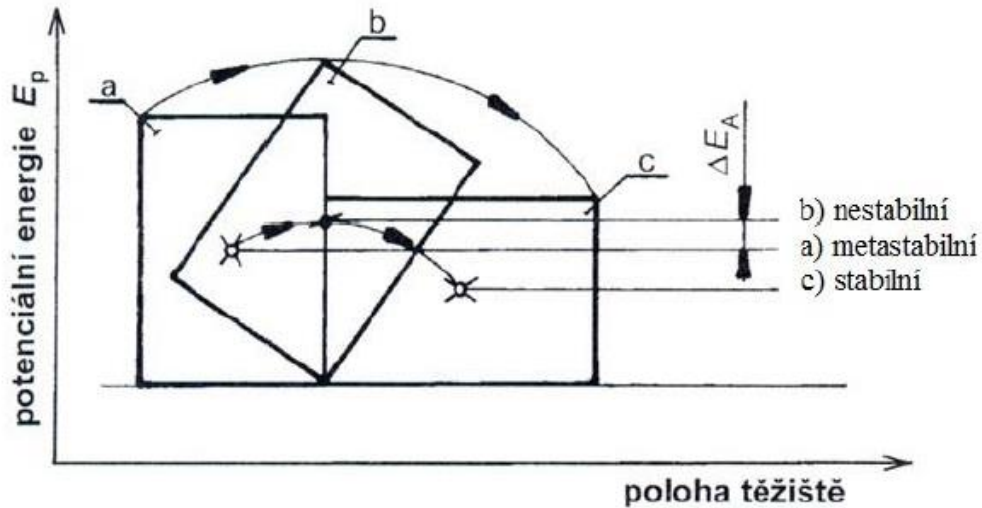
Ochlazování rozhoduje o konečných užitečných vlastnostech materiálu, a proto se považuje za fázi nejdůležitější. Podstatou je ochlazení materiálu z teploty, ve které byl udržován na teplotu okolí. Samotnou strukturu materiálu ovlivní právě rychlost, jakou k tomuto ochlazení dojde (Kolektiv autorů, 1999).

## 1.1 Diagram železo-uhlík

Uhlík má významný vliv na vlastnosti technických slitin železa a zpravidla rozhodujícím způsobem ovlivňuje jejich důležité vlastnosti. Pro odhad vlastností těchto slitin můžeme proto vycházet z rovnovážného diagramu železa s uhlíkem, ze kterého lze určit, které fáze jsou v rovnováze při konkrétním obsahu uhlíku (C) a konkrétní teplotě.

Železo s uhlíkem vytváří vlivem malého průměru atomu uhlíku intersticiální tuhé roztoky s omezením rozpustnosti uhlíku. Při překročení jeho rozpustnosti v tuhém roztoku se uhlík vyloučí jako samostatná fáze. Při nízkém obsahu tvoří uhlík tvrdou sloučeninu Fe-Fe<sub>3</sub>C. Podle soustavy Fe-Fe<sub>3</sub>C tuhnou a chladnou zejména oceli a soustava se označuje jako metastabilní. V případě, že je uhlík vyloučen jako grafit, jedná se o soustavu stabilní, která má význam při tuhnutí a chladnutí litin a surových

želez. Na obr. 2 je znázorněna mechanická analogie metastability, aktivace a stability (Ptáček, 2002).



Obr. 2 Mechanická analogie metastability, aktivace a stability soustavy (Ptáček, 2002)

Na diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C lze sledovat průběh změn při ochlazování slitin železa s různým obsahem uhlíku. Diagram znázorňuje pouze technicky relevantní část obsahu uhlíku do 6,67 %, což odpovídá 100 % obsahu cementitu Fe<sub>3</sub>C. O oceli se jedná pouze, pokud je obsah uhlíku do 2,14 %. Podle příslušné reakce (eutektoidní), která v diagramu železo – uhlík probíhá, lze tuto oblast rozdělit na oceli podeutektoidní < 0,765 % uhlíku, eutektoidní = 0,765 % uhlíku a nadeutektoidní > 0,765 – 2,14 % uhlíku. Jestliže železo obsahuje více, než 2,14 % uhlíku, nazývá se litinou. Litiny se podle probíhající reakce (eutektická) v diagramu železo – uhlík dělí podle obsahu uhlíku na podeutektické litiny < 4,3 % uhlíku, eutektické = 4,3 % uhlíku a litiny nadeutektické s obsahem uhlíku 4,3 – 6,67 % (Kraus, 2013). V metastabilním diagramu železo – uhlík probíhají 3 odlišné typy reakcí:

- 1) Peritektická – probíhající při teplotě 1499 °C. Při této reakci dochází k přeměně taveniny o obsahu uhlíku 0,51 % a tuhého roztoku  $\delta$  ( $\delta$ -ferit) o obsahu uhlíku 0,1 % na tuhý roztok  $\gamma$  (austenit) o obsahu uhlíku 0,16 % (Sojka, 2008).
- 2) Eutektická – probíhající při teplotě 1147 °C. Při této reakci utuhne tavenina o obsahu uhlíku 4,3 % na směs tuhého roztoku  $\gamma$  (austenitu) o obsahu uhlíku

2,14 % a karbidu železa  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit). Tato směs cementitu a austenitu se nazývá ledeburit (Sojka, 2008).

- 3) Eutektoidní – probíhající při teplotě 727 °C. Při této reakci se tuhý roztok  $\gamma$  (austenit) s obsahem uhlíku 0,765 % přemění na směs dvou fází, tedy tuhého roztoku  $\alpha$  (ferit) s obsahem uhlíku 0,02 % a karbidu železa  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit). Tuto směs feritu a cementitu nazýváme perlit (Sojka, 2008).

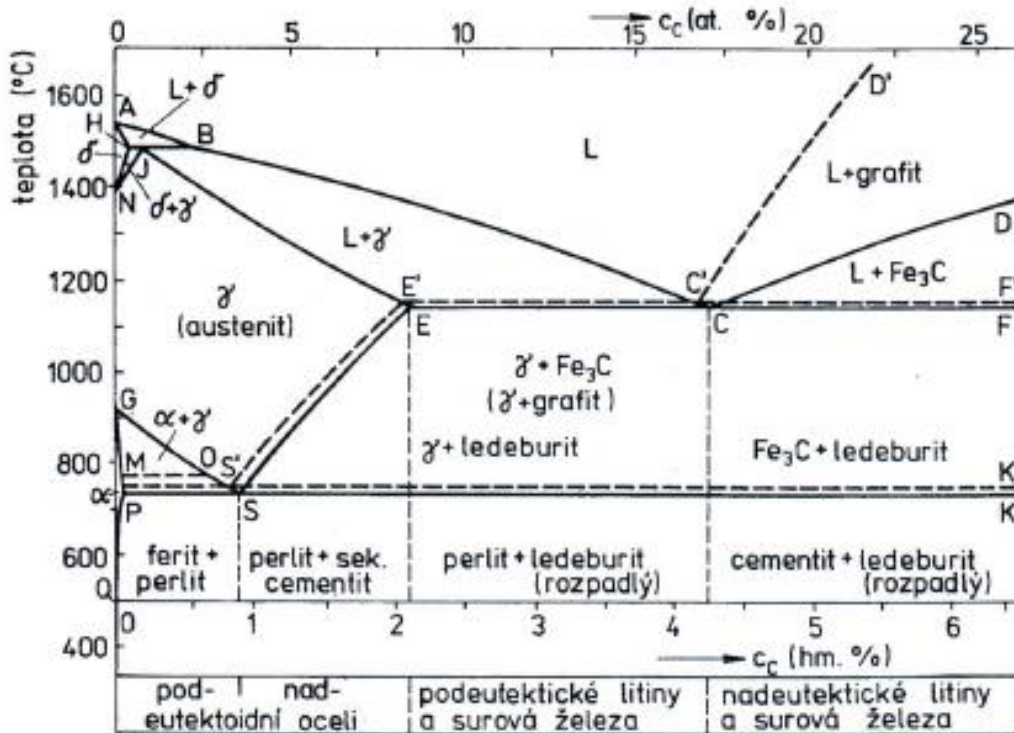
Na ose x jsou v rovnovážném digramu naneseny procentuální koncentrace uhlíku. Osa y znázorňuje teplotu ve °C (obr. 3).

K nejdůležitějším bodům v grafu patří eutektoidní bod S a eutektický bod C.

Nad linií ABCD označovanou také jako likvidus linie se nachází pouze tavenina.

Pod linií AHIECF představující solidus linii se nachází jen ztuhlá slitina.

Mezi liniemi likvidus a solidus se nachází pásmo směsi taveniny a ztuhlého kovu (Řasa, 2007).

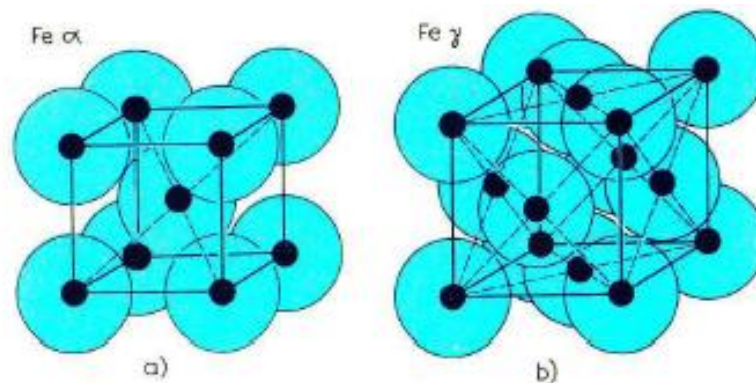


Obr. 3 Rovnovážný diagram  $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$  (Ptáček, 2002)

### 1.1.1 Fázový digram Fe-C

Fázové modifikace jsou určovány uspořádáním atomů v atomové mřížce.

- Železo  $\alpha$  má atomovou mřížku kubickou prostorově středěnou tvořenou devíti atomy. Fáze  $\alpha$  je feromagnetická a existuje pod teplotou 911 °C s maximální rozpustností uhlíku 0,02 %.
- Železo  $\gamma$  má atomovou mřížku kubickou plošně středěnou tvořenou čtrnácti atomy. Fáze  $\gamma$  je paramagnetická a existuje v rozmezí teplot od 910 °C do 1400 °C.
- Železo  $\delta$  ( $\delta$  Ferit) je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\delta$  s atomovou mřížkou kubickou prostorově středěnou. Maximální obsah uhlíku 0,105 % při 1493 °C (Řasa, 2007).



Obr. 4 Krystalická mřížka – a) krychlová prostorově středěná, b) krychlová plošně středěná (Bothe, 1997)

### 1.1.2 Strukturní diagram Fe-C

- Austenit je tuhý roztok uhlíku v železe, v diagramu se nachází v gama oblasti při teplotě nad 723 °C. Austenit je houževnatý a dobře tvářitelný za studena, maximální rozpustnost uhlíku je 2,06 % při teplotě 1147 °C.
- Ferit je nízkoteplotní modifikace železa krystalizující v krychlově prostorově středěné soustavě. Má nízkou pevnost a tvrdost, je tvárný za studena.
- Ledeburit je eutektická směs austenitu a cementitu, vzniká u slitin s obsahem uhlíku vyšším než 2,14 %.
- Perlit vzniká eutektoidní přeměnou austenitu na směs cementitu a feritu, je relativně tvárný a pevný (Řasa, 2007).



## 1.2 Transformační diagramy

Transformační diagramy dynamickým způsobem zachycují a racionálně vyjadřují vzájemné vztahy teploty, času a vznikajících struktur průběhu transformačních procesů při tepelném zpracování kovů a jeho slitin. I dnes, při dokonalé přístrojové technice, rozsáhlé automatizaci a regulaci procesů tepelného zpracování, je konstrukce transformačních diagramů velmi nákladná, avšak jejich přínos vynaložené náklady zcela převyšuje. Transformační diagramy austenitu obsahují údaje o kritických teplotách, polohách začátků a konců přeměny perlitické, bainitické a martenzitické. Pro ocel s konkrétním chemickým složením platí určitý transformační diagram a pro určité podmínky austenitizace – velikost zrn austenitu a jeho homogenita (Jech, 1977).

Transformační diagramy se dělí na:

- IRA diagramy, vyjadřující izotermický rozpad přechlazeného austenitu
- ARA diagramy, vyjadřující anizotermický rozpad přechlazeného austenitu

Následně budou tyto diagramy blíže popsány.

### 1.2.1 Diagramy IRA

Transformační diagramy IRA mají praktický význam při izotermických pochodech tepelného zpracování – izotermické žíhání a izotermické zušlechťování. Principem izotermického žíhání je ohřev slitiny do oblasti austenitizace a následného prudkého ochlazení na určitou teplotu. Tato teplota se udržuje konstantní a sleduje se rozpad austenitu v závislosti na čase.

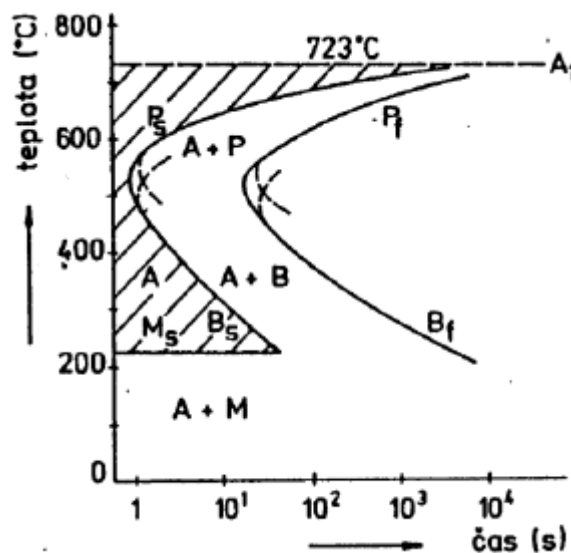
Poloha a tvar křivek IRA diagramu ovlivňuje zejména chemické složení oceli a také stav austenitu. Křivky mají tvar připomínající písmeno C, znázorňují začátek a konec perlitické a bainitické přeměny. Na levé části diagramu je struktura austenitická, vpravo jsou struktury tvořeny buď perlitem, nebo bainitem.

Při vyšších teplotách, v intervalu  $A_1$  a  $550\text{ °C}$ , se austenit rozpadá na lamelární perlit. Čím vyšší je teplota, tím je větší difúzní rychlost uhlíku v austenitu a také lamely perlitu jsou tím větší. Se snižováním teploty rozpadu se lamely perlitu zmenšují a vzniká velmi jemný lamelární perlit - troostit (Ptáček, 2002).

Pokud jsou teploty nižší než 550 °C austenit se rozpadá na bainit. Nejdříve se tvoří horní bainit společně s perlitem, dolní bainit převládá těsně nad teplotami  $M_s$ . Horní bainit má strukturu hrubší a je měkčí než bainit dolní, který vzniká při nižších teplotách.

Martenzitická přeměna bez působení difúze začíná pod teplotou  $M_s$ . Austenit je pod teplotou  $M_s$ , podchlazen a difúze uhlíku zde téměř zcela ustává. Při teplotě  $M_f$  martenzitická přeměna končí. Na polohu bodů  $M_s$  a  $M_f$  (pod 0 °C) má vliv také velikost zrna, obsah přísadových prvků a výše kalící teploty.

Přísadové prvky rozpuštěné v austenitu mimo hliník a kobalt posouvají křivky počátků a konců difuzních přeměn austenitu po časové ose k delším časům. Prvky rozpustné ve feritu (Ni, Cu, Si) nemění tvar diagramu, ale karbidotvorné přísady (např. Mo, Cr, V, W) od sebe oddalují perlitickou a bainitickou oblast a mění i tvar diagramu (Jech, 1977).



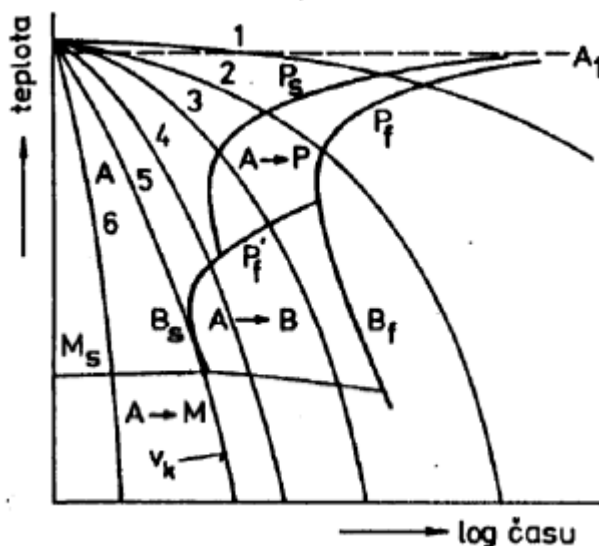
Obr. 5 Diagram IRA (Ptáček, 2002)

### 1.2.2 Diagramy ARA

Diagramy ARA vyjadřují anizotermický rozpad austenitu, který nastává při plynulém ochlazování. Přeměny probíhají podobně jako u izotermického rozpadu austenitu (IRA digram). Na diagramech ARA jsou pro různé ochlazovací rychlosti vyneseny počátky a konce přeměny austenitu a výsledná struktura. Při pomalém ochlazování eutektoidní oceli vzniká perlitická struktura. S rostoucí rychlostí ochlazování se začátek i konec přeměny posouvá k nižším teplotám a kratším časům. Při dosažení určité rychlosti ochlazování vznikne struktura tvořená perlitem a bainitem. Při vyšších rychlostech

ochlazování vzniká struktura martenzitická. Čím se rychlost ochlazování zvětšuje, tím je křivka, která ji znázorňuje, strmější (Jech 1977).

Legující prvky a podmínky austenitizace mají podobný vliv na polohu a tvar jednotlivých křivek diagramů ARA jako u diagramů IRA. Součet legujících prvků u nízkolegovaných ocelí zpravidla nepřesahuje 3 - 5 %. Oceli se legují Cr, Ni, Mo, V, Si z důvodu zvýšení mechanických vlastností, zejména se zvyšuje pevnost a tvrdost, při zachování houževnatosti. Legurami Cr, Mo, V, Ni se také zvyšuje prokalitelnost a prvky Ti, Ta, Nb a V přispívají ke zmenšení sklonu oceli k růstu zrna za vyšších teplot. Díky tomu je možné dosáhnout jemnozrnné struktury (Ptáček, 2002).



Obr. 6 Diagram ARA (Ptáček, 2002)

## 2 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ UHLÍKOVÝCH OCELÍ

Tepelným zpracováním ocelí dochází k významným změnám jejich struktury a vlastností v důsledku fázových přeměn a požadavků na vlastnosti nově vzniklých fází. Vše závisí, nejen na rychlosti ohřevu a rychlosti ochlazování, ale také na teplotě a délce prodlevy.

Základní způsoby tepelného zpracování ocelí jsou:

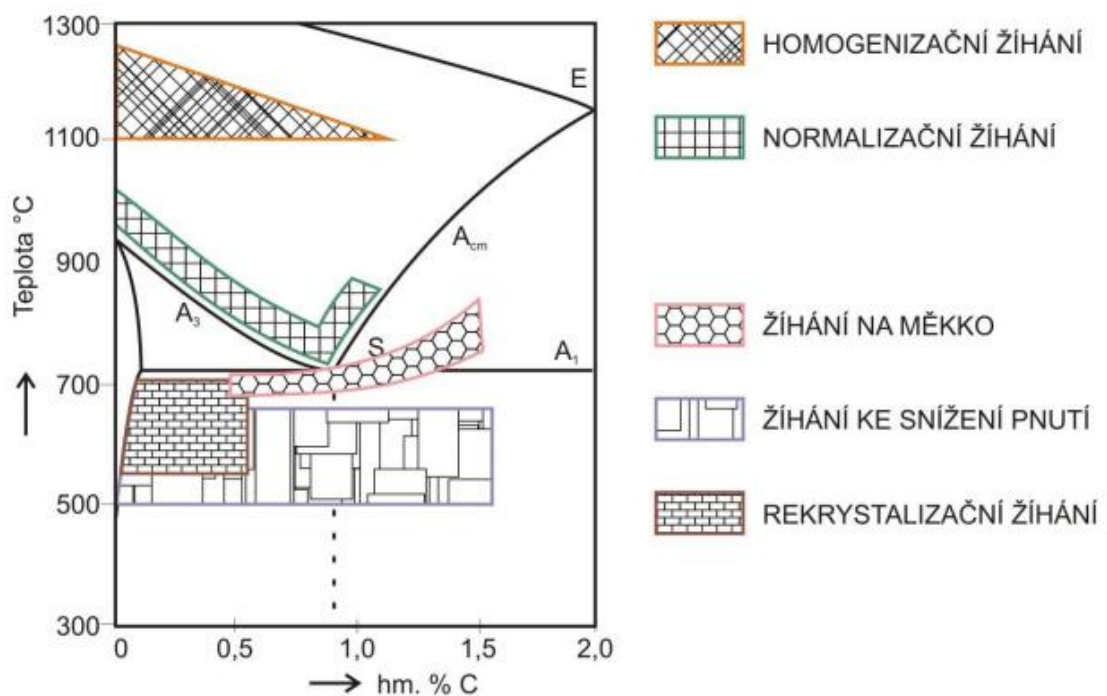
- žihání,
- kalení,
- popouštění,
- zušlechťování,

## 2.1 Žihání

Společným cílem četných způsobů žihání ocelí je zpravidla jejich uvedení do stavu blízkého rovnováze – snaha po dosažení struktur tvořených rovnovážnými fázemi. Proto je pro žihání charakteristický rovnoměrný a pomalý ohřev, dlouhá doba prohřátí a pomalé ochlazování, které nebývá vyšší než ochlazování na klidném vzduchu. Žihání často bývá pro výrobek či polotovar konečnou operací tepelného zpracování. Snižuje tvrdost materiálu, čímž zlepšuje jeho obrobiteľnosť, dále snižuje vnitřní pnutí a způsobuje dosažení žádoucí mikrostruktury. Proces žihání je energicky, tudíž také ekonomicky náročný. Proto je nutné vždy brát ohled na opodstatnění požadavku, toto tepelné zpracování použít (Ptáček, 2002).

Žihání je možno rozdělit podle užití teploty ohřevu do dvou hlavních skupin (obr. 7):

- žihání bez rekrystalizace,
- žihání s rekrystalizací



Obr. 7 Schematické znázorňování režimů žihání v diagramu Fe-C (Váňová, 2011)

### 2.1.1 Žihání bez rekrystalizace

Při žihání bez rekrystalizace žihací teplota nepřekročí teplotu  $A_{c1}$  (s výjimkou žihání na měkko u nadeutektoidních ocelí). Fázové přeměny jsou v tomto případě nevýznamné. Poměr cementitu a feritu se v oceli nemění, mění se však tvar a velikost zrn, koncentrace a rozdělení mřížkových poruch a velikost vnitřního pnutí (Váňová, 2011).

#### 1) Žihání na měkko

Provádí se za účelem snížení tvrdosti oceli, pro lepší obrobitelnost nebo tváření za studena. Žiháním na měkko se získají vhodné mechanické, fyzikální i jiné vlastnosti. Tímto žiháním se dosáhne také vhodné výchozí struktury pro následující kalení a lamelární perlit se mění na lobulární.

Žihání na měkko se u nízkolegovaných ocelí nebo u ocelí s obsahem uhlíku do 0,8 % provádí na teplotě těsně pod bodem  $A_{c1}$ , následuje delší výdrž na této teplotě a pomalé ochlazování v peci. Pokud je výdrž až příliš dlouhá, dochází ke hrubnutí útvarů cementitu.

U ocelí nadeutektoidních, ocelí s vyšším obsahem uhlíku, ocelí výše legovaných, chromových ocelí apod., se žihá při teplotách nad  $A_{c1}$ , doba prodlevy je 2 až 3 hodiny a ochlazování je pomalé. Čím je ochlazování přes kritické hodnoty pomalejší, tím jsou hrubší karbidy a nižší výsledná tvrdost (Fremunt a kol, 1994).

#### 2) Žihání ke snížení pnutí

Provádí se s cílem snížení zbytkových pnutí vzniklých z předchozích operací (svařování, obrábění, válcování, předchozím tepelném zpracování), bez změny struktury a původních mechanických vlastností. Podstatou snížení vnitřního pnutí je přeměna pružné deformace na plastickou. Vnitřní napětí se sníží mikroplastickými deformacemi, protože mez kluzu oceli při teplotě žihání je poměrně nízká a její plasticita zvýšená.

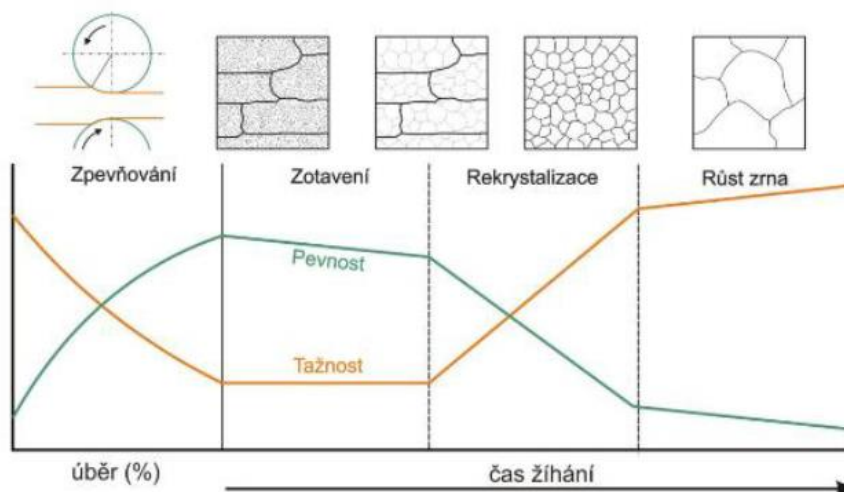
U konstrukčních ocelí se teplota žihání ke snížení pnutí pohybuje v rozmezí 450 až 650 °C. U litin se žihací teplota pohybuje do 550 °C, nízkolegované svařitelné oceli se žihají v rozmezí teplot 530 až 580 °C a u vysokolegovaných ocelí může teplota dosáhnout až 780 °C. Ochlazování z žihací teploty musí být pomalé a děje se rychlostí mezi 50 až 100 °C za hodinu (Macek a kol., 2008).

### 3) Rekrystalizační žihání

Rekrystalizačním žiháním u ocelí dochází k obnovení tvárných vlastností, odstranění protažených zrn a zpevnění, ke vzniku nových feritických zrn, obnově schopnosti plastické deformace po tváření za studena.

V oceli se po tváření za studena zrna feritu deformují ve směru tváření, mají zvýšenou vnitřní energii, materiál je značně zpevněn a plastické vlastnosti jsou nízké. Při ohřevu dochází už při nízké teplotě k zotavení materiálu. Při vyšších teplotách probíhá rekrystalizace, na hranicích zrn vznikají zárodky nových zrn, ve kterých rostou jemná nedeformovaná zrna tak dlouho, dokud nezaujmou celý objem součásti.

Žihací teploty se volí v intervalu 550 až 700 °C, prodleva na této teplotě zpravidla bývá 1 až 5 hodin. Výše žihací teploty nesmí překročit teplotu  $A_{c1}$ , aby nedošlo k rekrystalizaci. Při požadavku jemnější struktury se volí žihací teplota nižší, vyšší žihací teplotou se dosáhne ke zhrubnutí zrna (Pluhař a kol., 1977).



Obr. 8 Etapy rekrystalizačního žihání a proces zpevňování materiálu (Váňová, 2011)

#### 2.1.2 Žihání s rekrystalizací

Žihání s rekrystalizací se provádí pro zajištění zvýšení rovnoměrné struktury ocelí a vyšší homogenitu chemického složení. Při tomto žihání dochází k úplné nebo částečné přeměně výchozí feriticko – cementické struktury na austenit při teplotách nad  $A_{c1}$ . Podeutektoidní oceli se žihají při teplotách nad  $A_3$  a oceli nadeutektoidní při teplotách nad  $A_1$  (Ptáček, 2002).

### 1) Homogenizační žihání

Účelem homogenizačního žihání je vyrovnat co nejvíce nestejnoroďé chemické složení ocelí pomocí difúze. Difúzní pochody probíhají lépe, čím je vyšší teplota. Nestejnoroďost chemického složení se vytváří při chladnutí odlité oceli mezi teplotami likvidu a solidu.

Ocel se při homogenizačním žihání ohřeje na teplotu 1000 až 1250 °C do oblasti austenitu, následuje dostatečně dlouhá výdrž (6 hodin i více) a pomalé ochlazování. Dlouhou výdrží na vysoké teplotě dochází k vyrovnání chemického složení a zrovnoměření struktury. Dochází ale i k oxidaci, na povrchu se vytvářejí okuje a podpovrchové vrstvy se oduhličí. Z tohoto důvodu se už při formování samotného odlitku musí počítat s většími příďavky na opracování. Homogenizačním žiháním dojde ke zhrubnutí zrna austenitu, proto po něm musí následovat normalizační žihání nebo tváření za tepla (Pluhař a kol., 1977).

### 2) Normalizační žihání

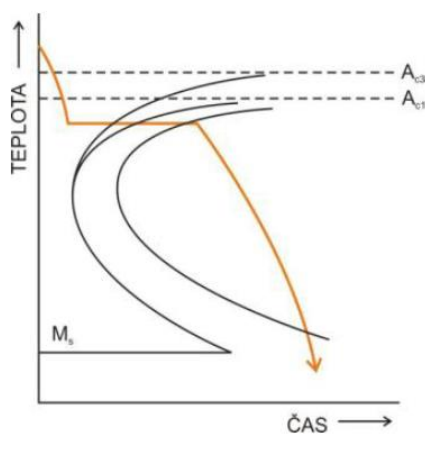
Jedná se o základní druh překrystalizačního žihání, které se používá k odstranění nestejnoroďé struktury, která vzniká následkem předchozího tepelného zpracování. Ohřev probíhá v rozmezí 30 až 50 °C nad teplotou  $A_{c3}$ , ochlazování probíhá na vzduchu, případně v olejové lázni (velké předměty). Toto žihání je vhodné především pro nízkouhlíkové oceli, eutektoidní a podeutektoidní oceli. Využívá se jako přípravná operace před kalením složitějších součástí, před tvářením různých polotovarů za studena, také pro výkovky nebo svařované předměty. Normalizačním žiháním se vytváří stejnoměrně velké zrno. Rovnoměrná a jemnozrnná struktura má vyšší houževnatost a pevnost (Píšek a kol., 1975).

### 3) Izotermické žihání

Cílem izotermického žihání je vytvořit specifickou rovnoměrnou strukturu s jemností perlitu. Fáze ohřevu se provádí při teplotách 20 až 40 °C nad  $A_{c3}$ , popř. pod  $A_{cm}$ , následuje rychlé ochlazení na teplotu kolem  $A_1$ . Jakmile teplota klesne na 600 až 700 °C, udržuje se na této teplotě po dobu, než se austenit zcela přemění na perlit. Ochlazování na teplotu okolí probíhá na vzduchu.

Izotermické žihání se používá převážně u menších výrobků za použití dvou pecí. Jedna pec je určena pro ohřev a druhá pro výdrž na teplotě rozpadu austenitu.

Speciálním případem tohoto žhání je patentování. Patentování má za cíl získat strukturu nejjemnějšího lamelárního perlitu, díky čemuž má materiál výhodné mechanické vlastnosti, tj. vysokou pevnost i tažnost, které jsou důležité pro tváření za studena (Váňová, 2011).



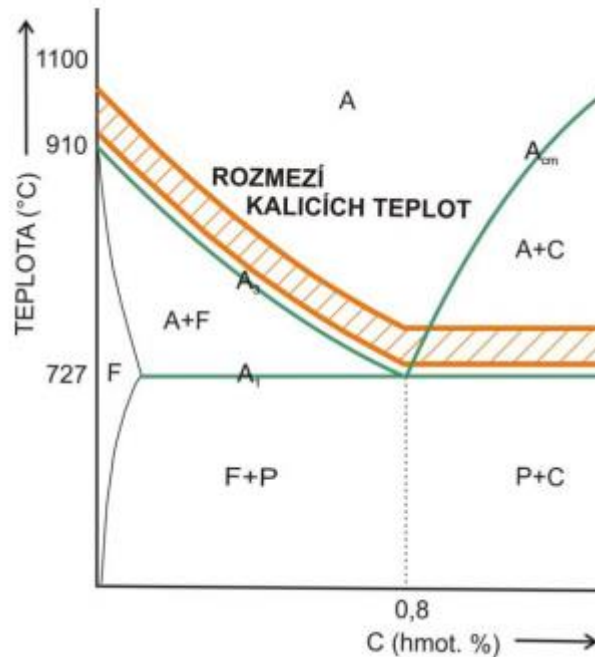
Obr. 9 Schéma izotermického žhání (Váňová, 2011)

## 2.2 Kalení

Účelem kalení je zvýšení tvrdosti oceli vytvořením nerovnovážné struktury. Při kalení se součást ohřeje na austenitizační teplotu, po výdrži na této teplotě následuje ochlazení větší rychlostí než kritickou. Základní strukturou u kalených ocelí je struktura martenzitická nebo bainitická. Požadovaných struktur lze dosáhnout pouze u ocelí s obsahem uhlíku alespoň 0,3 % uhlíku. U ocelí s nižším obsahem uhlíku se vytváří jen malé množství martenzitu, které se v tvrdosti výrazně neprojeví. Oceli s obsahem uhlíku nižším než 0,2 % jsou proto označovány jako nekalitelné.

Ohřev na austenitizační teplotu u podeutektoidních ocelí probíhá při teplotách 30 až 50 °C nad křivkou  $A_{c3}$ , nadeutektoidní oceli se kalí na teplotách 30 až 50 °C nad křivkou  $A_{c1,2}$  (Kraus, 2013).





Obr. 10 Pásmo kalících teplot v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C (Váňová, 2011)

### 2.2.1 Základní pojmy u kalení

U kalení se můžeme setkat s několika základními pojmy, které popisují specifické vlastnosti oceli spojené s kalením, jako jsou:

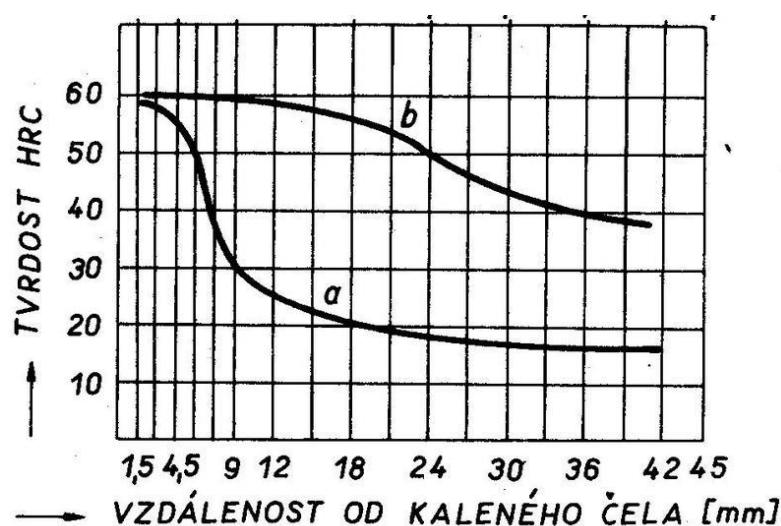
#### Kalitelnost

Kalitelnost je schopnost oceli dosáhnout kalením zvýšení tvrdosti, přičemž nejvyšší dosažitelná tvrdost oceli po kalení je závislá především na obsahu uhlíku. Jak již bylo zmíněno u ocelí s nízkým obsahem uhlíku nelze dosáhnout vysoké tvrdosti, proto považujeme teprve uhlíkové oceli obsahující více než 0,35 % uhlíku za dobře kalitelné (Jech, 1977).

#### Prokalitelnost

Prokalitelnost je schopnost oceli po kalení v určité hloubce pod povrchem dosáhnout tvrdosti odpovídající kalitelnosti dané oceli při 50 % martenzitu ve struktuře. Hodnota prokalitelnosti se určuje vztahem mezi kritickou rychlostí kalení a skutečnou rychlostí ochlazování daného předmětu, která se zvětšuje s rostoucí intenzitou odvodu tepla zvoleným kalícím prostředím, se zvětšujícím se poměrem povrchu k objemu kalené součásti a se zvyšující se tepelnou vodivostí oceli. Prokalitelnost je v první řadě závislá

na tvaru diagramu ARA. Prokalitelnost je významná materiálově-technologická charakteristika a k jejímu určení se používá mnoha metod. V současnosti je nejpoužívanější zkouškou čelní zkouška prokalitelnosti (Jominyho zkouška, ČSN 42 0447), která je vhodná především pro oceli se střední prokalitelností. Podstata této zkoušky spočívá v austenitizaci standardizovaného válcového tělesa a v definovaném ochlazování čela daného vzorku proudem vody. Po zakalení se na válcovém povrchu vybrousí dvě protilehlé plošky do hloubky 0,4 mm, na kterých se po celé délce změří tvrdost HRC nebo HV (Ptáček, 2002). Výsledkem Jominyho zkoušky je tzv. křivka prokalitelnosti, udávající závislost tvrdosti na vzdálenosti od ochlazovaného čela (obr. 11).



Obr. 11 Schematické znázornění křivek prokalitelnosti a) uhlíkové a b) legované oceli (Ptáček, 2002)

### Zakalitelnost

Zakalitelnost se zpravidla hodnotí tvrdostí dané oceli po zakalení. Její maximální dosažitelná hodnota je určena tvrdostí martenzitu, která závisí především na obsahu uhlíku v austenitu. Zakalitelnost lze stanovit na kterémkoli vzorku, který byl ochlazován nadkritickou rychlostí (Kraus, 2013). Kalitelnost a zakalitelnost jsou mimo chemické složení oceli závislé na stavu austenitu před kalením (velikost zrna, homogenita, přítomnost minoritních fází).

### 2.2.2 Kalící prostředí

Optimálním kalícím prostředím je takové prostředí, které umožňuje ochlazování příslušných objemů rychlostí, jen o málo překračující kritickou rychlost. Nadměrně velká ochlazovací rychlost vede ke zvětšování úrovně vnitřních teplotních a strukturních pnutí. Ochlazovací prostředí by optimálně mělo mít ochlazovací účinnost vysokou v oblasti perlitické přeměny a naopak relativně nízkou v oblasti martenzitické. Ochlazovací účinnost především závisí na tepelné vodivosti, viskozitě kalícího prostředí a na měrném a výparném teple (Driml, 2002).

Druhy kalícího prostředí:

#### 1) Voda

Voda je nejstarším, nenáročným, nehořlavým a levným kalícím prostředím. Je nutné rozlišovat, jakou vodou (vodní sprcha, klidná voda, proudící voda) a při jaké teplotě kalíme. Ponořením součásti ohřáté na teplotu kalení se kolem ní vytvoří tzv. parní polštář, který ochlazování zpomaluje. Ochlazování v tomto stádiu není nejrychlejší. Po ochlazení na teplotu asi 400 °C se parní polštář poruší a nastane intenzivní ochlazování prudkým varem vody. Při třetím stádiu intenzita ochlazování opět klesá. Nejvyšší účinnosti dosahuje vodní sprcha.

#### 2) Olej

Olej je mírnějším prostředím než voda, i když ochlazování v olejích probíhá podobně, jen s tím rozdílem, že parní film se dříve poruší a maximum ochlazovacích rychlostí leží okolo 500 °C. V oblastech martenzitické přeměny bývá u olejů rychlost ochlazování asi desetkrát menší než u vody. Jelikož se ke kalení využívá převážně minerálních olejů, musí být kalící olejové lázně ohřáté zpravidla na 50 °C.

#### 3) Roztavené solné lázně

Toto prostředí na rozdíl od předchozích dokáže zajistit plynulé ochlazování. To znamená, že v prvním stádiu bude jejich ochlazovací rychlost vyšší a postupně bude klesat s klesajícím teplotním rozdílem mezi předmětem a lázní. Nejdříve probíhá intenzivní ochlazování a později jsou v martenzitické oblasti tyto přeměny pomalejší.

#### 4) Vzduch

Vzduchem se kalí hluboko prokalitelné oceli, např. oceli rychlořezné, u kterých je velmi malé vnitřní pnutí. S kalením na vzduchu je však spojeno nebezpečí oduhličení, proto se takto kalí zejména rozměrné předměty.

#### 5) Roztavené kovové lázně

Méně často používaný způsob kalícího prostředí. Průběh ochlazování této metody je podobný jako u roztavených solních lázní (Driml, 2002).

### 2.2.3 Druhy kalení

Kalení lze rozdělit na dva hlavní druhy podle vzniklé konečné struktury – martenzitické a bainitické kalení.

#### 2.2.3.1 Martenzitické kalení

Martenzit vzniká při dostatečně rychlém ochlazení austenitu, jedná se o silně přesycený tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$  (feritu).

##### 1) Kalení nepřetržitě

Jedná se o nejjednodušší a nejčastěji používaný způsob kalení. Hlavní předností tohoto způsobu kalení je jeho technologická nenáročnost a relativně nízká cena. Hlavní nedostatek spočívá ve vysoké úrovni vnitřních pnutí, zejména po kalení do vody, a následných deformacích až praskání kalených předmětů. Při běžném způsobu spočívá ohřev předmětu na teplotu vyšší než  $A_{c3}$ , ve výdrži na této teplotě a v ochlazení v kalícím prostředí (voda, olej, vzduch), jehož teplota je nižší než teplota počátku martenzitické přeměny.

##### 2) Přerušované (lomené) kalení

Přerušované kalení probíhá tak, že se ochlazuje ve dvou studených lázních po sobě. Z první lázně se předmět vyjme až po takové době, kdy je jeho teplota o něco vyšší než teplota  $M_s$  dané oceli. Ve druhé lázni s menším ochlazovacím účinkem proběhne dochlazení v oblasti martenzitické přeměny. Nevýhodou lomeného kalení je stanovení správného okamžiku pro přemístění z vody do oleje, čímž se zmenší vnitřní pnutí proti vnitřnímu pnutí, při prostém kalení do vody. Tento typ kalení se používá u složitějších předmětů zhotovených z ocelí kalitelných do vody.

### 3) Termální kalení

Tímto způsobem kalení se snižuje pnutí a deformace v kaleném předmětu. Postup termálního kalení spočívá v martenzitickém kalení s vyšší rychlostí ochlazování, než je rychlost kritická, v teplé lázni na teplotu nad  $M_s$ . Následuje výdrž až do vyrovnání teploty, pokud možno v celém průřezu kaleného předmětu, bez toho, aby nastala přeměna na bainit a dochlazení na teplotu okolí. Termální kalení je vhodné pro kalení především slabších dílců, aby čas, který je k dispozici, stačil na vyrovnání teploty.

### 4) Kalení se zmrazováním

Účel tohoto způsobu kalení spočívá v zmenšení množství zbytkového austenitu a tím zvýšení tvrdosti a zlepšení rozměrové stability. Probíhá v co nejkratší době po martenzitickém kalení, a je důležité pro ocele, které mají teplotu  $M_f$  nižší než  $0\text{ }^\circ\text{C}$ . Ke zmrazování se jako ochlazovací médium obvykle využívá směs lihu a tuhého oxidu uhličitého (suchý led  $-80\text{ }^\circ\text{C}$ ) nebo tekutého dusíku ( $-196\text{ }^\circ\text{C}$ ) (Filípek, 1988).

#### **2.2.3.2 Bainitické kalení**

Bainit vzniká rozpadem přechlazeného austenitu v širokém rozmezí teplot a koncentrací uhlíku. Z hlediska mikrostruktury je definován jako nerovnovážná nelamelární směs karbidů a feritu.

### 1) Kalení izotermické bainitické

Izotermické kalení má za úkol získat požadované mechanické hodnoty přímo po kalení, bez následujícího popouštění. Izotermicky kalená ocel má proti stejné kalené a popouštěné oceli vyšší vrubovou houževnatost a mez únavy. Také nebezpečí vzniku trhlin a zbytkové pnutí je při tomto způsobu tepelného zpracování minimální (Koukal a kol., 2009).

Podle teploty izotermické výdrže rozlišujeme dva typy tohoto způsobu kalení:

- izotermické zušlechťování – zakalená ocel se již nepopouští, izotermická výdrž je v oblasti přeměny austenitu na horní bainit
- izotermické kalení – kalení do teplé lázně, zakalená ocel se zpravidla popouští, izotermická výdrž je v oblasti teplot těsně nad  $M_s$

## 2.3 Popouštění

Účel popouštění spočívá především ve snížení vnitřního pnutí a tím zvýšení houževnatosti zakalené oceli při snížení její tvrdosti. Pokles tvrdosti oceli odpovídá nárůstu houževnatosti. Popouštění je tedy ohřev kaleného předmětu na teplotu pod  $A_1$ , s následnou výdrží na této teplotě za účelem vytvoření struktur bližších k rovnovážnému stavu u oceli s martenzitickou nebo bainitickou strukturou, a další ochlazení na teplotu okolí vhodným způsobem pro danou ocel. Fázové přeměny, ke kterým při popouštění dochází, se týkají především martenzitu a zbytkového austenitu. Podle teplot, při kterých popouštění kalené oceli probíhá, se obvykle rozlišují čtyři stádia popouštění, i když teplotní hranice mezi nimi nelze jednoznačně vymezit (Jech, 1977).

### 1) První stádium popouštění (do cca 200 °C)

V tomto stádiu dochází k rozpadu uhlíkem silně přesyceného tuhého roztoku  $\alpha$  tetragonálního martenzitu na nerovnovážný karbid  $\epsilon$  ( $Fe_{2,4}C$ ) a nízkouhlíkový martenzit (cca 0,25 % C). Produkt vzniklý v první stádiu popouštění se označuje popouštěný (kubický) martenzit, který je doprovázený mírným snížením vnitřních pnutí.

### 2) Druhé stádium popouštění (cca 200 až 300 °C)

V tomto stádiu probíhá rozpad zbytkového austenitu v bainitickou strukturu. Nejvýznamnější změnou vlastností je zvětšení měrného objemu oceli a další snížení tvrdosti.

### 3) Třetí stádium popouštění (cca nad 250 °C)

V tomto stádiu vzniká rovnovážný tuhý roztok  $\alpha$  – ferit. Nízkouhlíkový martenzit se přeměňuje ve ferit postupným snižováním obsahu uhlíku v tuhém roztoku  $\alpha$  a dále snižuje tvrdost a zvyšuje houževnatost a tvárnost. Výsledkem pochodu je feriticko-cementická struktura, nazývaná jako sorbit.

### 4) Čtvrté stádium popouštění (cca nad 500 °C)

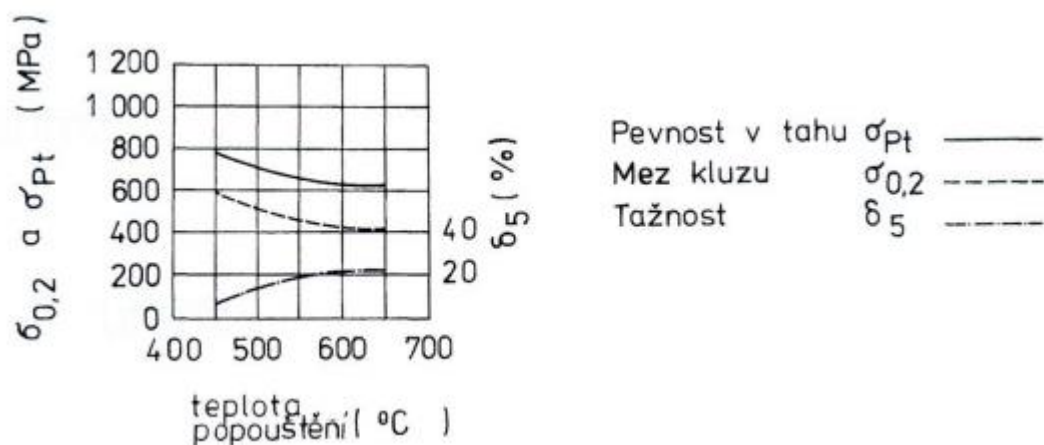
V tomto stádiu dochází k postupnému hrubnutí částic cementitu, dochází k rekystalizaci a hrubnutí feritického zrna. Tvrdost oceli i nadále klesá, zvětšuje se

houževnatost a plasticita oceli. Struktura získaná v tomto rozmezí za nižších teplot, je sorbit, za nejvyšších teplot vzniká zrnitý perlit (Kraus, 2013).

## 2.4 Zušlechťování

Zušlechťování lze definovat jako popouštění při vysokých teplotách nejčastěji v rozmezí 400 až 600 °C, při kterém dochází k optimální kombinaci pevnostních vlastností, houževnatosti a plasticity. Tuto kombinaci mechanických vlastností zaručuje sorbitická struktura, vznikající ve 3., respektive 4. stádiu popouštění. S narůstající teplotou popouštění se pevnost i mez kluzu u oceli snižují a narůstají její plastické vlastnosti, prodloužení a zúžení. Zároveň narůstá i vrubová houževnatost. Mechanické vlastnosti dosažené popouštěním kalených ocelí určitého typu při různých teplotách se zakreslují do tzv. zušlechťovacích diagramů. Norma ČSN 41 2050 tyto diagramy označuje jako popouštěcí (obr. 12). Je důležité zvažovat to, že zušlechťená vrstva je pouze prokalená vrstva.

Ze zušlechťovacích diagramů lze zjistit dobré informace i pro popouštění strojních součástí větších průřezů, které nejsou zcela prokaleny. Reálně dosažená pevnost a mez kluzu je v těchto případech nižší, než je uvedena v diagramu, protože se s narůstající teplotou popouštění pomaleji snižují. Popouštěním dochází k vyrovnání rozdílů mechanických hodnot okrajových vrstev a neprokaleného jádra (Ptáček, 2002).

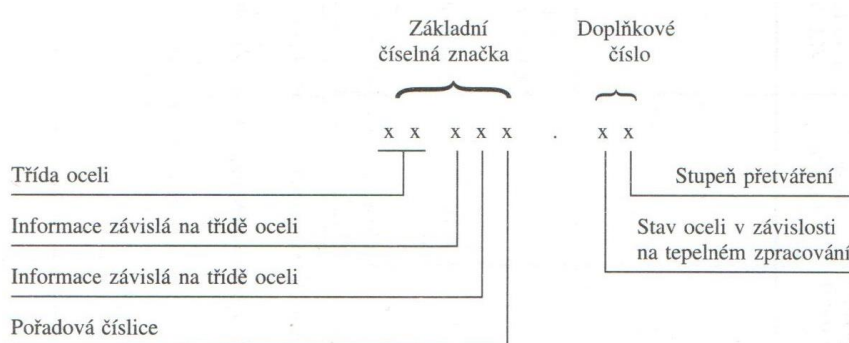


Obr. 12 Popouštěcí diagram (ČSN 41 2050)

### 3 ROZDĚLENÍ OCELÍ

Číselné označování a rozdělení ocelí bylo přizpůsobeno evropským normám, původní norma ČSN 42 0002 byla přepracována a s účinností od 1. 7. 1994 nahrazena normou ČSN EN 10020. V této normě jsou obsaženy definice a rozdělení ocelí. V České republice byl doposud zpracován převod označování z ČSN 42 002 na ČSN EN 10020 pouze u korozivzdorných ocelí. Pro styk se zahraničními partnery je nutné důsledně používat značení podle evropských norem, u tuzemských podniků je povoleno používat označení ocelí dle původní normy ČSN 42 002.

Výběr z ČSN EN 10 020 (42 0002), účinný od 1. 7. 2001. Oceli ke tváření se označují číselně, toto označení se skládá ze základní číselné značky a doplňkového čísla odděleného tečkou (Bothe, 1979).



Obr. 13 Schéma číselného označování ocelí (Leinveber a Vávra, 2008)

Základní číselná značka je pětimístné číslo, které označuje základní materiál (obr. 13). První číslicí v základní značce je číslo 1 a označuje tvářenou ocel. Druhá číslice ve spojení s první číslicí označuje třídu oceli (Tab. 1). Třetí a čtvrtá číslice mají různý význam podle třídy oceli, doplňkové číslo se skládá z jedné nebo dvou doplňkových číslic (Bothe, 1979).

Podle stupně legování, který je dán součtem středních obsahů legovacích prvků, se oceli také rozdělují na:

- nelegované (uhlíkové) s maximálním obsahem prvků (%) 0,9 Mn, 0,5 Si, 0,3 Cr, 0,5 Ni, 0,3 Cu, 0,2 W, 0,2 Co, ostatní, tj. Mo, V, Ti, Al, Nb, Zr a Pb jednotlivě 0,1. Nelegované oceli jsou slitiny železa s uhlíkem s nižším obsahem, než je 2,14 %. Především obsah uhlíku určuje vlastnosti nelegovaných ocelí.



- legované – střední obsah kteréhokoliv z výše uvedených prvků, přesahující uvedené hodnoty, jedná se obvykle o úmyslně přidané prvky (Leinveber a Vávra, 2008)

Podle středního nebo maximálního obsahu uhlíku se nelegované oceli rozdělují podle (Tab. 2).

Tab. 1 Rozdělení oceli do tříd – význam prvního dvojčíslí (Leinveber a Vávra, 2008)

Třída oceli	Oceli podle		Charakteristika oceli, legovací prvky	
	použití	stupně legování		
10	Konstrukční	Nelegované	Předepsané hodnoty mechanických vlastností, chemické složení není předepsáno	
11			Předepsané hodnoty mechanických vlastností a obsah C, P, S popř. (P+S) i dalších prvků	
12			Předepsaný obsah C, Mn, Si, P popř. (P+S) i dalších prvků	
13		Legované	Nizkolegované	Legovací prvky: Mn, Si, Mn - Si, Mn - V
14				Legovací prvky: Cr, Cr - Al, Cr - Mn, Cr - Si, Cr - Mn - Si
15				Legovací prvky: Mo, Mn - Mo, Cr - Mo, Cr - V, Cr - W, Mn - Cr - V, Cr - Mo - V, Cr - Si - Mo - V, Cr - Mo - V - W
16			Nizkolegované a středně legované	Legovací prvky: Ni, Cr - Ni, Ni - V, Cr - Ni - Mn, Cr - Ni - V, Cr - Ni - W, Cr - Ni - Mo, Cr - V - W, Cr - Mo - V - W
17	Středně legované a vysokolegované	Legovací prvky: Cr, Ni, Cr - Ni, Cr - Mo, Cr - V, Cr - Al, Cr - Ni - Mo, Cr - Ni - Ti, Cr - Mo - V, Mn - Cr - Ni, Mn - Cr - Ti, Mn - Cr - V, Cr - Ni - Mo - V, Cr - Ni - Mo - W, Cr - Ni - Mo - Ti, Cr - Ni - V - W, Cr - Ni - W - Ti atd.		
19	Nástrojové	Nelegované	Předepsaný obsah C, Mn, Si, P, S	
		Legované (nizko, středně, vysoko)	Legovací prvky: Cr, V, Cr - Ni, Cr - Mo, Cr - Si, Cr - V, Cr - W, Cr - Al, Cr - Ni - W, Cr - Si - V, Cr - Mo - V, Cr - V - W, Cr - Ni - Mo - V, Cr - V - W - Co, Cr - Ni - Mo - W, Cr - Ni - V - W atd.	

Tab. 2 Rozdělení oceli podle obsahu uhlíku (Leinveber a Vávra, 2008)

Ocel	Obsah C (%)
nízkouhlíková	do 0,25
středněuhlíková	od 0,25 do 0,60
vysokouhlíková	nad 0,60

Význam třetí, čtvrté a páté číslice se mění v závislosti na konkrétní třídě oceli. Způsob číslování jednotlivých tříd je uveden níže.

### Oceli třídy 10

U oceli třídy 10 tvoří v číselné značce třetí a čtvrtá číslice dvojčíslí, které vyjadřuje u konstrukčních ocelí nejmenší pevnost v tahu v 10 MPa. Výjimku tvoří oceli 10 000 a 10 004, kde druhé dvojčíslí 00 značí tzv. obchodní jakost. Pátá číslice je ve většině případů číslicí pořadovou.

### Oceli třídy 11

Dvojčíslí dané třetí a čtvrtou číslicí v číselné značce oceli vyjadřuje stejně jako u třídy 10 nejmenší pevnost v tahu v 10 MPa. U ocelí třídy 11 tvoří výjimku tzv. automatové oceli (oceli obzvláště vhodné pro obrábění). U těchto ocelí je třetí číslice 1, kdežto čtvrtá číslice značí průměrný obsah uhlíku v desetínách %, zaokrouhlený na nejbližší celé číslo. Pokud je střední obsah uhlíku nižší než 0,1 %, je čtvrtou číslicí 0. Pátá číslice je i u této třídy oceli většinou pořadová.

### Oceli třídy 12 až 16

Třetí číslice těchto tříd nelegovaných a nízkolegovaných ocelí vyjadřuje součet průměrného obsahu přísad jednotlivých přísadových prvků (kromě uhlíku) v procentech, zaokrouhlený na nejbližší celé číslo. U ocelí třídy 12 je tedy třetí číslicí 0. Čtvrtá číslice vyjadřuje průměrný obsah uhlíku v desetínách procenta, zaokrouhlený nad 3 setiny výše na nejbližší vyšší celé desetinné číslo. Do 2 setin se zaokrouhluje na nejbližší nižší celé číslo. Pro lepší orientaci je uveden příklad: průměrný obsah C 0,23 % se zaokrouhlí na 0,3 a čtvrtá číslice tedy bude 3. U těchto tříd ocelí pátá číslice přesněji rozlišuje oceli určitého druhu.

### Oceli třídy 17

Oceli třídy 17 jsou oceli vysokolegované, u kterých je označování složitější. Třetí číslici udává typ legování oceli jednotlivými legovacími prvky nebo skupinou hlavních legovacích prvků dle (Tab. 3). Čtvrtá číslice v základní číselné značce oceli třídy 17 vyjadřuje stupeň bohatosti přísadových prvků, pátá číslice je číslice pořadová.

Tab. 3 Význam třetí číslice u oceli třídy 17 (Feron, a.s., 2004)

Číselná značka	Význam třetí číslice
17 0xx	Oceli chromové
17 1xx	Oceli chromové s dalšími přísadovými prvky (Al, Mo, Ni)
17 2xx	Oceli chromniklové, popř. stabilizované (Ti, Nb)
17 3xx	Oceli chromniklové, popř. stabilizované (Ti, Nb) a s dalšími přísadovými prvky (Mo, V, W., aj.)
17 4xx	Oceli manganochromové, manganochromniklové
17 5xx	Oceli niklové
17 6xx	Oceli manganové
17 7xx	Volné
17 8xx	
17 9xx	
..	

### Oceli třídy 19

U ocelí třídy 19 vyjadřuje třetí číslice v základní číselné značce jednak nelegované oceli, jednak typ legování oceli jednotlivými legovacími prvky nebo skupinou hlavních legovacích prvků podle tabulky 4. Čtvrtá číslice u této třídy oceli má pořadový význam, pátá číslice je opět pořadová (Bothe, 1979).

Tab. 4 Význam třetí číslice u oceli třídy 19 (Feron, a.s., 2004)

Číselná značka	Význam třetí číslice	
19 0xx	Dvojcísli zde 3. A 4. Číslice vyjadřuje u nelegovaných ocelí střední obsah uhlíku	Nástrojové oceli uhlíkové
19 1xx		
19 2xx		
19 3xx	Oceli manganové, křemíkové, vanadové	Nástrojové oceli legované
19 4xx	Oceli chromové	
19 5xx	Oceli chrommolybdenové	
19 6xx	Oceli niklové	
19 7xx	Oceli wolframové	
19 8xx	Oceli rychlořezné	
19 9xx	Speciální oceli	

Kromě základního pěticiferného čísla se používají při označování oceli ještě doplňkové číslice. Doplňkové číslice jsou od základní číselné značky odděleny tečkou. První doplňková číslice vyjadřuje stav oceli v závislosti na tepelném zpracování, druhá doplňková číslice značí stupeň tváření za studena (Bothe, 1979).

Tab. 5 Význam doplňkových číslic (Leinveber a Vávra, 2008)

První doplňková číslice <sup>1)</sup>	Stav oceli (druh tepelného zpracování)	Druhá doplňková číslice <sup>2)</sup>	Stupeň přetváření		
			pásky válcované zastudena	plechy válcované	
				zatepla	zastudena
1 × × × × 0	tepelně nezpracovaný	1 × × × × × 0	dále nepřeválcováno	dále nepřeválcováno	
1 × × × × 1	normalizačně žháný	1 × × × × × 1	lehce převálcováno	lehce převálcováno	
1 × × × × 2	žháný (s uvedením způsobu žhání)	1 × × × × × 2	1/4 tvrdý		
1 × × × × 3	žháný na měkko	1 × × × × × 3	1/2 tvrdý		
1 × × × × 4	kalený nebo kalený a popouštěný při nízkých teplotách, po rozpouštěcím žhání (jen u austenitických ocelí)	1 × × × × × 4	3/4 tvrdý		
		1 × × × × × 5	4/4 tvrdý		
		1 × × × × × 6	5/4 tvrdý		
1 × × × × 5	normalizačně žháný a popouštěný	1 × × × × × 7	netvoří se při něm čtyřlístky (pásky jsou zpracovány se zřetelem na omezení anizotropie mechanických vlastností materiálů – omezení tvorby cípů); mechanické vlastnosti jako u měkce žháného materiálu		
1 × × × × 6	zúšlechťený na dolní pevnost obvyklou u příslušné oceli	1 × × × × × 8	zpracováno podle zvláštního předpisu		
1 × × × × 7	zúšlechťený na střední pevnost obvyklou u příslušné oceli				
1 × × × × 8	zúšlechťený na horní tvrdost obvyklou u příslušné oceli				
1 × × × × 9	stavy, které nelze označit číslicemi 0 až 8	1 × × × × × 9	zpracováno podle dohodnutého předpisu		

## 4 EXPERIMENT

Experiment spočívá v ověřování různých druhů tepelného zpracování a vlivu agresivního prostředí na změnu mechanických vlastností eventuálně strukturu oceli 12 050.

### 4.1 Metodika

Po zvolení vhodného materiálu pro tento experiment byly z tabulového plechu vodním paprskem zhotoveny tahové destičky. Tahové destičky byly rozděleny do čtyř skupin po pěti kusech. Následně byla každá skupina tepelně ovlivněna odlišným způsobem. Po tepelném zpracování byla na všech vzorcích změřena tvrdost materiálu. Z každé skupiny byla část vzorků vystavena urychleným korozním podmínkám – solné mlže. Po 720 hodinách byly zkušební vzorky z korozní komory odebrány a stanovil se jejich hmotnostní úbytek v  $g \cdot m^2$ . Následovala zkouška tahem u všech vzorků, během které byl změřen záznam akustické emise. Tahovou zkouškou byla zjištěna pevnost v tahu  $R_m$ , kontrakce  $Z$  a prodloužení  $A$ . V závěru experimentu byly porovnány a vyhodnoceny závislosti mechanických vlastností materiálu na tepelném zpracování i na korozní degradaci.

### 4.2 Experimentální materiál

K experimentu bylo nutné zvolit materiál vhodný k tepelnému zpracování. V našem případě byla zvolena konstrukční ocel třídy ČSN 12 050, která je podle normy ČSN 42 2050 vhodná k zušlechťování a povrchovému kalení. Konkrétně se jedná o plech válcovaný za studena na tloušťku 1,5 mm. Norma ČSN 42 2050 také omezuje chemické složení polotovaru (Tab. 6).

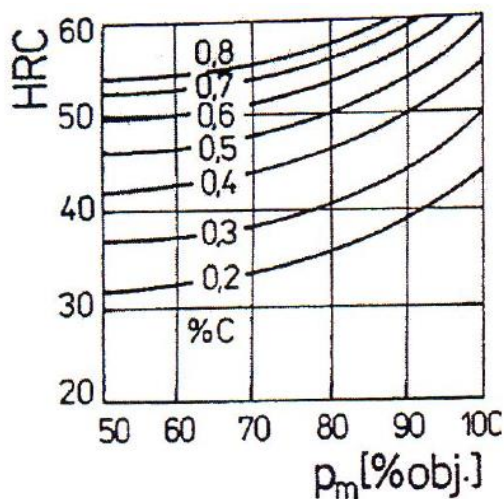
Tab. 6 Chemické složení oceli podle ČSN 42 2050 (ČSN 42 2050)

Chemické složení [%]	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S
	0,42 až 0,5	0,5 až 0,8	0,17 až 0,37	max. 0,25	max. 0,3	max. 0,3	max. 0,04	max. 0,04

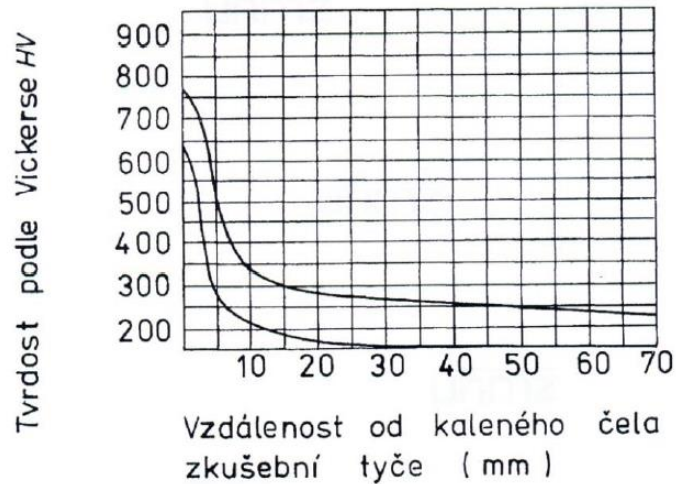
Tato konstrukční nelegovaná ocel je vhodná na hřídele turbokompresorů, těžních strojů, elektromotorů, dynam, čerpadel, na větší ozubená kola, šneky, ozubené věnce, rotory šroubových kompresorů, automobilové klikové hřídele, ojnice, páky řízení, závěsy pružin, čepy, šrouby, lamely spojek, vřetena, plunžry, dopravní válečky, kladičky, lůžka, zarážky, kolíky, různé spojovací součásti, vahadla, frézovací trny, západky, upínací a stavebnicové části nástrojů.

Svařitelnost této oceli je vlivem obsahu C 0,42 – 0,5 % obtížná. V přechodovém pásmu mezi materiálem součásti a materiálem sváru dochází k částečnému nebo úplnému zakalení oceli, čímž dochází i ke zkřehnutí přechodové oblasti (*Leinveber a Vávra, 2008*).

Na obr. 15 je vidět pás prokalitelnosti pro danou ocel. Prokalitelnost oceli je dána hloubkou zakalení pod povrchem, kde se vyskytuje 50 % martenzitu. Tvrdost uhlíkové oceli s 0,5 % C v místech s 50 % martenzitu je přibližně 47 HRC (obr. 14). Tvrdosti 47 HRC podle tabulek odpovídá tvrdost 480 HV – této tvrdosti u oceli 12 050 v pásu prokalitelnosti hloubka 2,5 až 5 mm. V našem případě bude plech o tloušťce 1,5 mm po zakalení obsahovat pouze tetragonální martenzit, zbytkový austenit a globulární karbidy, které bývají produktem žíhání na měkko.



Obr. 14 Závislost tvrdosti na podílu martenzitu a na obsahu uhlíku v oceli (*Macek a kol., 1986*)



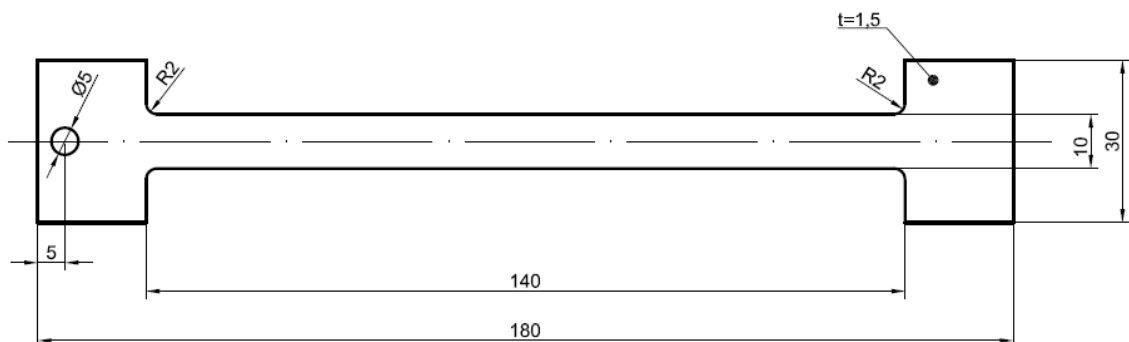
Obr. 15 Pás prokalitelnosti oceli třídy 12 050 (ČSN 41 2050)

### 4.3 Výroba vzorků

Tahové destičky byly vyrobeny ve firmě Kovo Staněk s.r.o. Z tabulového plechu o síle 1,5 mm byly podle zadaného výkresu vyřezány vodním paprskem tahové destičky. K výrobě bylo nutné využít vodního paprsku, neboť při využití laseru by došlo k nežádoucímu tepelnému ovlivnění materiálu. Každý vzorek byl také označen do pravého horního rohu vyražením příslušného čísla. Všechny tahové destičky měly stejné rozměry i tloušťku, tak, aby zkouška tahem proběhla na identických destičkách.



Obr. 16 Ukázka označení vzorků (autor)



Obr. 17 Výkres použité tahové destičky (autor)



## 4.4 Tepelná expozice

Zkoumaný materiál ocel třídy 12 050, jak již bylo popsáno výše je vhodný ke kalení a zušlechťování. Z tohoto důvodu byly do experimentu zařazeny níže uvedené ověřované stavy oceli 12 050 (plech o síle 1,5 mm):

- 1) **12 050.2 Rekrystalizačně žíhaný (dodaný stav)**
- 2) **12 050.4 Kalený**
- 3) **12 050.6 Zušlechtěný na dolní pevnost obvyklou u oceli 12 050**
- 4) **12 050.8 Zušlechtěný na horní pevnost obvyklou u oceli 12 050**

Tab. 7 Doporučené teploty pro tepelné zpracování (ČSN 42 2050)

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

U oceli 12 050 zušlechťování spočívá v zakalení materiálu na martenzit a vysokoteplotní popouštění při teplotách 450 – 650 °C. Čím je ocel po popouštění tvrdší (pevnější), tím je větší odolnost vůči únavě. S tvrdostí oceli však klesá její houževnatost. Tepelné zpracování proběhlo ve školní laboratorní elektrické muflové peci MP05 – 1.1.

### 4.4.1 Pec MP05 – 1.1

Laboratorní pec má plášť z ocelového plechu, skládá se ze dvou částí spojených šrouby. Ve spodní části pláště se nachází ovládání a řízení pece, v horní části je keramická mufla s topným vinutím a tepelnou izolací. Topné vinutí je připevněno přes kontakty



stykače a teplotu v peci snímá termočlánek PtRh – Pt. Cívka stykače se ovládá dveřním spínačem a ochranným obvodem regulátoru.

Technické parametry pece:

- Napájení: 230 V, 50 Hz
- Příkon: 2 kW
- Provozní teplota: max. 1250 °C
- Ochranná teplota: 1260 °C
- Počet nastavitelných programů: 20
- Počet úseků v programu: 20
- Doba trvání jednoho úseku: max. 9999 minut
- Odezva regulace: 2,56 s
- Rozlišovací schopnost: 0,1 °C
- Rozměry pece: 490 mm výška – 400 mm šířka – 525 mm hloubka
- Pracovní prostor mufle: 95 mm výška – 170 mm šířka – 290 mm hloubka
- Váha: 27 kg



*Obr. 18 Pec MP05 - 1.1 (autor)*

#### **4.4.2 Tepelné zpracování**

Před ohřevem byla na vzorky nanesena vrstva prostředku Kalsen. Tento prostředek zabraňuje nechtěným difúzním a oxidačním procesům probíhajícím během kalení, a to především oduhličení vrchních vrstev vzorku. Tahové destičky byly před tepelným zpracováním spojeny pomocí drátu do několika skupin po 5 kusech v jeden ucelený celek (obr. 19) tak, aby se zamezilo vzájemnému dotyku mezi sousedními vzorky. Díky

tomuto spojení bylo možné vzorky bezpečně vkládat do pece a docílilo se rovnoměrného zakalení vzorků.



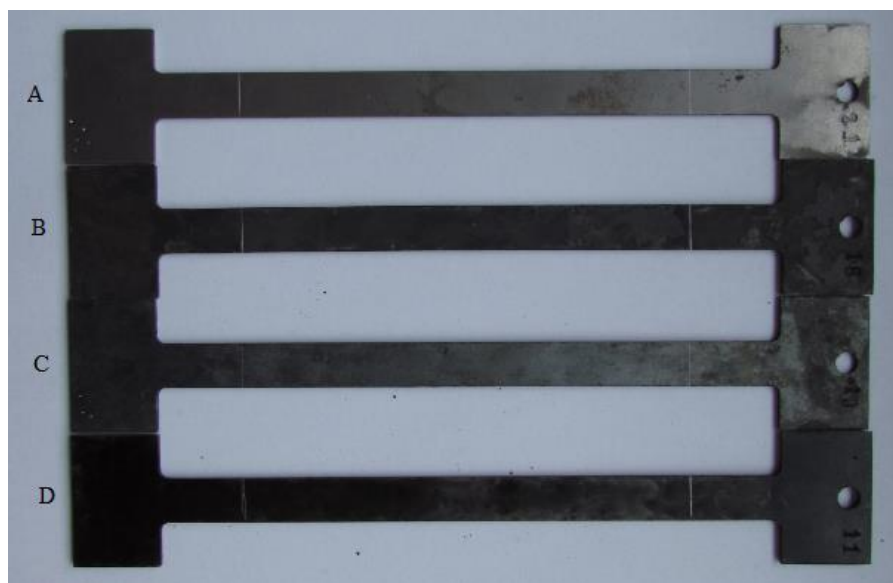
*Obr. 19 Způsob spojení vzorků (autor)*

První skupina vzorků (2x5 kusů) byla určena pouze ke kalení. Vzorky byly umístěny do pece vyhřáté na austenitizační teplotu 850 °C s výdrží 5 minut a následným prudkým zchlazením v oleji.

Druhá skupina (5 kusů) byla také kalena stejným způsobem. Po prudkém ochlazení v oleji byly vzorky opět vloženy do pece, tentokrát předehřáté na teplotu 650 °C. Výdrž popouštění na této teplotě trvala 1 hodinu s následným pozvolným ochlazením na teplotu okolí. Poslední skupina vzorků (5 kusů) byla také zakalena, ale tentokrát popuštěna při teplotě 450 °C, opět s výdrží 1 hodinu na této teplotě a poté bylo provedeno pozvolné ochlazení na teplotu okolí.



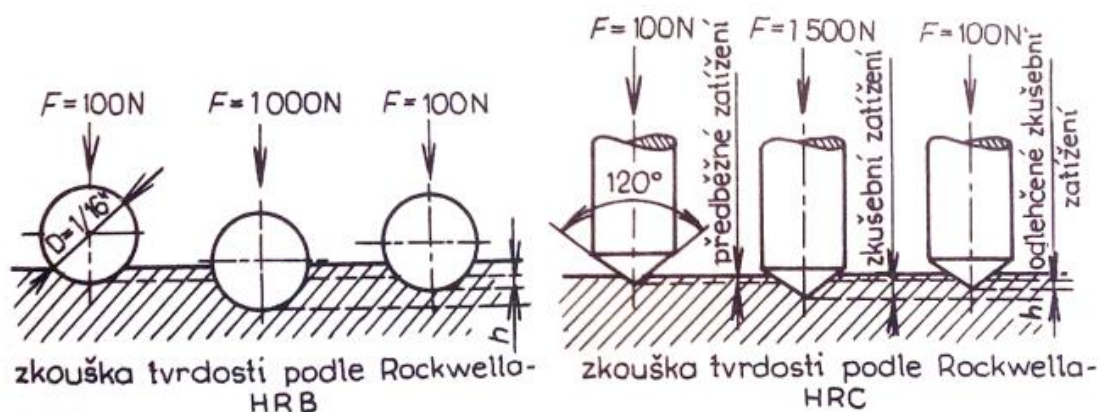
*Obr. 20 Vzorky vložené v peci (autor)*



Obr. 21 Vizualní srovnání vzorků po tepelném zpracování - A - rekrystalizačně žháný (dodaný stav), B - popuštěný při 650 °C, C - popuštěný při 450 °C, D - kalený do oleje 5 min/850 °C (autor)

#### 4.5 Zkouška tvrdosti

Tvrdot je definována jako odpor materiálu proti vnikání cizích těles. Z naměřených hodnot lze často usuzovat i na ostatní vlastnosti jako je např. pevnost v tahu. Naměřené hodnoty se udávají bezrozměrně, pouze s udáním způsobu měření. Pro správné měření, aby vtisk byl jednoznačně zřetelný a měřitelný, je nutné, aby povrch vzorků byl dostatečně rovný a hladký. Měřené vzorky musí ležet na pevné podložce, aby nedošlo ke změně jejich plochy během zkoušky. Pro měření tvrdosti lze použít metodu podle Brinella, Vickerse a Rockwella.



Obr. 22 Schéma zkoušky podle Rockwella HRB, HRC (Martinák, 1989)

V našem případě probíhalo měření tvrdosti vzorků pomocí Rockwellových zkoušek tvrdosti. Zde je tvrdost zjišťována jako rozdíl hloubky vtisku vnikacího tělesa (ocelové kuličky nebo diamantového kužele) mezi dvěma stupni zatížení (předběžného a celkového). Předběžným zatížením je možné z měření vyloučit z měřené hloubky nepřesnost povrchových ploch. Ocelová kulička nebo diamantový kužel, které se dotýkají povrchu zkoušeného předmětu, se předběžně zatíží silou 100 N. Následně se zatěžovací síla pozvolna navyšuje tak, aby se za 3 až 6 sekund dosáhlo normou předepsaného zatížení. Poté se zatěžující síla opět snižuje na 100 N. V tomto stavu se zjistí přírůstek hloubky vtisku  $h$ , který nastal oproti výchozí poloze při 100 N. Zkouška tvrdosti podle Rockwella je rychlá, snadná a vpichy (důlky) jsou velmi malé s maximální hloubkou 0,2 mm. Rockwellova zkouška tvrdosti se běžně používá pro kontrolu velkých sérií výrobků (Bureš, 2002).

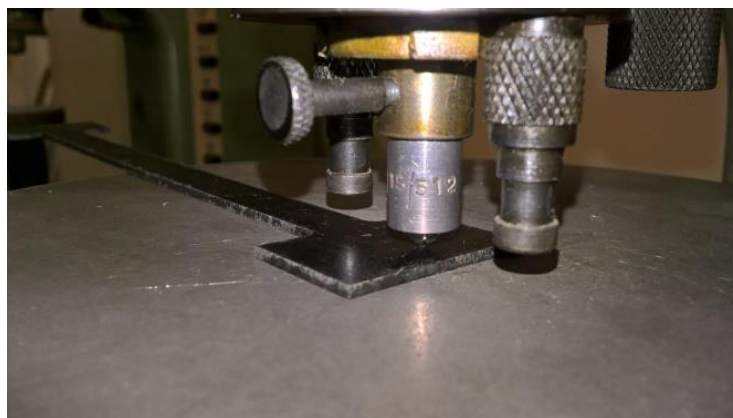


*Obr. 23 Použitý přístroj pro měření tvrdosti (autor)*

U popouštěných vzorků na 650 °C a u vzorků rekrytalizačně žíhaných (dodaný stav) byla pro měření tvrdosti použita metoda HRB (obr. 24). Vzhledem k tomu, že se jedná o velmi měkké materiály, hodnoty tvrdosti nelze změřit metodou HRC. Při metodě HRB byla do materiálu vtláčována kulička s průměrem 1/16 anglického palce při celkovém zatížení 100 kp (981 N).

Kalené a popouštěné vzorky při 450 °C byly z důvodu nárůstu tvrdosti materiálu opět měřeny metodou HRC. U metody HRC se pro vtláčování používá diamantový kužel o vrcholovém úhlu 120 ° s poloměrem kulové části 0,2 mm a celkovým zatížením 150 kp (1471,5 N).

Na každém vzorku bylo provedeno celkem 5 měření tvrdosti. Naměřené hodnoty jednotek HRB a HRC byly z důvodu přehlednosti a sjednocení převedeny podle tabulek na hodnoty tvrdosti podle Vickerse HV. U převedených hodnot byla pro každý vzorek vypočtena jeho průměrná hodnota tvrdosti. Výsledky zkoušek tvrdosti jsou uvedeny v tabulce 8.



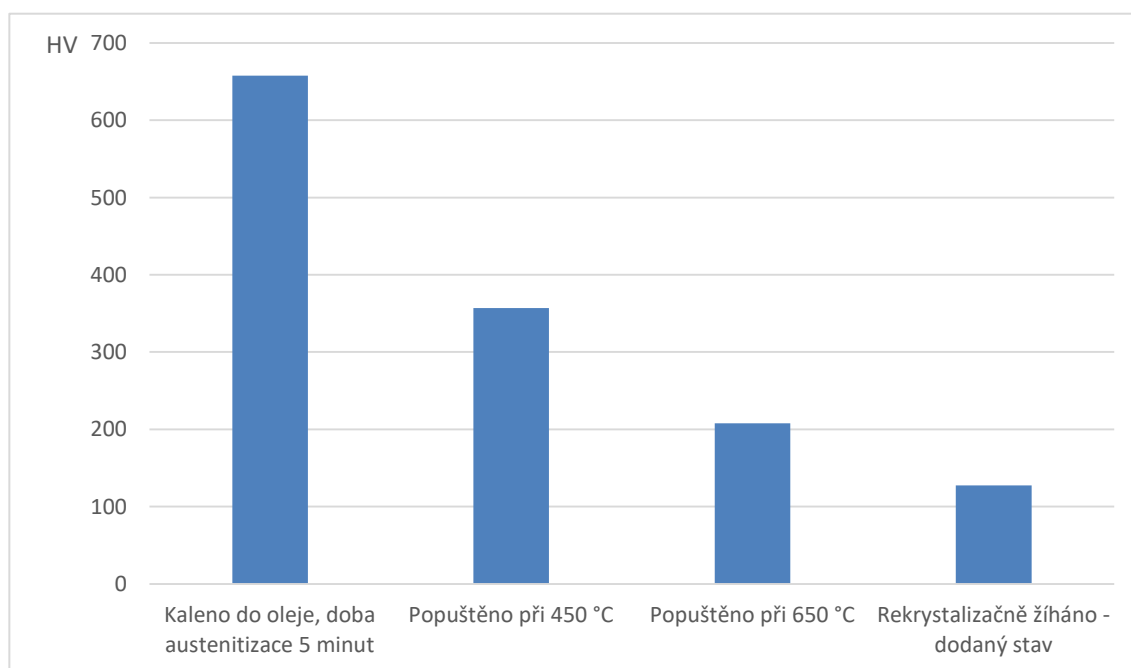
Obr. 24 Měření pomocí metody HRB (autor)

Tab. 8 Naměřené a převedené hodnoty tvrdosti (autor)

TVRDOST										
KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min I. sada						Celkový průměr	Směrodatná odchylka	Variační koeficient	Interval spolehlivosti 95%	
č. vzorku	HV	HV	HV	HV	HV	[HV]	[HV]	[%]	[HV]	
1	675	594	722	632	675	647,52	32,93	0,05	634,61 - 660,43	
2	675	653	653	675	653					
3	594	612	632	632	612					
4	612	632	675	653	632					
5	594	675	675	653	698					
KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min II. sada										
č. vzorku	HV	HV	HV	HV	HV					
11	632	675	722	653	698	667,88	30,01	0,04	656,12 - 679,64	
12	698	653	653	632	675					
13	653	653	675	698	653					
14	748	675	653	698	632					
15	653	653	632	698	632					
POPUŠTĚNO 450 °C										
č. vzorku	HV	HV	HV	HV	HV					
6	353	363	344	372	363	356,92	14,75	0,04	351,14 - 362,10	
7	344	363	327	353	344					
8	382	363	327	353	335					
9	344	372	372	363	353					
10	363	363	382	353	372					



POPUŠTĚNO 650 °C									
č. vzorku	HV	HV	HV	HV	HV				
16	200	227	219	213	219	207,76	10,80	0,05	203,53 - 211,99
17	189	200	213	219	195				
18	184	189	213	200	206				
19	219	206	219	213	200				
20	206	213	213	200	219				
REKRYSALIZAČNĚ ŽÍHÁNO (dodaný stav)									
č. vzorku	HV	HV	HV	HV	HV				
21	125	122	127	129	123	127,60	2,87	0,02	126,47 - 128,73
22	127	125	129	130	125				
23	130	130	129	125	130				
24	125	129	127	123	129				
25	129	134	129	127	132				



Obr. 25 Porovnání tvrdostí jednotlivých tepelných zpracování (autor)

#### 4.6 Korozní degradace

Korozi se rozumí nežádoucí a škodlivé rozrušování tuhých látek převážně chemickými, elektrochemickými, popřípadě i biologickými vlivy okolního prostředí. Během koroze přechází kov v oxidovaný stav. Za oxidaci se považuje každá reakce, při které kov ztrácí

elektrony. Korozní poškození z technického hlediska způsobuje značné změny mechanických vlastností, jako jsou např. pevnost, pružnost nebo geometrie povrchu.

Koroze kovů se stává stále závažnějším celosvětovým problémem, neboť ztráty způsobené korozi neustále narůstají se zvyšující se agresivitou prostředí znečišťovaného průmyslovými exhaláty, a nedostatečnou, někdy i podceňovanou ochranou proti korozi. Z tohoto důvodu je z technického hlediska velmi podstatné znát vznik i průběh koroze a vhodnou volbou ochrany jí předejít (Černý, 1984).

#### **4.6.1 Korozní zkouška za působení neutrální solné mlhy (NSS)**

Korozní zkouška za působení neutrální solné mlhy se provádí dle normy ČSN EN ISO 9227, tato zkouška je zkouškou napodobující. To znamená, že zkouška neurčuje průběh koroze, ale informuje nás, zda materiál koroduje a jakým způsobem. Zkouška byla prvně standardizována v USA v roce 1939. Vzorky jsou během zkoušky uzavřeny do zkušební komory, ve které jsou vystaveny urychleným korozním podmínkám za normou stanovených podmínek.



*Obr. 26 Použitá korozní komora Liebisch (Pražák, 2015)*

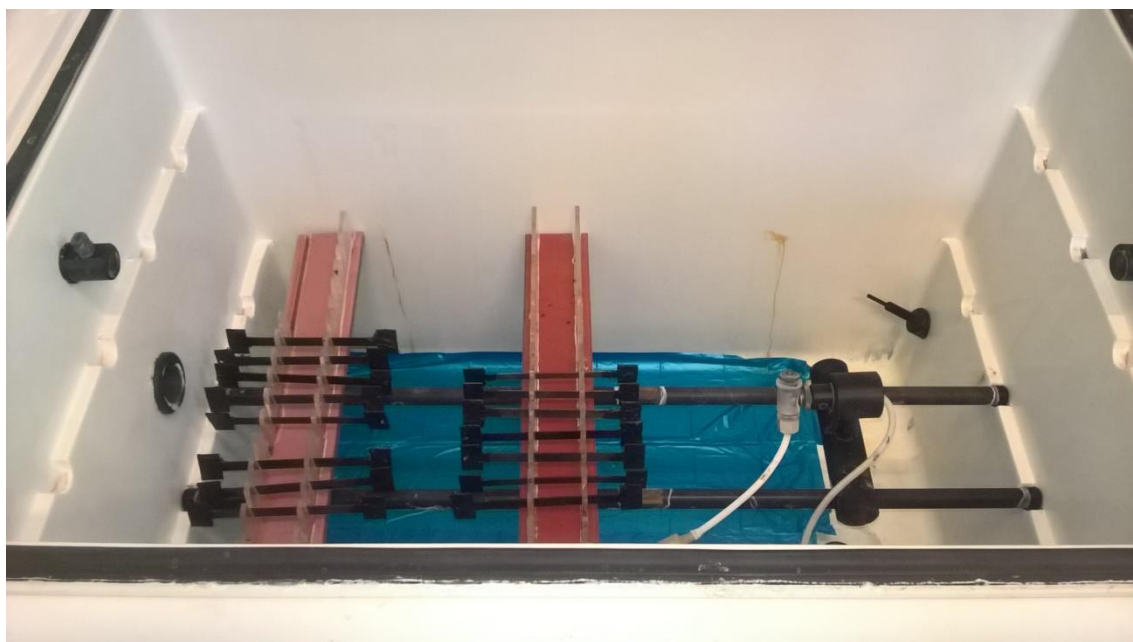
Předem určený počet tepelně ovlivněných vzorků byl umístěn do korozní komory s rozprašujícím roztokem demineralizované vody a chloridu sodného – neutrální solné

mlhy (NSS). Podle normy ČSN EN ISO 9227 byly v korozní komoře dodrženy následující podmínky zkoušky:

- Teplota:  $35\text{ °C} \pm 2\text{ °C}$
- Koncentrace solného roztoku:  $50\text{ g/l} \pm 5\text{ g/l}$
- pH hodnota: 6,5 – 7,2

Tahové destičky byly umístěny do horizontálních stojánků (obr. 28) a vloženy do korozní komory. Stojánek se vzorky byl do komory umístěn tak, aby vzorky nebyly v přímém směru proudění postřiku rozprašovače a zároveň tak, aby nedocházelo ke styku s vnitřním povrchem komory nebo s povrchem sousedícího vzorku (ČSN EN ISO 9227, 2007).

Podle doporučení normy ČSN EN ISO 9227 byla doba trvání zkoušky stanovena na 720 hodin, během kterých byla pravidelně prováděna kontrola.

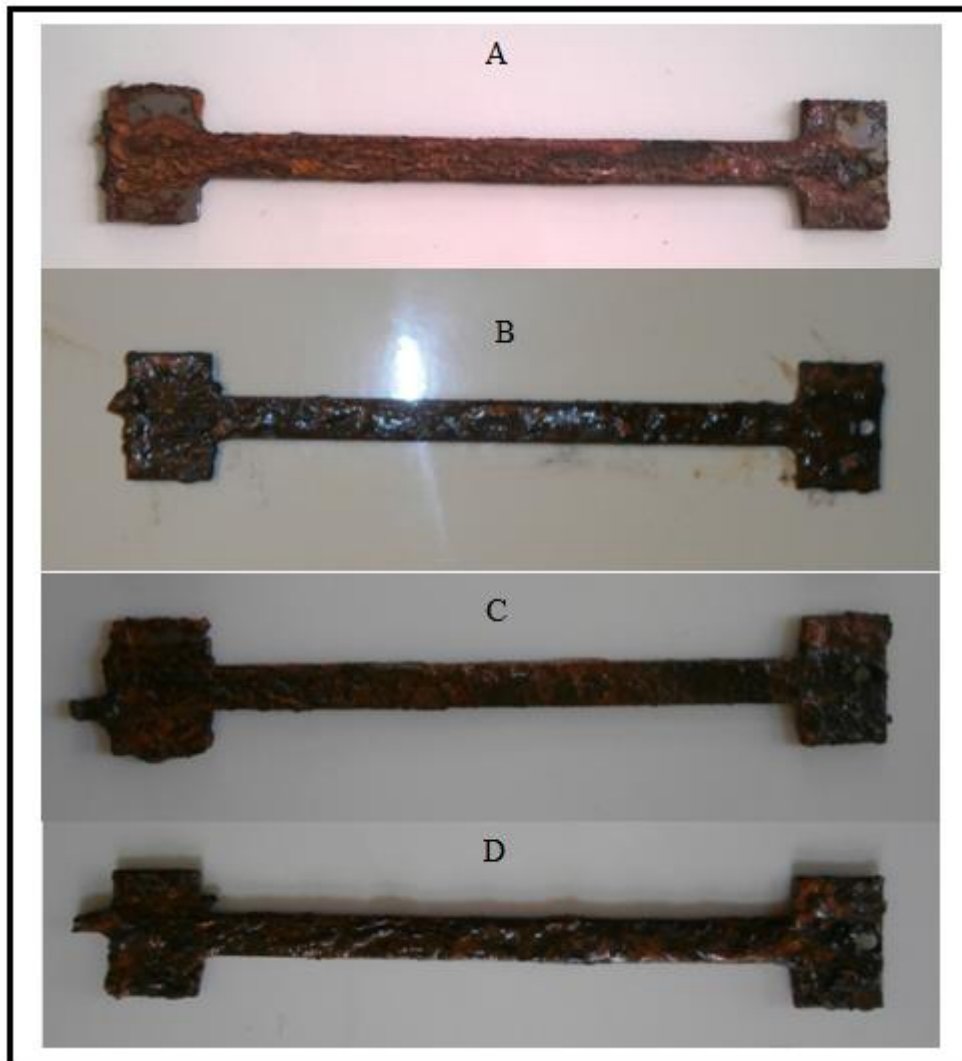


*Obr. 27 Umístění vzorků v korozní komoře (autor)*

#### **4.6.2 Průběh korozní degradace**

Během zkoušky za působení solné mlhy, byly vzorky v pravidelných intervalech kontrolovány. Pro znázornění průběhu korozní degradace je uveden průběh koroze u vzorku č. 21 rekrystalizačně žíhaného – dodaný stav (obr. 29).





*Obr. 28 Průběh korozní degradace, A - 168 h, B - 336 h, C - 504 h, D - 720 h (autor)*

#### **4.6.3 Chemické odrezení vzorků**

Okamžitě po ukončení zkoušky byly referenční vzorky vyjmuty ze zkušebního zařízení. Korozní zplodiny se odstranily mechanickým a chemickým očištěním, které stanovuje norma ISO 8407:

- doba mořícího cyklu: 10 minut
- mořidlo: 500 ml HCl
- inhibitor koroze: 3,5 hexamethylentertramín
- 50 ml destilované vody (ČSN ISO 8407, 1991)

Za pomoci tohoto mořidla byl ze vzorků odstraněn korozní povlak. Po moření byly vzorky při teplotě okolí důkladně opláchnuty vlažnou vodou a poté osušeny. Před mořením byla provedena zkouška naslepo. Při slepém pokusu je možné stanovit

hmotnostní úbytek na daný materiál způsobený mořidlem. V našem případě byla hodnota slepého pokusu  $4,84 \text{ [g} \cdot \text{m}^{-2}]$ . Tato hodnota je důležitá pro objektivní stanovení hmotnostního úbytku daného materiálu. Na snímku č. 30 je uveden stav vzorku po chemickém odstranění korozních zplodin.



*Obr. 29 Vzorek po odstranění korozních zplodin (autor)*

#### **4.6.4 Hmotnostní úbytek materiálu**

Pro stanovení hmotnostního úbytku materiálu, musely být zkušební vzorky zváženy na digitální váze s přesností 1 mg před vložením do korozní komory za působení solné mlhy, a také po odstranění korozních zplodin. Pro stanovení úbytku hmotnosti oceli na metr čtvereční se rozdíl hmotností před korozní degradací a po chemickém očištění podělí plochou exponovaného povrchu daného vzorku, a od výsledku se odečte úbytek materiálu při slepém pokusu podle uvedeného vzorce:

$$m_k = \frac{(m_1 - m_2)}{S} - m_3 \text{ [g} \cdot \text{m}^{-2}]$$

$m_k$  = hmotnostní úbytek materiálu  $[\text{g} \cdot \text{m}^{-2}]$

$m_1$  = hmotnost vzorku před korozní degradací  $[\text{g}]$

$m_2$  = hmotnost vzorku po odrezení  $[\text{g}]$

$m_3$  = hmotnostní úbytek při slepém pokusu  $[\text{g}]$

$S$  = plocha exponovaného povrchu  $[\text{m}^2]$

Norma ČSN EN ISO 9227 udává, že funkce zkušební komory je vyhovující, pokud hmotnostní úbytek každého zkoumaného ocelového nebo zinkového vzorku dosáhne předepsaného rozmezí. Doporučené rozmezí hmotnostních úbytků ocelových vzorků při zkoušce NSS (neutrální solná mlha) činí  $70 \pm 20 \text{ [g} \cdot \text{m}^{-2}]$  po 48 hodinách zkoušky. U

zkoumaných vzorků činil průměrný hmotnostní úbytek po 48 hodinách 73, 66 [g·m<sup>-2</sup>]. Konkrétní naměřené a zpracované hodnoty jsou uvedeny v tabulce 9.

Tab. 9 Naměřené a zpracované hodnoty pro stanovení hmotnostního úbytku materiálu (autor)

<b>KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min I. sada</b>					
číslo vzorku	délka degradace	hm. vz. před vložením do komory	hm. vz. po odstranění korozních zplodin	rozdíl hmotností	hmotnostní úbytek materiálu
[-]	[h]	[g]	[g]	[g]	[g·m <sup>-2</sup> ]
1	720	29,81	22,83	6,98	1158,40
2	720	29,87	22,76	7,11	1180,16
3	720	29,78	22,90	6,88	1141,83
<b>KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min II. sada</b>					
11	720	29,74	22,95	6,79	1126,83
12	720	29,93	22,75	7,18	1191,83
13	720	29,84	22,80	7,04	1168,49
<b>POPUŠTĚNO 450 °C</b>					
6	720	29,78	23,04	6,74	1118,49
7	720	29,83	23,54	6,29	1043,49
8	720	29,83	23,32	6,51	1080,16
<b>POPUŠTĚNO 650 °C</b>					
16	720	29,47	23,14	6,33	1050,16
17	720	29,68	23,11	6,57	1090,16
18	720	29,54	23,10	6,44	1068,49
<b>REKRYSALIZAČNĚ ŽÍHÁNO (dodaný stav)</b>					
21	720	29,68	23,42	6,57	1090,16
22	720	29,75	23,31	6,44	1068,49
23	720	29,79	23,47	6,32	1048,49

#### 4.7 Zkouška tahem

Zkouška tahem se díky svému jednoduchému principu považuje za nejrozšířenější a nejuznávanější. V průběhu zkoušky je vzorek namáhán jednoosou tahovou napjatostí až do přetržení. Pokud si situace nevyžaduje předepsání jiných hodnot, probíhá zkouška při okolní teplotě. Zkušební těleso je oběma konci pevně upnuto upínacími čelistmi na

jedné straně k příčnicku, který se pohybuje pouze horizontálně, a přes dynamometr, který slouží k měření působící síly, k rámu na straně druhé. Pohyblivý příčník do pohybu uvádí motor přes převodovku a vřeteno. Pomocí převodovky je možné nastavit rychlost posuvu příčnicku. Při posuvu příčnicku dochází na zkušebním tělese k postupné deformaci a zaznamenání působící síly.

Všechny tahové destičky byly přetřhnuty na univerzálním zkušebním stroji s měřícím rozsahem  $\pm 50$  kN a s nastaveným posuvem příčnicku na hodnotu  $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ . Každá tahová destička byla upnuta do čelistí pomocí přípravku a přetržena. Během každého měření se do paměti počítače ukládala závislost působící síly  $F$  na posuvu příčnicku. Z naměřených dat jednotlivých vzorků byly vyhotoveny diagramy tahové zkoušky. Ze zjištěných údajů bylo možné také vypočítat mechanické vlastnosti:

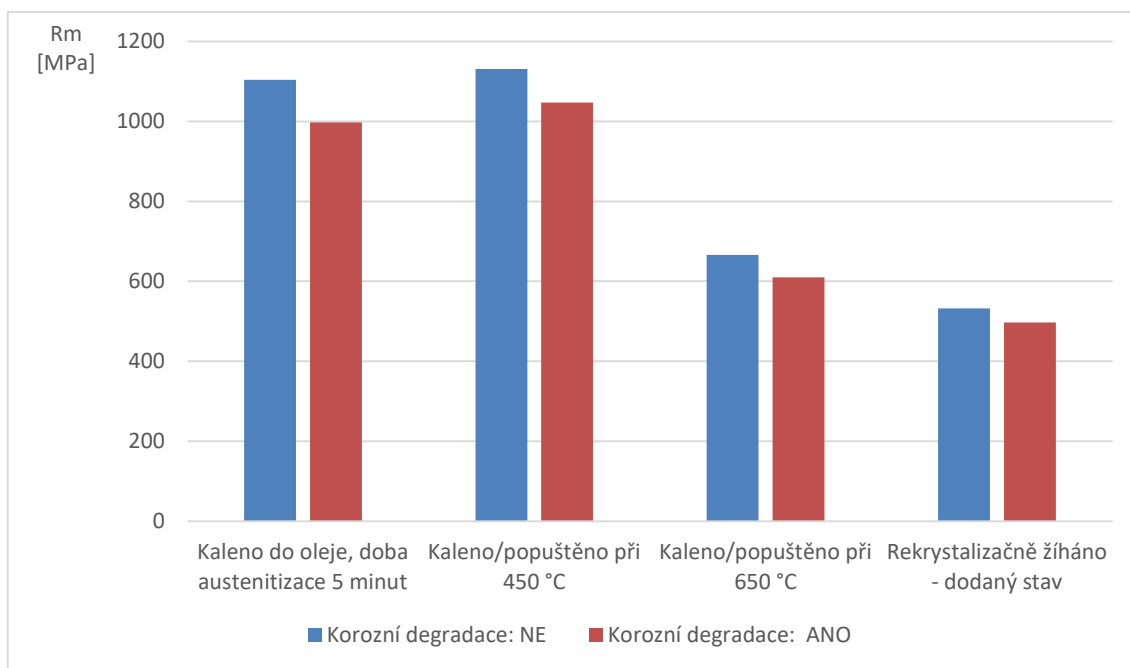
- Mez pevnosti v tahu:  $R_m = \frac{F_m}{S_0}$  [MPa],
- Tažnost:  $A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100$  [%]
- Kontrakce:  $Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100$  [%]



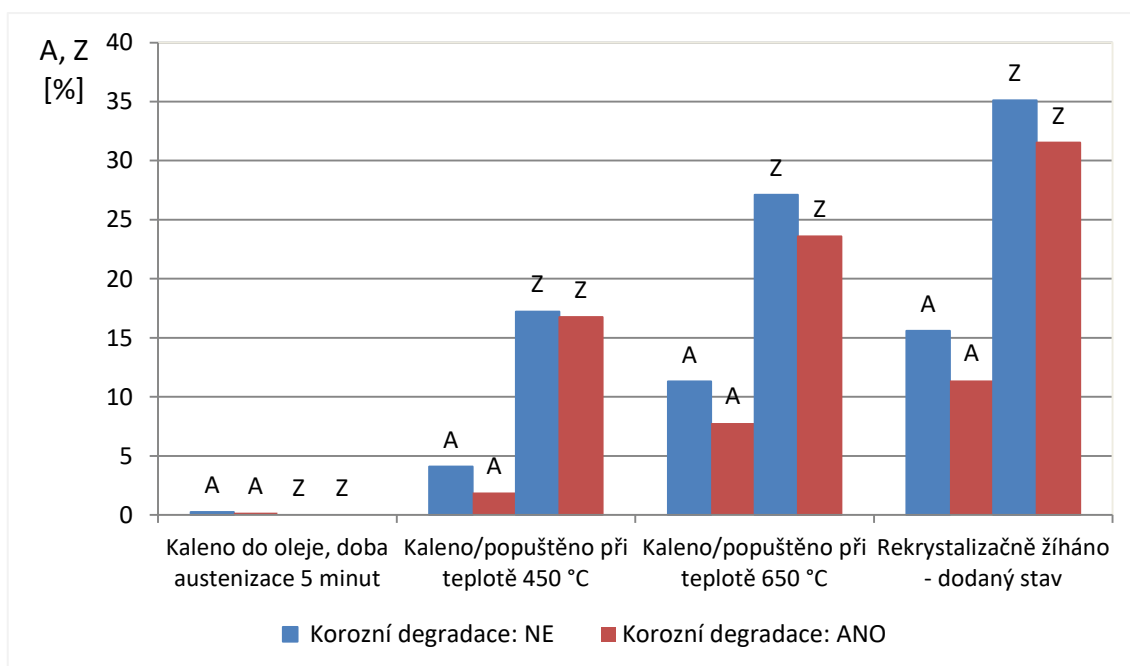
Obr. 30 Použitý univerzální zkušební stroj (autor)

Tab. 10 Výsledné hodnoty po zkoušce tahem (autor)

PEVNOST V TAHU						
KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min I. sada			Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	korozní degradace	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	Rm [MPa]
1	ANO	14501	14612	0,21	0,00	974
2	ANO	15473				
3	ANO	13863				
4	NE	16750	16831	0,30	0,00	1122
5	NE	16912				
KALENO DO OLEJE 850 °C/5 min II. sada			Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	korozní degradace	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	Rm [MPa]
11	ANO	17191	14184	0,19	0,00	946
12	ANO	10971				
13	ANO	14390				
14	NE	16871	16154	0,25	0,00	1077
15	NE	15437				
POPUŠTĚNO 450 °C			Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	korozní degradace	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	Rm [MPa]
6	ANO	15871	15707	1,90	16,75	1047
7	ANO	15577				
8	ANO	15674				
9	NE	16943	16957	4,10	17,23	1131
10	NE	16971				
POPUŠTĚNO 650 °C			Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	korozní degradace	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	Rm [MPa]
16	ANO	9246	9146	7,8	23,60	610
17	ANO	8980				
18	ANO	9211				
19	NE	9928	9982	11,3	27,10	666
20	NE	10036				
REKRYSALIZAČNĚ ŽÍHÁNO (dodaný stav)			Průměr	Prodloužení	Zúžení	Pevnost v tahu
č. vzorku	korozní degradace	F max [N]	F max [N]	A [%]	Z [%]	Rm [MPa]
21	ANO	7455	7451	11,4	31,53	497
22	ANO	7414				
23	ANO	7484				
24	NE	8036	7985	15,6	35,11	532
25	NE	7933				

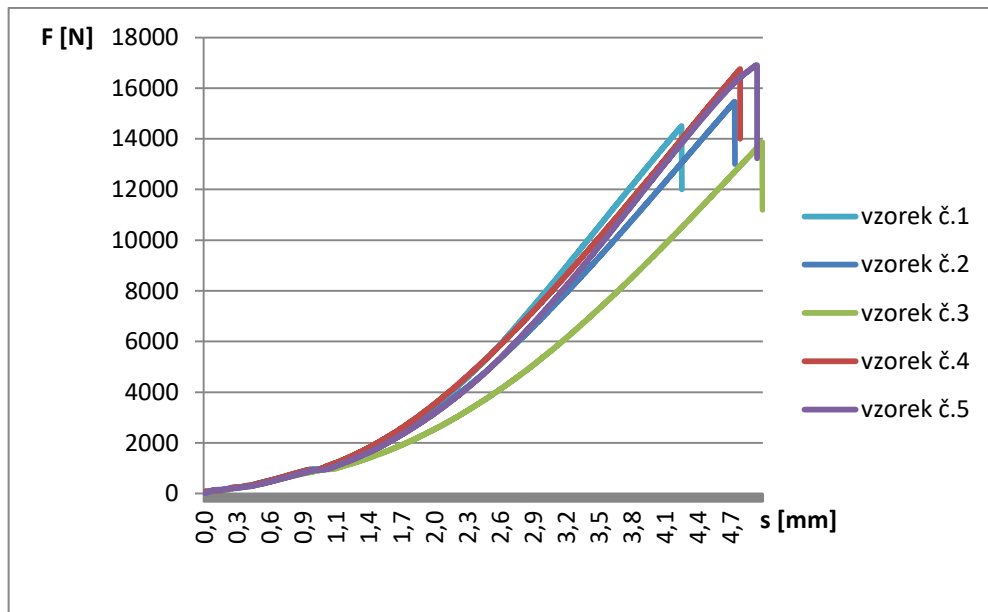


Obr. 31 Srovnání meze pevnosti v tahu  $R_m$  u jednotlivých tepelných zpracování a vlivu korozní degradace (autor)

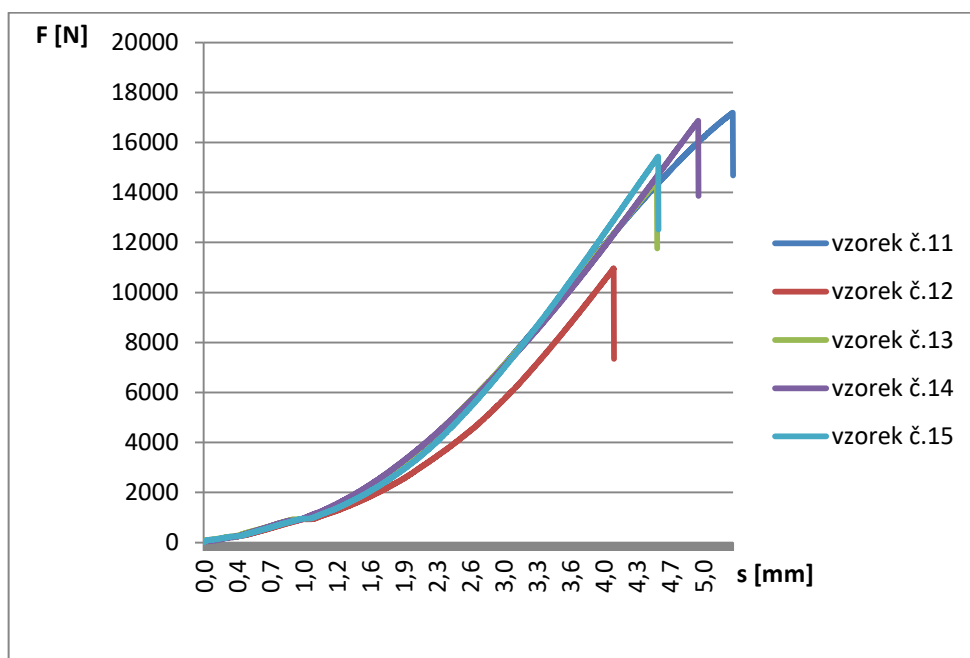


Obr. 32 Závislost prodloužení A a kontrakce Z na tepelném zpracování a korozní degradaci (autor)

#### 4.7.1 Průběhy tahových zkoušek



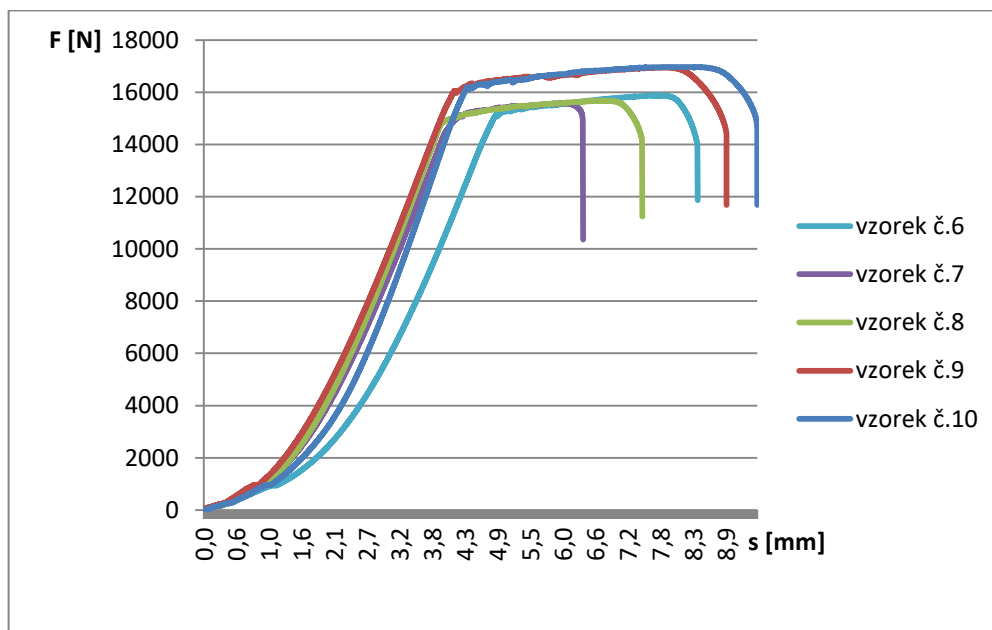
Obr. 33 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje 850 °C, doba austenitizace 5 minut, I. sada (autor)



Obr. 34 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje 850 °C, doba austenitizace 5 minut, II. sada (autor)

Z uvedených grafů je patrné, že průběhy u obou skupin vzorků kalených do oleje při teplotě 850 °C s dobou austenitizace 5 minut jsou velmi podobné. Průměrná tvrdost těchto vzorků byla stanovena na 657,7 HV. Jedná se tedy o tvrdý materiál. Mez

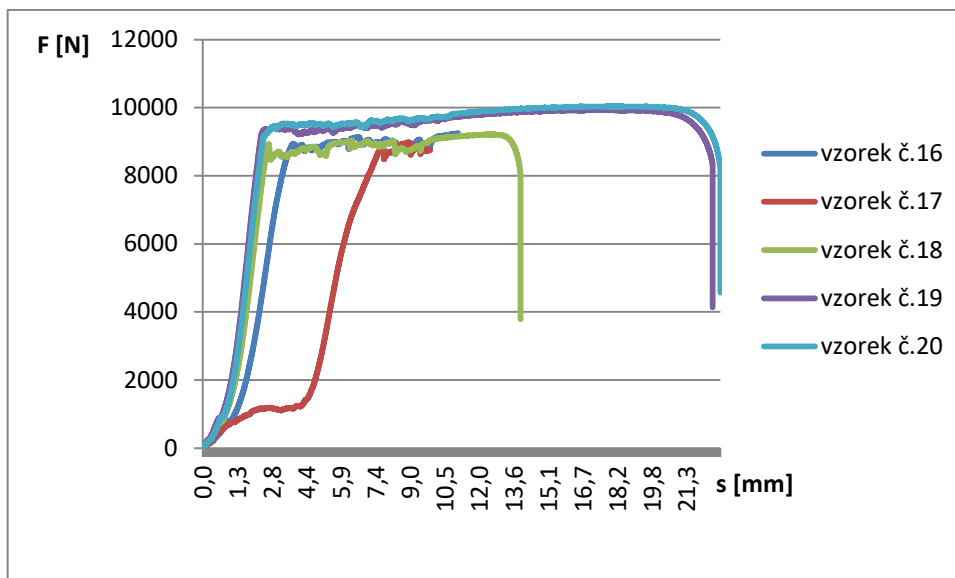
pevnosti v tahu byla u vzorků vystavených urychleným korozním podmínkám v průměru nižší o 12,7 %. Kalené vzorky jsou křehkým materiálem, proto stačilo vyvinout nepatrnou práci k rozdělení materiálu, neboť nemuselo předcházet určité plastické přetvoření. U všech tahových diagramů je nevýrazná mez kluzu, což je pro ocel s vyšším obsahem uhlíku typické. Při přetržení došlo k minimálnímu prodloužení vzorků a k nulové kontrakci.



Obr. 35 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popuštěné při 450 °C (autor)

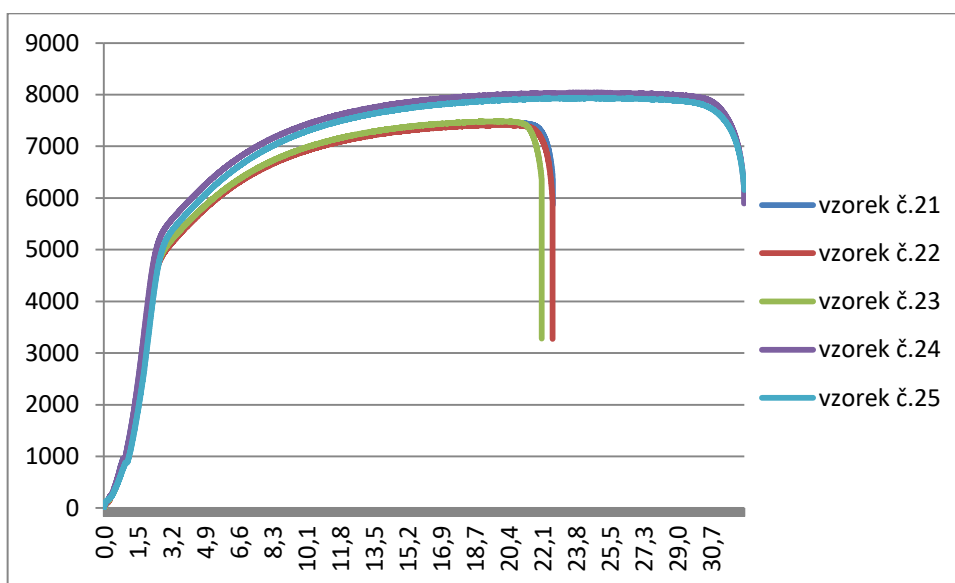
Průběh diagramu tahové zkoušky byl u všech popuštěných vzorků při teplotě 450 °C velice podobný. U tahových destiček byla naměřena téměř stejná mez pevnosti v tahu, jako u kalených vzorků, ale popuštěné vzorky díky větší houževnatosti dosáhly výraznějšího prodloužení. Vzorky vystavené urychleným korozním podmínkám však dosáhly nižší meze pevnosti v tahu a také menšího prodloužení. V grafu opět není zaznamenána mez kluzu. Jedná se o houževnatější materiál, proto bylo nutné k rozdělení hmoty na dvě části vyvinout vyšší přetvárnou práci.





Obr. 36 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popuštěné při 650 °C (autor)

Z průběhu tahové zkoušky popuštěných vzorků při teplotě 650 °C je patrné, že vzorky dosáhly výrazně nižší pevnosti v tahu, než vzorky předešlé. Nízkou pevnost ovlivnila tvrdost materiálu, která byla 207,76 HV. Naopak se jedná o velice houževnatý materiál. Prodloužení tahových destiček byla až 11,3 %. Z grafu lze rovněž jednoduše rozpoznat zkorodované vzorky, které dosáhly nižší pevnosti v tahu, prodloužení a v tomto případě i kontrakce byla výrazně nižší.



Obr. 37 Průběh tahové zkoušky. Dodaný stav – vzorky rekrystalizačně žíhané (autor)

Z průběhu tahové zkoušky rekrystalizačně žíhaných vzorků, lze říci, že se jedná o materiál s největší houževnatostí a nejmenší pevností v tahu. Jedná se o velmi měkký materiál s tvrdostí pouze 127,6 HV. Díky vysoké houževnatosti dosahovaly vzorky prodloužení až 15,6 % a kontrakce 35 %. Na první pohled je patrné, že koroze stejně jako v předešlých případech, poměrně výrazně ovlivnila mechanické vlastnosti tohoto materiálu.

## **4.8 Akustická emise**

Během tahové zkoušky byl na všech vzorcích snímán záznam akustické emise. Akustická emise, dále AE, patří k metodám nedestruktivního testování materiálů, jako jsou metody prozařování, magnetická defektoskopie, kapilární defektoskopie, ultrazvuková zkouška apod.

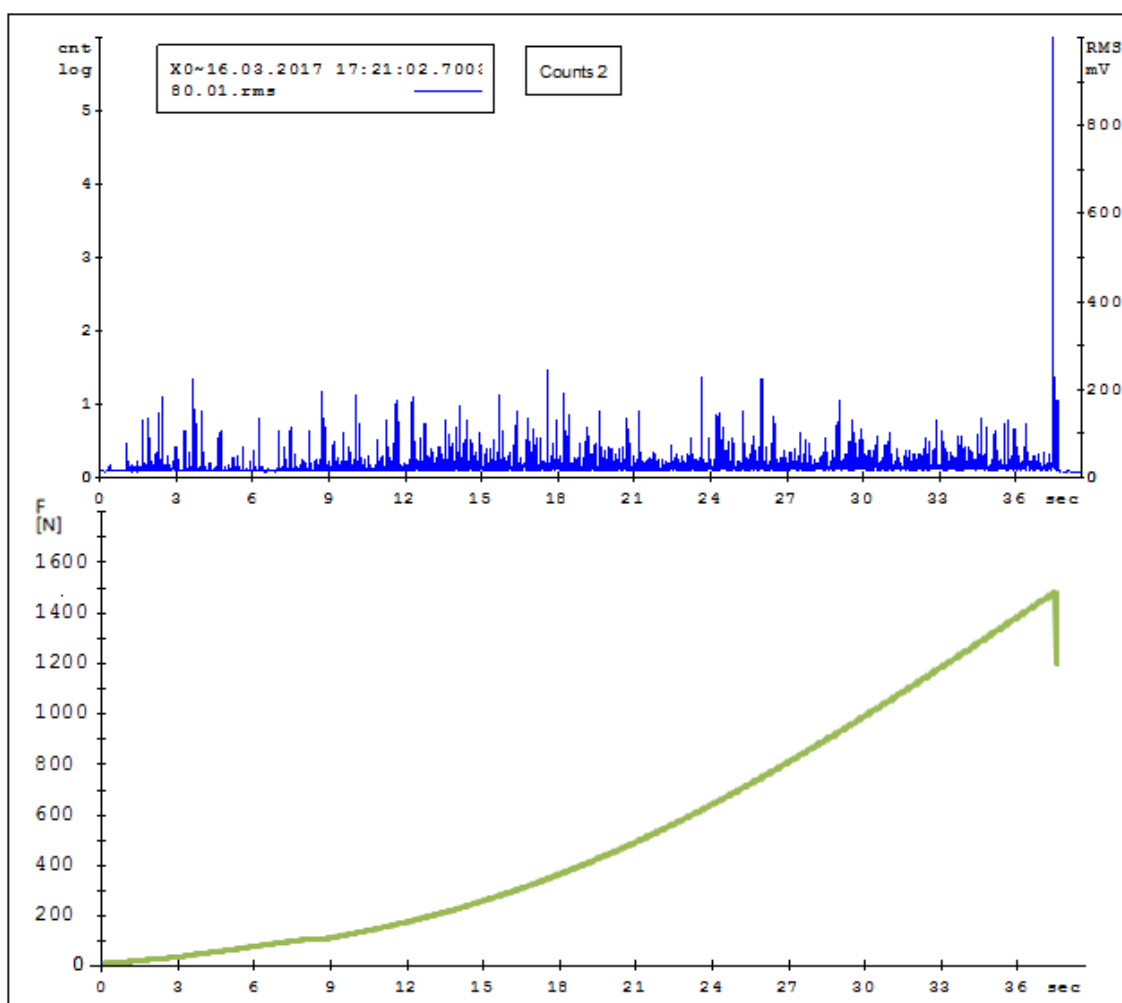
Během plastické deformace kovů se vně materiálu šíří akustický šum. Akustický šum probíhá v kovech pouze během plastické deformace. Pokud je materiál v relativním klidu, akustický signál nevzniká. Pomocí této metody je možné měřit zvukové signály, které jsou pro lidské ucho neslyšitelné. Lidské ucho je schopné zaznamenat zvuky v pásmu od cca 20 Hz do 20 kHz, zatímco pro frekvenční pásmo detekce AE se pohybuje mezi 20 kHz až 1 MHz. Pomocí detekce akustických napět'ových vln, které probíhají během namáhání materiálu, lze získat nové doplňující informace o procesech, které se v materiálu udávají, popřípadě, co je jejich zdrojem. AE je možné využít samozřejmě i k monitorování a identifikaci mnoha dalších procesů např. svařování, poruše konstrukcí, úniku látek pod tlakem nebo jejich netěsností, tření, obrábění či transpiračního proudu u rostlin (Kopec, 2008).

### **4.8.1 Analýza akustické emise během tahové zkoušky**

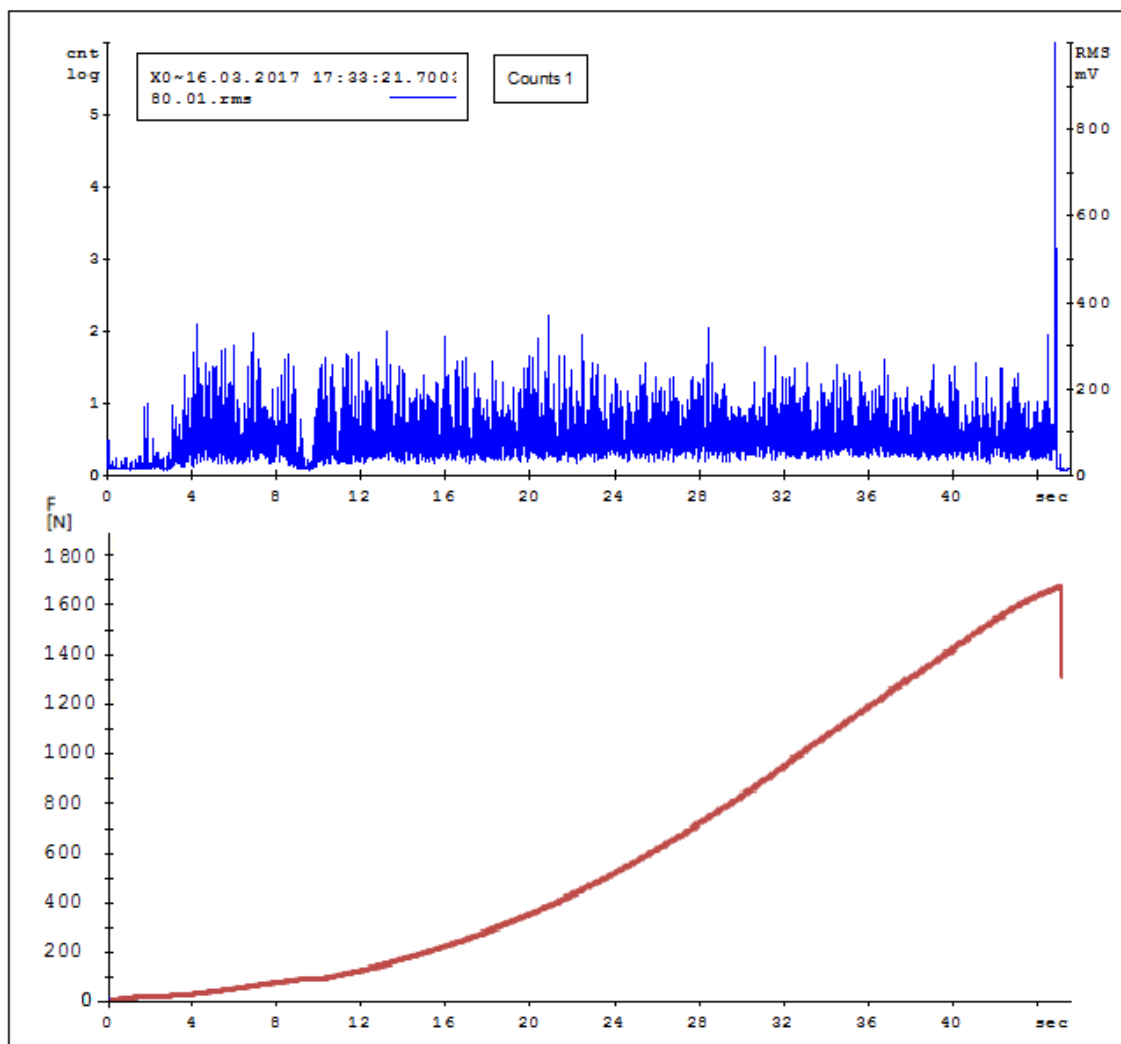
Níže jsou uvedeny záznamy akustické emise, které byly pořízeny během měření tahové zkoušky. Pro ukázkou je uveden záznam AE kaleného vzorku a kaleného vzorku vystaveného urychleným korozním podmínkám. Zbylé záznamy AE jsou uvedeny v příloze.



Obr. 38 Upnutí snímače na zkušební vzorek



Obr. 39 Záznam akustické emise vzorku č. 3 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí



Obr. 40 Záznam akustické emise vzorku č. 5 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut

Z uvedených záznamů AE je patrné, že RMS značící celkovou energii signálu AE je u kaleného vzorku číslo 3 vystaveného agresivnímu koroznímu prostředí (NSS) výrazně nižší než u kaleného korozi nedegradovaného vzorku číslo 5. Tento jev se projevil nejen u kalených vzorků s dobou austenitizace 5 minut, ale také u ostatních tepelných zpracování. Nižší celková energie signálu AE u korozně degradovaných vzorků se dá vysvětlit tím, že materiál byl již natolik degradován, a proto veškeré deformace vstřebával mikrotrhlinami u korozních důlků a bodů. Mezikrystalová a transkrystalová koroze také narušila krystalovou mřížku a způsobila trhlinky napříč a mezi zrny. Všechny tyto nežádoucí procesy způsobily celkově nižší energii signálu AE (RMS) u korozně degradovaných vzorků.

## 4.9 Výsledky a diskuse

Jak udává norma ČSN 41 2050 je ocel 12 050 vhodná k zušlechťování a povrchovému kalení. Srovnání naměřených mechanických vlastností však s touto normou není možné. Norma obsahuje omezení pouze pro tenké plechy s tloušťkou 0,80 – 2,80 mm válcované za tepla a jako experimentální materiál byl použit plech s tloušťkou 1,50 mm válcovaný za studena. Proto je tato práce zaměřena na verifikaci těch vlastností materiálu po tepelném zpracování, které nejsou dohledatelné v normách a je nutné tyto vlastnosti ověřit experimentálně.

S normou ČSN ISO 18265 Kovové materiály – Převod hodnot tvrdosti lze porovnat čísla tvrdosti s pevností oceli ve stavu zušlechtěném, kaleném a popuštěném nebo žíhaném. U vzorků kalených a popuštěných při 450 °C byla naměřena tvrdost materiálu 357 HV a pevnost v tahu 1131 MPa. Norma pro tuto tvrdost uvádí mez pevnosti v tahu 1099 – 1147 MPa. Pro tvrdost materiálu 210 HV, která byla naměřena u vzorků kalených a popuštěných při 650 °C norma omezuje mez pevnosti v tahu na 647 – 677 MPa, během zkoušky tahem byla zjištěna mez pevnosti v tahu 666 MPa. Oba ověřované stavy popouštění za vysokých teplot (zušlechťování) vyhovují tabulkovým hodnotám normy ČSN ISO 18265. U materiálu rekrystalizačně žíhaného (dodaný stav) byla změřena tvrdost 128 HV a mez pevnosti v tahu 532 MPa. Norma pro tuto tvrdost v žíhaném stavu udává mez pevnosti v tahu 452 – 470 MPa. Vyšší naměřená mez pevnosti v tahu, než uvádí norma, se dá vysvětlit tím, že převod tvrdosti na hodnoty meze pevnosti v tahu je spojen s velkým rozptylem. Jedním z důvodů rozptylu je nejistota, která může být ovlivněna změnami mikrostruktury vyplývající z tepelného zpracování nebo tváření za studena. V normě je také uvedeno, že tabulkové hodnoty meze pevnosti v tahu jsou pouze hodnoty přibližné, které nemohou nahradit výsledky tahové zkoušky.

Literatura Ptáček (2002) a Kraus (2013) definuje, že popouštěním při vysokých teplotách (zušlechťováním) obvykle v rozmezí 400 – 650 °C se dosahuje optimální kombinace pevnostních vlastností, houževnatosti a plasticity při snížení tvrdosti. Naměřená data tuto definici potvrzují. Vzorky kalené a popuštěné při teplotě 450 °C si zachovaly stejnou mez pevnosti v tahu jako vzorky kalené při výrazném snížení tvrdosti o 200 HV s nárůstem houževnatosti a plasticity. U vzorků popuštěných při teplotě 650 °C došlo ke snížení meze pevnosti v tahu o 500 MPa s dalším snížením tvrdosti a

nárůstem houževnatosti a plasticity. Porovnání mechanických vlastností je uvedeno na obr. 25, 31, 32.

Černý (1984) uvádí, že koroze negativním způsobem významně ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálu. Provedenou korozní zkouškou za působení neutrální solné mlhy (NSS) trvající 720 hodin se toto tvrzení potvrdilo. Naměřená data korozně degradovaných a nedegradovaných vzorků jsou uvedena v tab. 10 a průběhy tahových zkoušek jsou uvedeny na obr. 33 – 37. Prokázalo se také, že ocel 12 050 má nízkou korozní odolnost. Povrch vzorků již při první kontrole po 168 hodinách v korozní komoře vykazoval 100% degradaci. Stanovením hmotnostního úbytku se neprokázalo, že by mělo tepelné zpracování výrazný vliv na průběh koroze.

Jak plyne z literatury Evans (2011) v dnešní globální konkurenci s krátkými životními cykly produktů a rychle se měnícími technologiemi, náročnosti zákazníků, mohou firmy udržet konkurenceschopnost pouze výrobou kvalitních výrobků. Studie dokazují, že kvalita má pozitivní vztah k finanční výkonnosti.

## 5 ZÁVĚR

Konstruktor součástí vyráběných z tvářených ocelí musí často z ekonomických důvodů volit nejlevnější ocel, která však musí vyhovovat požadovaným podmínkám. Součásti je nutné dimenzovat tak, aby po určenou dobu trvanlivosti dokázaly odolat vnějším vlivům bez ztráty své funkčnosti. Rozlišuje se také, zda se jedná o kusovou nebo velkosériovou výrobu. K dispozici je široká škála tvářených ocelí, kterým lze tepelným zpracováním výrazně měnit strukturu s relativně nízkými náklady. Proto má proces tepelného zpracování stále své místo ve výrobních postupech, neboť ocelové součásti jsou díky svým vlastnostem a nákladům na výrobu v mnoha případech nenahraditelné.

Výchozí struktura oceli ovlivní, jakým způsobem se změní vlastnosti během tepelného zpracování. Významnou roli zde hraje obsah uhlíku ve výchozí struktuře. Obecně lze říci, že s narůstajícím obsahem uhlíku roste obsah vzniklého martenzitu, který zvyšuje tvrdost. Se vzrůstající tvrdostí narůstá odolnost oceli vůči opotřebení, roste mez pevnosti a mez kluzu, roste mez únavy, ale klesá houževnatost, ale vždy záleží na konkrétní oceli a kalící teplotě.

Pro jednotlivé druhy tepelného zpracování existují podle svého specifického složení vhodné či nevhodné druhy ocelí. Oceli s obsahem uhlíku 0,4 - 0,6 % jsou například vhodné k povrchovému kalení a zušlechťování, čímž lze dosáhnout tvrdého martenzitického povrchu v koexistenci s houževnatým jádrem.

V úvodu práce byl z dostupné odborné literatury popsán souhrn teorie tepelného zpracování. Následně byly zmíněny jednotlivé typy tepelného zpracování, pomocí kterých lze u materiálu měnit nebo ovlivňovat jeho strukturu, a tím i mechanické vlastnosti. Stručně bylo také popsáno rozdělení a číselné označování ocelí.

Experimentální část zahrnuje návrh metodiky měření, volbu vhodného experimentálního materiálu, tepelnou expozici, zkoušku tvrdosti, korozní degradaci vzorků a zkoušku tahem doplněnou a záznam akustické emise. Praktickým ověřováním mechanických vlastností konstrukční oceli třídy 12 050 se po různém tepelném zpracování a korozní degradaci dokázalo, že vlastnosti této oceli je možné měnit v širokém rozsahu.

Práce přináší významné informace o oceli 12 050 z pohledu tepelného zpracování i z odolnosti proti korozi. Diplomová práce může svou náplní a provedeným experimentem poskytnout informace pro další výzkum i aplikaci v technické praxi.

Ceněna je zejména rozšířená databáze poznatků o tomto materiálu a ověření vlivu koroze na mechanické vlastnosti. V diplomové práci byly naplněny všechny stanovené cíle.



## 6 LITERATURA

BOTHE, Otakar. *Strojírenská technologie I pro strojírenské učební obory: doporučený učební text pro střední odborná učiliště*. Praha: Sobotáles, 1997. ISBN 80-85920-42-5.

BUREŠ, Jiří. *Zkouška tvrdosti dle Rockwella*. [online]. 2002 [cit. 2012-04-03]. Dostupné z: <http://www.converter.cz/jednotky/tvrdost-rockwell.htm>

ČERNÝ, Miroslav. *Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů*. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1984.

ČSN 41 2050, 1976: Ocel 12 050

ČSN EN ISO 9227, 2007: Korozní zkoušky v umělých atmosférách – Zkoušky se solnou mlhou

ČSN ISO 18265, 2004: Kovové materiály – Převod hodnot tvrdostí

ČSN ISO 8407, 1991: Odstraňování korozních zplodin ze vzorků podrobených korozním zkouškám

DRIML, Bohuslav. *Kalení a pouštění* [online]. 2002. 12s. [cit. 2017-02-27]. Dostupné z: <http://www.elitalycea.wz.cz/files/tep/tep07.pdf>

FERONA, a.s. [online]. 2004 [cit. 2017-02-14]. *Číselné označování a rozdělení ocelí ke tváření ČSN 42 0002*. Dostupné z: <http://www.ferona.cz/cze/katalog/oceli.php>.

FILÍPEK, Josef. *Technické materiály: (přednášky)*. Brno: VŠZ, 1988. 196 s.

FREMUNT, Přemysl, Jiří KREJČÍK a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994. Dostupné také z: <http://www.digitalniknihovna.cz/mzk/uuid/uuid:7d391e00-930d-11e3-8e84-005056827e51>

JAMES R. EVANS a WILLIAM M. LINDSAY. *The management and control of quality*. 8th ed., International ed. Mason, Ohio: South-Western, 2011. ISBN 9780538452601.

JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 3. uprav. a dopl. vyd. Praha: SNTL, 1977.

JONŠTA, Zdeněk. *Nauka o kovech II*. 2. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2000. ISBN 80-7078-958-1.

Kolektiv, autorů. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: ZEROSS, 1999. ISBN 8085771632.

KOPEC, Bernard, 2008: *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí: (nauka o materiálu IV)*. Vyd. 1. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 571 s. ISBN 978-80-7204-591-4.

KOUKAL, Jaroslav, Drahomír SCHWARZ a Jiří HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.

KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.

LEINVEBER, Jan a Pavel VÁVRA. *Strojnické tabulky: pomocná učebnice pro školy technického zaměření*. 4., dopl. vyd. Úvaly: Albra, 2008. ISBN 978-80-7361-051-7.

MACEK, Karel; ZUNA, Petr; BARTOŠ, Jiří. *Nauka o materiálu II*, Praha: Nakladatelství technické literatury, n. p., 1986. 202 s. ISBN 5386.

MACEK, Karel; Petr, ZUNA a Jiří, JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. Vyd. 1. Praha: České vysoké učení technické v Praze 2008. 133s. ISBN 978-80-01-04186-4

MARTINÁK, Milan. *Kontrola a měření: Učebnice pro 3. ročník stř. prům. škol strojnických*. 1. vyd. Překlad Jindřich Klůna. Praha: SNTL, 1989, 214 s. ISBN 80-030-0103-X.

PÍŠEK, František; Přemysl, RYŠ, Ladislav, JENÍČEK. *Nauka o materiálu. 1. [díl], Nauka o kovech. 4. sv. Železo a jeho slitiny. 2., zcela přeprac. a rozš. vyd.* Praha: Academia, 1975. 542 s.

PLUHAŘ, Jaroslav, Josef, KORITTA a kol. *Strojírenské materiály. 2., přeprac. vyd.* Praha: SNTL, 1977. 562 s. Řada strojírenské literatury.

PRAŽÁK, Milan. *Korozní komory*. MM Průmyslové spektrum [online]. 2015, 2015 (12) [cit. 2017-02-26]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/korozni-komory.html>

PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: CERM, 2002. ISBN 8072042483.

ŘASA, Jaroslav a Josef ŠVERCL. *Strojnické tabulky: pro školu a praxi*. Praha: Scientia, 2007. ISBN 978-80-86960-20-3.

SOJKA, Jaroslav. *Nauka o materiálu I. Studijní opora*. Vysoká škola Báňská - Technická univerzita Ostrava. 2008. 196s.

VÁŇOVÁ, Petra. *Základy tepelného zpracování. Studijní opora*. Vysoká škola Báňská - Technická univerzita Ostrava. 2011. 127s.

## 7 SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Obecný režim tepelného zpracování.....	12
Obr. 2 Mechanická analogie metastability, aktivace a stability soustavy .....	14
Obr. 3 Rovnovážný diagram soustavy Fe-Fe <sub>3</sub> C .....	15
Obr. 4 Krystalická mřížka – a) krychlová prostorově středěná, b) krychlová plošně středěná .....	16
Obr. 5 Diagram IRA .....	18
Obr. 6 Diagram ARA.....	19
Obr. 7 Schematické znázorňování režimů žíhání v diagramu Fe-C .....	20
Obr. 8 Etapy rekrytalizačního žíhání a proces zpevňování materiálu.....	22
Obr. 9 Schéma izotermického žíhání .....	24
Obr. 10 Pásmo kalících teplot v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C .....	25
Obr. 11 Schematické znázornění křivek prokalitelnosti a) uhlíkové a b) legované oceli .....	26
Obr. 12 Popouštěcí diagram.....	31
Obr. 13 Schéma číselného označování ocelí .....	32
Obr. 14 Závislost tvrdosti na podílu martenzitu a na obsahu uhlíku v oceli .....	38
Obr. 15 Pás prokalitelnosti oceli třídy 12 050 .....	39
Obr. 17 Výkres použité tahové destičky .....	39
Obr. 16 Ukázka označení vzorků.....	39
Obr. 18 Pec MP05 - 1.1 .....	41
Obr. 19 Způsob spojení vzorků.....	42
Obr. 20 Vzorky vložené v peci .....	42
Obr. 21 Vizuální srovnání vzorků po tepelném zpracování - A - rekrytalizačně žíhaný (dodaný stav), B - popuštěný při 650 °C, C - popuštěný při 450 °C, D - kalený do oleje 5 min/850 °C.....	43
Obr. 22 Schéma zkoušky podle Rockwella HRB, HRC.....	43
Obr. 23 Použitý přístroj pro měření tvrdosti .....	44
Obr. 24 Měření pomocí metody HRB .....	45
Obr. 25 Porovnání tvrdostí jednotlivých tepelných zpracování .....	46
Obr. 26 Použitá korozní komora Liebisch .....	47
Obr. 27 Umístění vzorků v korozní komoře .....	48

Obr. 28 Průběh korozní degradace, A - 168 h, B - 336 h, C - 504 h, D - 720 h.....	49
Obr. 29 Vzorek po odstranění korozních zplodin.....	50
Obr. 30 Použitý univerzální zkušební stroj.....	52
Obr. 31 Srovnání meze pevnosti v tahu $R_m$ u jednotlivých tepelných zpracování a vlivu korozní degradace .....	54
Obr. 32 Závislost prodloužení A a kontrakce Z na tepelném zpracování a korozní degradaci.....	54
Obr. 33 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje 850 °C, doba austenitizace 5 minut, I. sada.....	55
Obr. 34 Průběh tahové zkoušky. Vzorky kalené do oleje 850 °C, doba austenitizace 5 minut, II. sada .....	55
Obr. 35 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popuštěné při 450 °C.....	56
Obr. 36 Průběh tahové zkoušky. Vzorky popuštěné při 650 °C.....	57
Obr. 37 Průběh tahové zkoušky. Dodaný stav – vzorky rekrystalizačně žíhané.....	57
Obr. 38 Upnutí snímače na zkušební vzorek .....	59
Obr. 39 Záznam akustické emise vzorku č. 3 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí.....	59
Obr. 40 Záznam akustické emise vzorku č. 5 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut .....	60

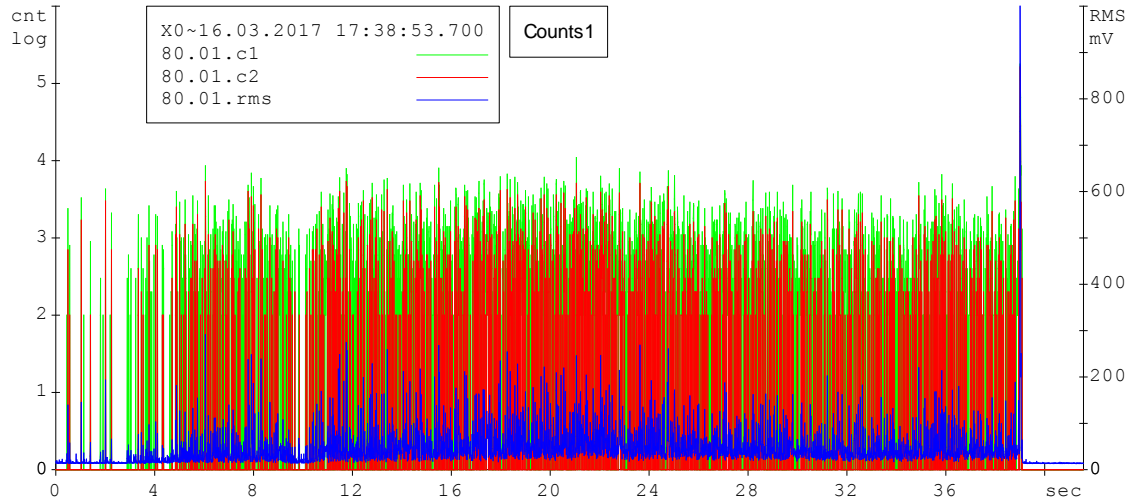
## 8 SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Rozdělení oceli do tříd – význam prvního dvojčíslí.....	33
Tab. 2 Rozdělení oceli podle obsahu uhlíku.....	34
Tab. 3 Význam třetí číslice u oceli třídy 17.....	35
Tab. 4 Význam třetí číslice u oceli třídy 19.....	36
Tab. 5 Význam doplňkových číslic .....	36
Tab. 6 Chemické složení oceli podle ČSN 42 2050 .....	37
Tab. 7 Doporučené teploty pro tepelné zpracování .....	40
Tab. 8 Naměřené a převedené hodnoty tvrdosti .....	45
Tab. 9 Naměřené a zpracované hodnoty pro stanovení hmotnostního úbytku materiálu .....	51
Tab. 10 Výsledné hodnoty po zkoušce tahem .....	53

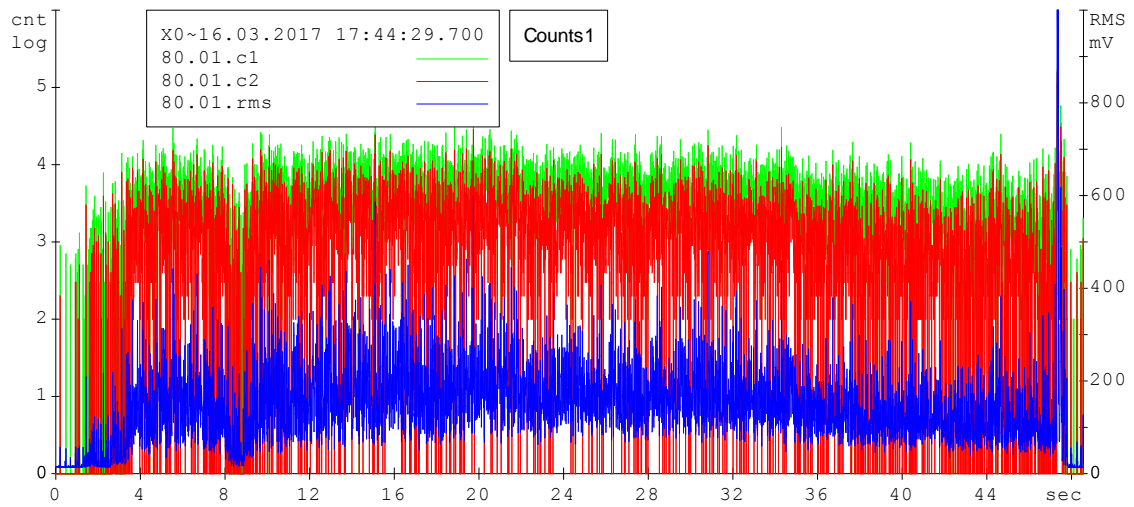
## 9 SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 Záznam akustické emise vzorku č. 12 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí.....	71
Příloha 2 Záznam akustické emise vzorku č. 14 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut.....	71
Příloha 3 Záznam akustické emise vzorku č. 8, popuštěný při teplotě 450 °C, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí .....	72
Příloha 4 Záznam akustické emise vzorku č. 9, popuštěný při teplotě 450 °C.....	72
Příloha 5 Záznam akustické emise vzorku č. 18, popuštěný při teplotě 650 °C, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí .....	73
Příloha 6 Záznam akustické emise vzorku č. 19, popuštěný při teplotě 650 °C.....	73
Příloha 7 Záznam akustické emise vzorku č. 22 rekrystalizačně žíhaného - dodaný stav, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí.....	74
Příloha 8 Záznam akustické emise vzorku č. 25 rekrystalizačně žíhaného - dodaný stav .....	74

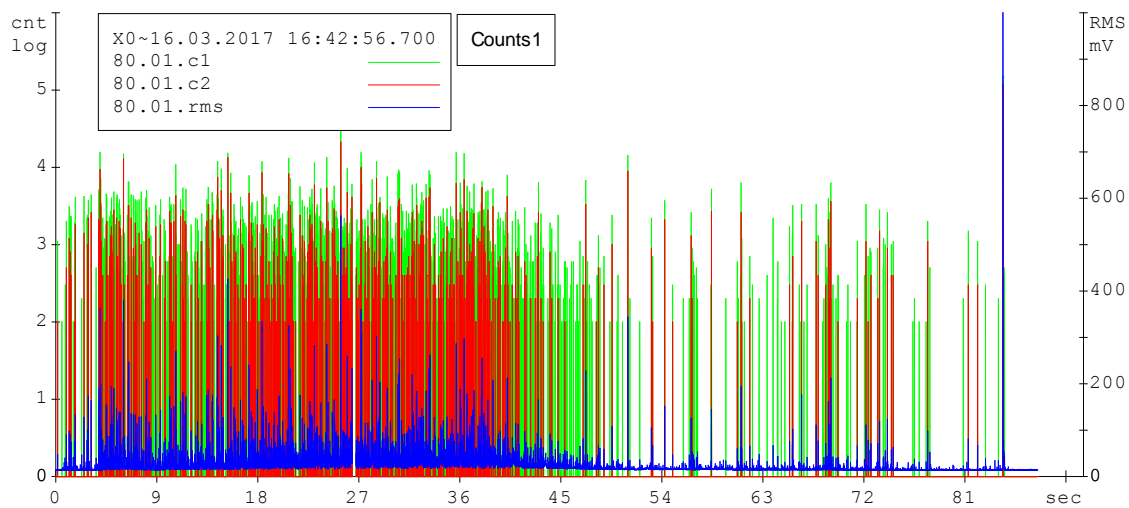
## PŘÍLOHY



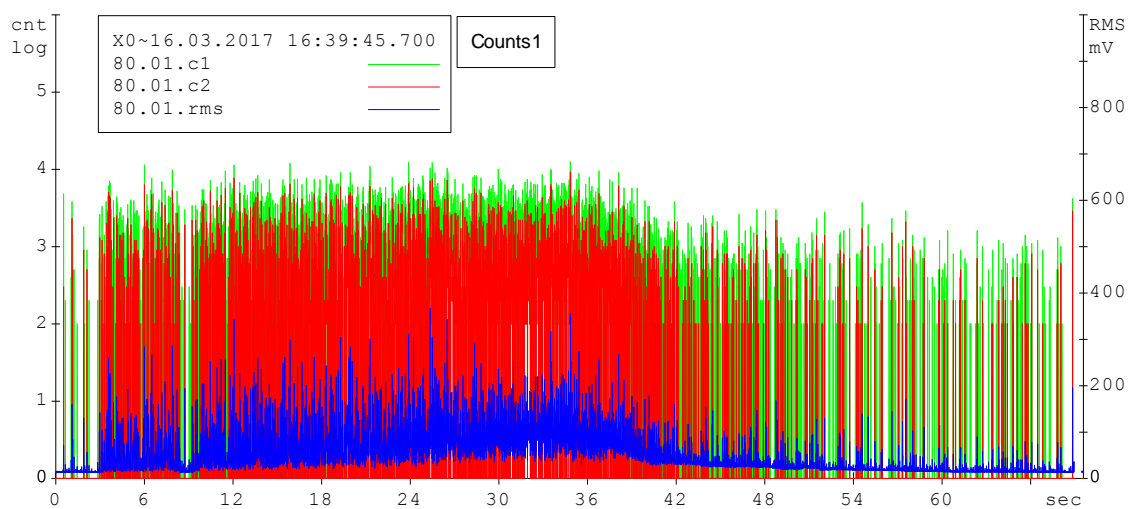
*Příloha 1 Záznam akustické emise vzorku č. 12 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí (autor)*



*Příloha 2 Záznam akustické emise vzorku č. 14 - kalený do oleje, doba austenitizace 5 minut (autor)*

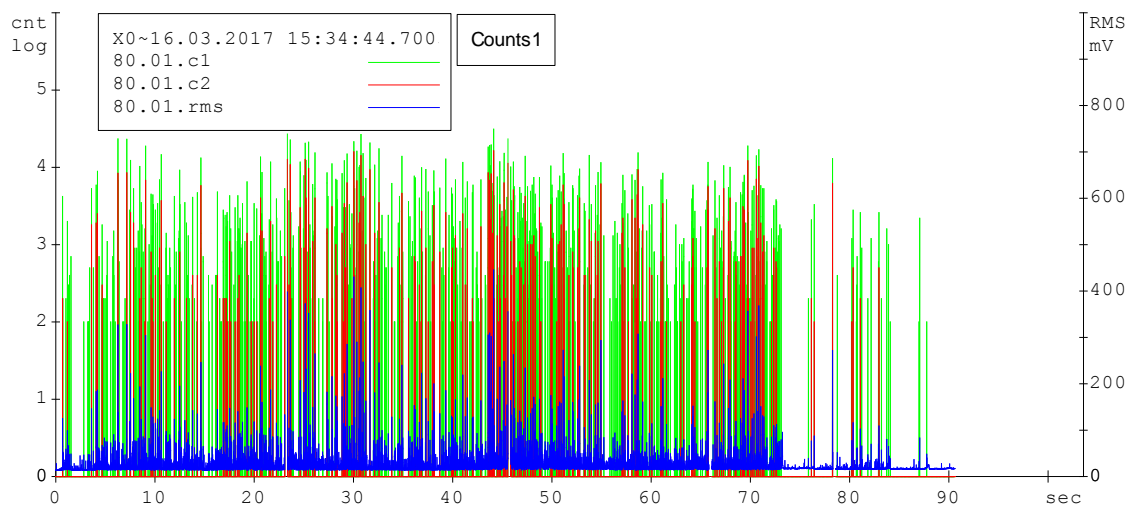


*Příloha 3 Záznam akustické emise vzorku č. 8, popuštěný při teplotě 450 °C, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí (autor)*

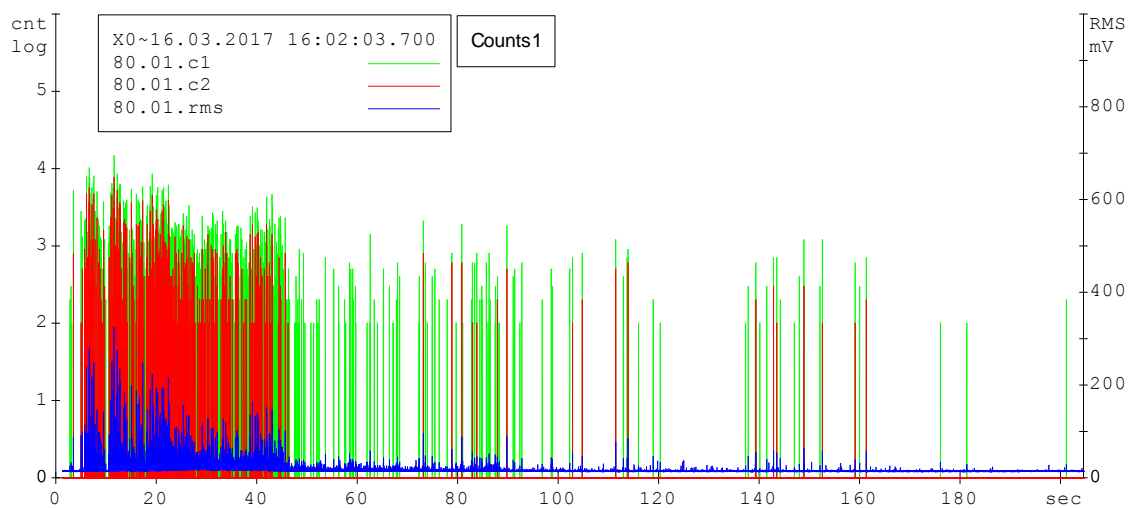


*Příloha 4 Záznam akustické emise vzorku č. 9, popuštěný při teplotě 450 °C (autor)*

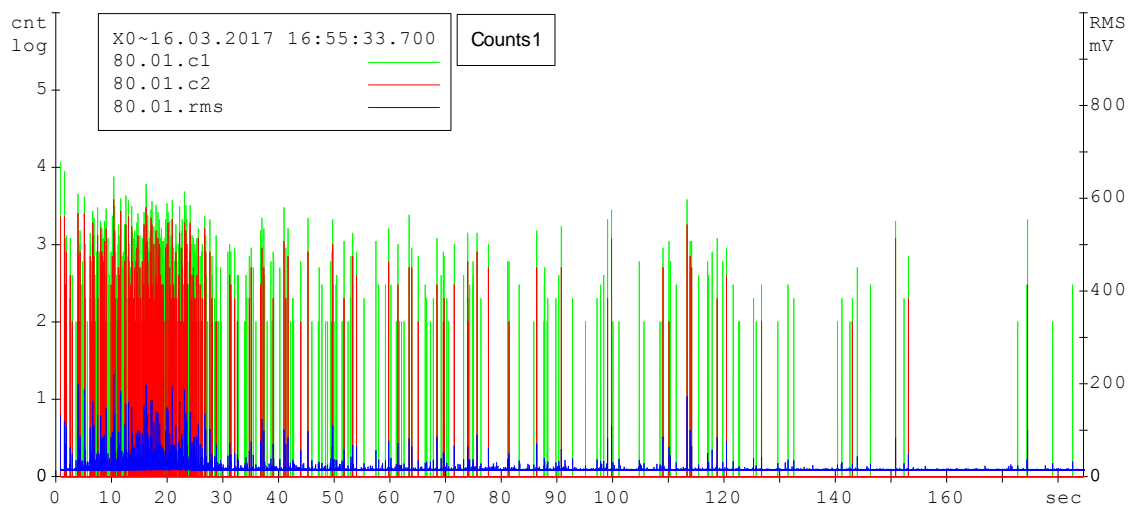




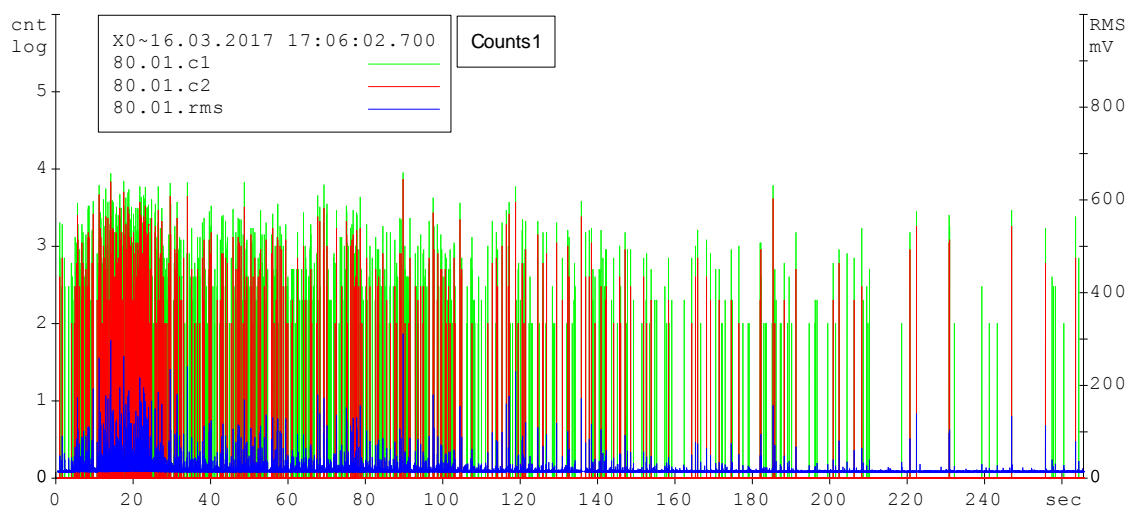
*Příloha 5 Záznam akustické emise vzorku č. 18, popuštěný při teplotě 650 °C, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí (autor)*



*Příloha 6 Záznam akustické emise vzorku č. 19, popuštěný při teplotě 650 °C (autor)*



*Příloha 7 Záznam akustické emise vzorku č. 22 rekrystalizačně žíhaného - dodaný stav, vystaven agresivnímu koroznímu prostředí (autor)*



*Příloha 8 Záznam akustické emise vzorku č. 25 rekrystalizačně žíhaného - dodaný stav (autor)*