

**MENDELOVA UNIVERZITA V BRNĚ  
AGRONOMICKÁ FAKULTA**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**BRNO 2017**

**ALEŠ SUKOVATÝ**



**Vliv chemicko-tepelného zpracování na povrchové  
vlastnosti ocelí**  
Diplomová práce

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

*Vypracoval:*  
Bc. Aleš Sukovatý



## Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem práci: **Vliv chemicko-tepelného zpracování na povrchové vlastnosti ocelí** 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**

Děkuji tímto panu Ing. et Ing. Petru Dostálovi, Ph.D. a panu Ing. Michalu Šustrovi za cenné a užitečné rady, které mi v průběhu zpracování mé diplomové práce poskytovali. Dále bych rád poděloval společnosti Bodycote HT s.r.o. za umožnění provedení experimentálního měření v prostorách firmy a za odborné konzultace, které mi byly v průběhu měření poskytovány.

## **ABSTRAKT**

Diplomová práce je zaměřena na tepelné a chemicko-tepelné zpracování oceli. První část práce je věnována teorii tepelného a chemicko-tepelného zpracování a detailnímu popisu nejčastěji využívaných způsobů. Dále jsou v práci stručně popsány zkoušky použité při praktickém měření. V experimentální části práce je provedeno srovnání tvrdostí nelegovaných a nízkolegovaných ocelí po šesti způsobech chemicko-tepelného zpracování. Vzniklé struktury jsou metalograficky zhodnoceny. V poslední části je vizuálně zhodnocen vliv chemicko-tepelného zpracování na korozní odolnost po korozní zkoušce solnou mlhou. Závěr je věnován diskusi ohledně využití chemicko-tepelného zpracování v technické praxi.

**KLÍČOVÁ SLOVA:** Tepelné zpracování, chemicko-tepelné zpracování, tvrdost, ocel.

## **ABSTRACT**

This thesis deals with heat treatment and chemical heat treatment of steel. The first part is devoted to the theory of heat treatment and chemical heat treatment and detailed description of the most used methods. Next, the work describes the tests used in the practical measurement. In the experimental part, there is hardness comparison of unalloyed and low-alloyed steels after chemical heat treatment in six ways. The resulting structures are evaluated metallographically. In the last part, the work evaluates the influence of chemical heat treatment on corrosion resistance after salt spray test. Conclusion is devoted to the discussion about application of chemical heat treatment in technical practice.

**KEYWORDS:** Heat treatment, chemical heat treatment, hardness, steel.

## OBSAH

<b>1</b>	<b>ÚVOD.....</b>	<b>10</b>
<b>2</b>	<b>CÍL PRÁCE .....</b>	<b>11</b>
<b>3</b>	<b>TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELI.....</b>	<b>12</b>
3.1	Diagram Fe - Fe <sub>3</sub> C.....	12
3.2	Austenitizace .....	14
3.3	Rozpad austenitu .....	14
3.3.1	Izotermický rozpad austenitu .....	15
3.3.2	Anizotermický rozpad austenitu.....	15
3.3.3	Perlitická přeměna.....	16
3.3.4	Bainitická přeměna.....	16
3.3.5	Martenzitická přeměna.....	16
3.4	Žihání .....	17
3.4.1	Žihání rekryalizační.....	17
3.4.2	Žihání na měkko.....	17
3.4.3	Žihání ke snížení vnitřního pnutí .....	17
3.4.4	Žihání protivločkové .....	18
3.4.5	Homogenizační žihání.....	18
3.4.6	Normalizační žihání .....	18
3.5	Kalení .....	19
3.5.1	Kalitelnost .....	19
3.5.2	Prokalitelnost.....	19
3.5.3	Zakalitelnost.....	20
3.5.4	Martenzitické kalení.....	20
3.5.5	Bainitické kalení.....	21
3.6	Popouštění .....	22
3.7	Povrchové kalení.....	22
<b>4</b>	<b>CHEMICKO – TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELI.....</b>	<b>23</b>
4.1	Cementování .....	24
4.1.1	Vakuová cementace .....	25
4.1.2	Plazmová cementace .....	26
4.1.3	Tepelné zpracování po cementaci .....	26
4.2	Nitrocementování .....	27
4.3	Nitridování .....	28

4.3.1	Nitridace v plynu.....	28
4.3.2	Nitridace ve fluidní vrstvě.....	29
4.3.3	Plazmová nitridace.....	29
4.4	Karbonitridování.....	30
<b>5</b>	<b>TEORIE ZKOUŠEK PRO PRAKTICKÉ MĚŘENÍ.....</b>	<b>30</b>
5.1	Zkoušky tvrdosti.....	30
5.1.1	Definice a rozdělení zkoušek.....	30
5.1.2	Zkouška tvrdosti podle Brinella.....	31
5.1.3	Zkouška tvrdosti podle Vickerse.....	31
5.1.4	Zkouška tvrdosti podle Rockwella.....	32
5.2	Korozní zkouška v umělé atmosféře – solné mlze.....	32
<b>6</b>	<b>EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....</b>	<b>33</b>
6.1	Materiál a metodika.....	33
6.1.1	Zkušební materiál.....	33
6.1.2	Zkušební vzorky.....	34
6.1.3	Použitá zařízení.....	35
6.1.4	Postup měření.....	35
6.2	Výchozí materiál.....	36
6.2.1	Srovnání výchozích struktur.....	36
6.3	Zušlechťení.....	37
6.3.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po zušlechťení.....	37
6.3.2	Srovnání struktur po zušlechťení.....	37
6.3.3	Průběh tvrdosti po zušlechťení.....	39
6.4	Cementace s následným kalením a popouštěním.....	40
6.4.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po cementaci.....	40
6.4.2	Srovnání struktur po cementaci.....	40
6.4.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po cementaci.....	41
6.4.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po cementaci.....	42
6.5	Nitrocementace.....	43
6.5.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitrocementaci.....	43
6.5.2	Srovnání struktur po nitrocementaci.....	43
6.5.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po nitrocementaci.....	44
6.5.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po nitrocementaci.....	45
6.6	Nitridace iontová.....	46
6.6.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po iontové nitridaci.....	46



6.6.2	Srovnání struktur po iontové nitridaci.....	46
6.6.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po iontové nitridaci.....	47
6.6.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po iontové nitridaci.....	48
6.7	Nitridace v plynu do hloubky 0,3 mm.....	49
6.7.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitridaci v plynu do 0,3 mm....	49
6.7.2	Srovnání struktur po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm .....	49
6.7.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm .....	50
6.7.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm .....	51
6.8	Nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm.....	52
6.8.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitridaci v plynu do 0,6 mm....	52
6.8.2	Srovnání struktur po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm .....	52
6.8.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm .....	53
6.8.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm .....	54
6.9	Karbonitridace .....	55
6.9.1	Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po karbonitridaci.....	55
6.9.2	Srovnání struktur po karbonitridaci.....	55
6.9.3	Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po karbonitridaci .....	56
6.9.4	Průběh tvrdosti oceli ČSN 14220 po karbonitridaci .....	57
6.10	Srovnání průběhů tvrdosti .....	58
6.11	Tabulky hodnot měření průběhů tvrdosti .....	59
6.12	Vizuální hodnocení korozní odolnosti po zkoušce v solné mlze .....	60
<b>7</b>	<b>VÝSLEDKY A DISKUZE .....</b>	<b>62</b>
<b>8</b>	<b>ZÁVĚR .....</b>	<b>64</b>
<b>9</b>	<b>SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY .....</b>	<b>66</b>
<b>10</b>	<b>SEZNAM OBRÁZKŮ .....</b>	<b>68</b>
<b>11</b>	<b>SEZNAM TABULEK.....</b>	<b>70</b>

# 1 ÚVOD

Slitiny železa jsou nejvíce používaným konstrukčním materiálem ve strojírenství. Tento fakt vyplývá z vysokého obsahu železa v zemské kůře (okolo 4 %) a také především z variability vlastností, které lze získat. Celosvětová produkce oceli se pohybuje okolo 1,6 miliardy tun ročně. Vývoj nových typů ocelí a zlepšení jejich vlastností vedl v posledních letech k posílení konkurenceschopnosti vůči jiným materiálům, jako jsou plasty nebo hliník. Ocel je ve strojírenství klíčovým materiálem a svými vlastnostmi může být měkká nebo vytvrzená, tvárná nebo vysocepevná, magnetická nebo nemagnetická, odolná vůči korozi, opotřebením apod. Tyto vlastnosti závisí nejen na chemickém složení ocelí, ale také na jejich struktuře. K dosažení požadované struktury a tudíž i mechanických, technologických či jiných vlastností se využívá služeb tepelného či chemicko-tepelného zpracování.

V technické praxi se nachází celá řada ocelí odlišné svými vlastnostmi a samozřejmě taky cenou. Z tohoto důvodu se v současnosti stává stále častějším problémem využívání méně kvalitních uhlíkových ocelí na úkor kvalitních legovaných. Následně jim jsou pomocí tepelného či chemicko-tepelného zpracování dodávány požadované vlastnosti, které se ovšem mohou radikálně lišit dle typu použité oceli. Tento fakt může vést k ovlivnění životnosti strojů a zařízení a děje se tak nejen z důvodu úspor ve výrobě, ale také z důvodu časované životnosti nebo morálního zastarávání. Správně provedené chemicko-tepelné zpracování závisí na více faktorech, které ovlivňují výsledek procesu. Nejdůležitějším je materiál, dále tvar součásti a také správný výběr zpracování. Tato práce se bude zabývat právě touto problematikou a to zejména srovnáním vlivu jednotlivých způsobů chemicko-tepelného zpracování na povrchové vlastnosti nelegovaných a nízkolegovaných ocelí.

## 2 CÍL PRÁCE

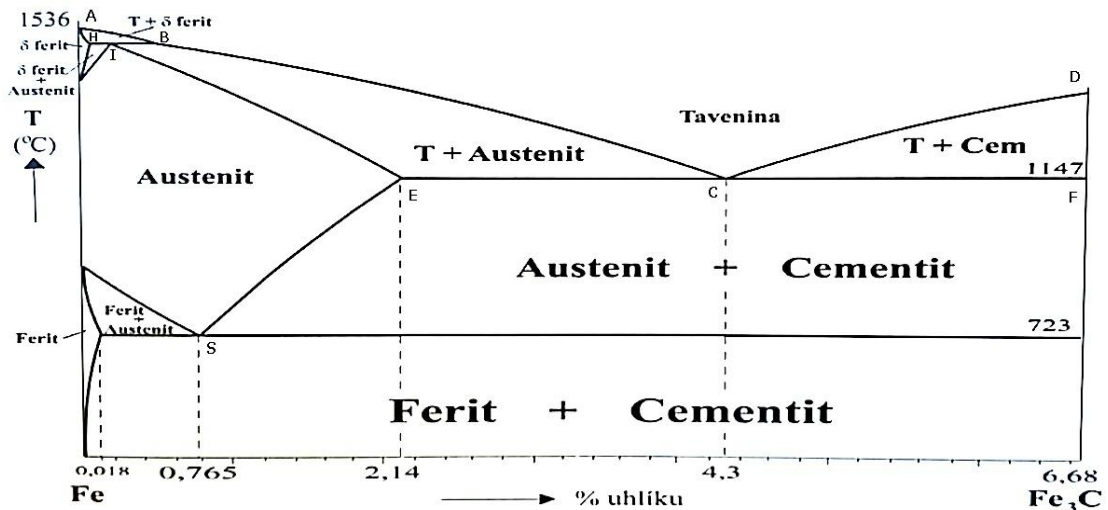
Cílem teoretické části diplomové práce je podat celkový náhled na teorii tepelného a chemicko-tepelného zpracování oceli. Úkolem je popsat základy problematiky a představit nejčastěji využívané způsoby zpracování. Hlavním cílem praktické části je srovnání tvrdostí nelegovaných a nízkolegovaných ocelí po různých způsobech chemicko-tepelného zpracování. Účelem je stanovení povrchových tvrdostí, průběhů tvrdostí a metalografické vyhodnocení vzniklých struktur. Dílčím úkolem je také vizuální zhodnocení korozní odolnosti jednotlivých způsobů zpracování po korozní zkoušce solnou mlhou. Závěr práce bude věnován diskusi o možnostech využití jednotlivých povrchových úprav v technické praxi.

### 3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELI

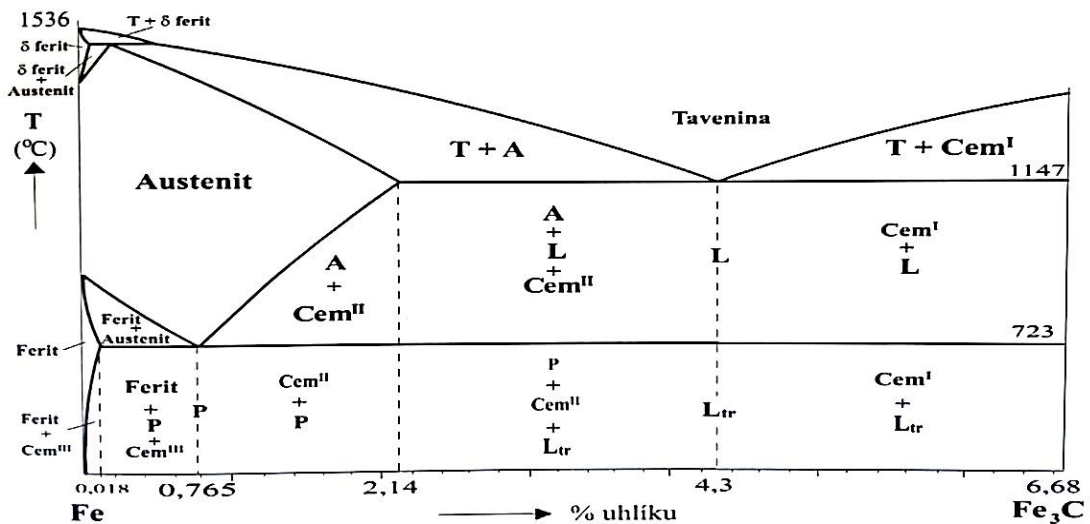
Výsledné vlastnosti ocelí závisí především na chemickém složení a struktuře. Požadované struktury lze dosáhnout tepelným zpracováním tj. řízenými tepelnými cykly. Při tepelném zpracování dochází ke zlepšení mechanických a technologických vlastností ocelí. Průběh tepelného zpracování se skládá z ohřevu na vhodnou teplotu, výdrži na této teplotě a následném ochlazení. Konkrétní druhy tepelného zpracování jsou charakterizovány rychlostí a průběhem ohřevu, konečnou výškou teploty, dobou výdrže na této teplotě nebo rychlostí ochlazování. Podle výšky teploty ohřevu dělíme tepelné zpracování na zpracování bez překrystalizace, při kterém se zachovává feritická a cementitická struktura a na zpracování s překrystalizací, kdy dochází k zásadním změnám struktury v důsledku přeměny modifikace kovu. Velmi pomalé změny probíhající při ochlazování austenitu popisuje rovnovážný diagram železo – karbid železa (Řasa, Švercl, 2007) (Michna a kol., 2012).

#### 3.1 Diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C

Čisté železo, je pro využití v technické praxi měkké, tvárné a má malou pevnost. Nejdůležitějším prvkem, který výrazně ovlivňuje jeho vlastnosti je uhlík. V binární soustavě Fe – C může být uhlík přítomen buď v intersticiálním roztoku se železem, jako intersticiální sloučenina karbid železa (Fe<sub>3</sub>C) nebo jako volně vyloučený grafit. Podle formy vyloučeného uhlíku rozlišujeme stabilní a metastabilní diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C. Oceli, tj. slitiny železa s uhlíkem do obsahu 2,14 % se řídí výhradně podle metastabilní (rovnovážné) soustavy. Rovnovážný diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C slouží k zobrazení změn při ochlazování slitin železa v závislosti na obsahu uhlíku. Oceli a v rovnovážném diagramu je rozdělujeme na oceli podeutektoidní, nadeutektoidní a eutektoidní (0,765 % C). Slitiny s obsahem nad 2,14 % C nazýváme surová železa a litiny. Mezi nejdůležitější body v diagramu patří bod S – eutektoidní bod a bod C – eutektický bod. Linie, nad níž se nachází pouze tavenina, se nazývá likvidus (linie ABCD). Linie, pod kterou se nachází pouze ztuhlá slitina, se nazývá solidus (linie AHIECF). Mezi těmito dvěma liniemi se nachází pásmo směsi ztuhlého kovu a taveniny. Rovnovážný diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C lze popsat fázově (obr. 1) nebo strukturně (obr. 2) (Filípek, 2006) (Filípek, Černý, 2009) (Skálová a kol., 2010).



Obr. 1 Fázový diagram metastabilní soustavy Fe – Fe<sub>3</sub>C (Filipek, 2006)



Obr. 2 Strukturní diagram metastabilní soustavy Fe – Fe<sub>3</sub>C (Filipek, 2006)

### Struktury ocelí a litin

Austenit – intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\gamma$ . Krystalizuje v krychlové plošně středěné mřížce a má lepší rozpustnost uhlíku ferit. Krystaly jsou měkké, houževnaté a tvárné.

Ferit – tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$ . Krystalizuje v krychlové prostorově středěné mřížce a vyznačuje se malou pevností a tvrdostí.

Cementit (Fe<sub>3</sub>C) – chemická sloučenina železa a uhlíku krystalizující v kosočtverečné krystalové soustavě. Vyznačuje se vysokou tvrdostí (až 65 HRC) a křehkostí.

*Perlit* – vzniká eutektoidní přeměnou austenitu na směs feritu a cementitu a je relativně pevný a tvárný. Ve slitině se vyskytuje buď jako *lamalární (základní strukturní složka konstrukčních ocelí)* nebo jako *globulární (nižší tvrdost a vyšší obrobiteľnosť)*.

*Ledeburit* – eutektická směs austenitu a cementitu vznikající u slitin s obsahem nad 2,14 % uhlíku.

*Martenzit* – metastabilní, silně přesycený tuhý roztok uhlíku v Fe<sub>α</sub>. Vzniká při ochlazení austenitu nadkritickou rychlostí a je velice tvrdý a křehký.

*Bainit* – vzniká rozpadem přechlazeného austenitu v širokém rozsahu teplot. Struktura bainitu je tvořena jehlicemi feritu a vyloučenými karbidy.

*Sorbit* – jeho struktura je tvořena jemnými částicemi karbidů vyloučenými v základní struktuře feritu. Sorbit vzniká při popouštění z martenzitu a vyznačuje se vysokou pevností a houževnatostí (Řasa, Švercl, 2007).

### **3.2 Austenitizace**

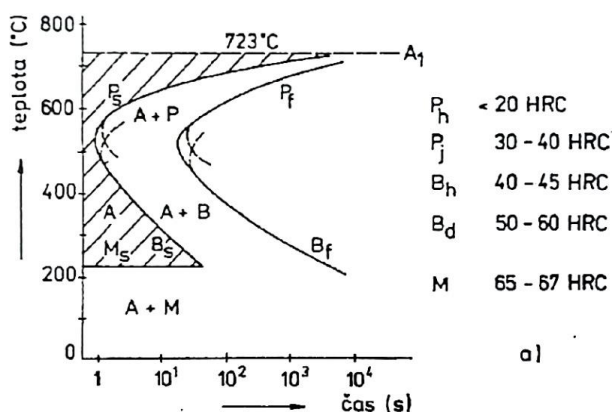
Austenitizace je základní proces všech druhů překrystalizačního tepelného zpracování. Při zahřívání oceli nad kritické teploty dochází k přeměně feriticko-cementitické struktury na austenitickou. Začíná vždy přeměnou perlitu v austenit nad teplotou A<sub>c1</sub> a je následována postupným rozpouštěním feritu nebo cementitu. Zárodky austenitu začínají vznikat na rozhraní ferit – cementit a nárůst pokračuje ve feritu. Růst je řízen difúzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do okolního austenitu. Po přeměně perlitu na austenit zůstávají v austenitu zachovány zbytky karbidů, které se dále rozpouštějí. V průběhu času a zvyšováním teploty dochází k vyrovnávání lokálních rozdílů koncentrace uhlíku a k homogenizaci austenitu. Na průběh austenitizace má vliv především druh výchozí struktury a chemické složení oceli (Macek a kol., 2008).

### **3.3 Rozpad austenitu**

Proces přeměny austenitu na jeho rozpadové produkty je difúzním dějem, při kterém se atomy uhlíku přemísťují na značné vzdálenosti. Rozpad austenitu proto vyžaduje k dokončení procesu přiměřenou dobu, která závisí na rychlosti ochlazování, teplotě, při níž proces probíhá a také na chemickém složení oceli. Rychlým ochlazením se austenit dostává do stavu nestabilního a za určitý čas se rozpadá. Průběh rozpadu austenitu se v technické praxi nejčastěji znázorňuje diagramy IRA (izotermický rozpad austenitu) a ARA (anizotermický rozpad austenitu) (Ecosond, 2009).

### 3.3.1 Izotermický rozpad austenitu

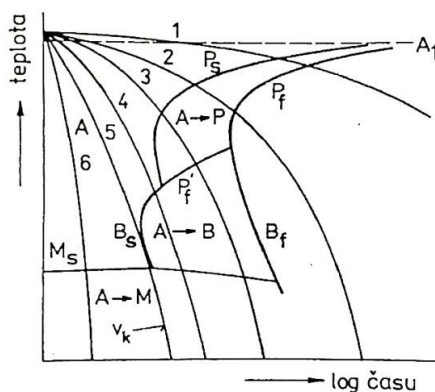
Tento proces spočívá v co nejrychlejšímu ochlazení na teplotu, při níž austenit nemůže dlouhodobě existovat a stává se nestabilním. Tato doba se nazývá inkubační. Po uplynutí této doby se začíná austenit přeměňovat na nové struktury při konstantní teplotě tj. izotermicky (Ecosond, 2009).



Obr. 3 Schéma izotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli (Ptáček a kol., 2002)

### 3.3.2 Anizotermický rozpad austenitu

Principem anizotermického rozpadu austenitu je plynulé ochlazování různou ochlazovací rychlostí na teplotu okolí. Nové struktury vznikají v závislosti na rychlosti ochlazování tj. anizotermicky. Schéma diagramu ARA je znázorněno na obr. 4, kde jsou pomocí křivek 1 až 6 znázorněny jednotlivé rychlosti ochlazování (Machek, Sodomka, 2001).



Obr. 4 Schéma anizotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli (Ptáček a kol., 2002)

### 3.3.3 Perlitická přeměna

Principem perlitické přeměny je rozpad austenitu uhlíkové oceli o eutektoidním složení na perlit, tj. eutektoidní směs feritu a cementitu. Začíná vždy heterogenní nukleací vedoucí fáze obvykle na hranicích zrn, kdy vedoucí fází může být jak ferit tak cementit. Pravděpodobnost vzniku zárodku jedné či druhé fáze je určena přesycením austenitu vzhledem k těmto fázím. Rychlost růstu perlitu v uhlíkových ocelích je řízena difuzí uhlíku a je experimentálně dokázáno, že všechny legující prvky s výjimkou hliníku a kobaltu snižují rychlost jeho přeměny. Perlit se může vyskytovat ve formě lamelárního nebo ve formě zrnitého (globulárního) (Ptáček a kol., 2002).

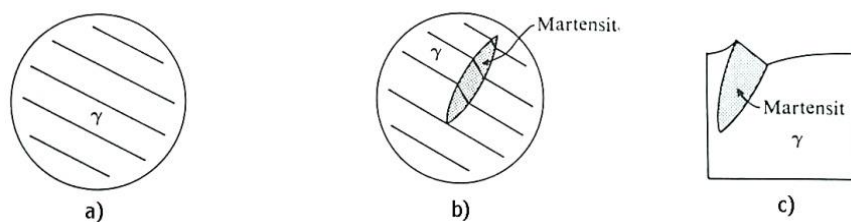
### 3.3.4 Bainitická přeměna

Bainit lze označit jako směs feritu a jemně rozptýlených částic karbidů. Na rozdíl od perlitu je to nelamelární forma struktury. Bainitická struktura je ze všech struktur nejsložitější a závisí především na obsahu uhlíku a slitinových prvků. Austenit se při této přeměně rozpadá na směs feritu a jemně rozptýlených částic karbidů. Morfologie bainitu závisí na teplotě přeměny, kdy v horních teplotách vzniká struktura zvaná horní bainit, která plynule přechází při nízkých teplotách na bainit dolní. Při spojení začátků a ukončení přeměn austenitu na bainit při různých teplotách ochlazování vzniknou křivky nazývané bainit start ( $B_s$ ) a bainit finish ( $B_f$ ), které navazují na křivky  $P_s$  a  $P_f$ . Po ukončení bainitické přeměny je možné ocel již ochladit na teplotu okolí, ale určitý podíl austenitu, který je označován jako zbytkový, zůstane vždy nepřeměněn (Machek, Sodomka, 2001) (Ptáček a kol., 2002).

### 3.3.5 Martenzitická přeměna

Martenzitická přeměna je tzv. bezdifuzní přeměnou. Martenzit je přesycený tuhý roztok v  $Fe_\alpha$  a vzniká složitým smykovým mechanismem v atomové struktuře. Při této přeměně se plošně středěná mřížka austenitu přemění na mřížku tetragonální. Vysoká vnitřní pnutí se navenek projeví výrazným zvýšením tvrdosti a pevnosti, ale také vysokou křehkostí materiálu. Struktura martenzitu má tvar desek (jehlic) a schéma její tvorby je znázorněno na obr. 5 (Machek, Sodomka, 2001).





Obr. 5 Princip tvorby martenzitické desky: a) referenční rysky na austenitické desce  
 b) posunutí referenčních čar c) kolmý řez přes austenitickou desku  
 (Machek, Sodomka, 2001)

### 3.4 Žihání

Žihání je proces, skládající se z ohřevu na určitou teplotu, výdrže na této teplotě a pozvolném ochlazování s cílem získání stavu blízkému stavu rovnovážnému. Žihání ocelí lze rozdělit na žihání bez překrytálizace (rekrytálizační, na měkko, ke snížení vnitřních pnutí) a žihání s překrytálizací (homogenizační, normalizační, základní).

#### 3.4.1 Žihání rekrytálizační

Žihání rekrytálizační se vyznačuje obnovením požadovaných tvárných vlastností ocelí po tváření za studena. Součástí je nejprve ohřátá na rekrytálizační teplotu, následuje výdrž na teplotě po vhodnou, předem stanovenou dobu a nakonec ochlazena na vzduchu. Rekrytálizační žihání se provádí za účelem snížení napět'ového stavu po zpevnění a obvykle se provádí za teplot 550 až 700 °C (Pilous, 2015).

#### 3.4.2 Žihání na měkko

Žihání na měkko se provádí u ocelí s obsahem uhlíku nad 0,4 % s cílem snížení tvrdosti a tím pádem zlepšení následné obrobiteľnosti za studena. Cílem je rovněž zajištění homogenizace struktury materiálu tak, aby byl vhodný pro následné kalení. Zpravidla je účelem tohoto žihání převedení lamelárního perlitu na globulární (Kraus, 2013).

#### 3.4.3 Žihání ke snížení vnitřního pnutí

Při žihání ke snížení vnitřního pnutí je usilováno o snížení zbytkových pnutí vzniklých při předchozích operacích bez podstatné změny struktury a původních vlastností. Základní význam má teplota žihání a u konstrukčních ocelí se pohybuje obvykle v rozmezí 450 až 650 °C. Teplota a doba výdrže žihání závisí především na požadovaném stupni snížení zbytkových pnutí v materiálu a druhu oceli, např. u vysokolegova-

ných ocelí (např. rychlořezné) mohou žíhací teploty dosahovat až 780 °C a naopak u povrchově kalených ocelí jen 150 až 200 °C (Kraus, 2013).

#### **3.4.4 Žihání protivločkové**

Žihání protivločkové je druhem žihání s cílem zabránit vzniku trhlin, způsobených přítomností difúzního vodíku. Z důvodu snižující se rozpustnosti vodíku s klesající teplotou a za současné transformace vodíku z atomární formy do molekulární se zvyšuje jeho objem a dochází ke zvýšení stavu napjatosti. Tento stav se zvyšuje natolik, že při překročení hodnoty meze pevnosti materiálu dochází ke vzniku trhlin, které mají tvar stříbrných vloček. Protivločkové žihání se provádí obvykle při teplotách kolem 600 °C a výdrži 2 až 10 hodin (Pilous, 2015).

#### **3.4.5 Homogenizační žihání**

Podstatou homogenizačního (difúzního) žihání je snaha vyrovnat nestejnou chemického složení ocelí za pomoci difúze. Heterogenita materiálu může být buď pásmová (likvace) nebo mezidendritická (segregace). Pásmová heterogenita závisí především na nečistotách a plynech v materiálu, za to mezidendritická závisí na morfologii dendritů a ovlivňuje rozložení legujících a doprovodných prvků (Kraus, 2013).

Proces homogenizačního žihání lze definovat jako ohřev na teplotu mezi 1000 až 1200 °C (dostatečná difuzivita), kde následuje výdrž obvykle v rozmezí 6 až 15 hodin a následné pomalé ochlazování. Z důvodu výdrže na vysoké teplotě dochází k homogenizaci makrostruktury, ale současně k vyšší oxidaci a oduhličení povrchu a případně i ke zhoršení (zhrubnutí) mikrostruktury. Tento druh žihání je nákladnou operací, proto se využívá především u velkých odlitků nebo výkovků z legovaných ocelí (Kraus, 2013).

#### **3.4.6 Normalizační žihání**

Cílem normalizačního žihání je dosažení rovnoměrné a jemnozrné struktury materiálu, která je obvykle tvořena směsí feritu a perlitu. Materiál je ohřát přibližně na teplotu kalení (800 až 920 °C), kdy vznikají nová austenitická zrna. Následuje výdrž na teplotě obvykle 1 hodinu a ochlazení na vzduchu (v plynu). V některých případech je proces normalizačního žihání prováděn v ochranné atmosféře a je tak zabráněno oxidaci a oduhličení materiálu. Využívá se především u uhlíkatých a nízkolegovaných ocelí a výsledná tvrdost závisí na rozměrech dílu a rychlosti ochlazení, obvykle 100 až 250 HB (Kraus, 2013).

## 3.5 Kalení

Účelem kalení je zvýšit tvrdost oceli vytvořením částečné nebo zcela nerovnovážné struktury. Proces kalení je charakteristický ohřevem součásti na austenitizační teplotu, výdrží na této teplotě a následném ochlazení rychlostí větší než kritickou. Základní strukturou kalených ocelí je struktura martenzitická nebo bainitická. Oceli vhodné ke kalení musí obsahovat více než 0,3 % uhlíku, protože oceli s nižším obsahem uhlíku vytváří jen malé množství martenzitu, který se ve finálních vlastnostech nijak neprojeví. Rychlost ochlazení materiálu musí být dostatečná, aby došlo k přeměně austenitu na martenzit, ale při příliš vysoké rychlosti může docházet ke vzniku příliš velkých vnitřních pnutí. Proto se obvykle volí ochlazovací rychlost jen bezpodmínečně nutná pro vytvoření požadovaných vlastností (Kraus, 2013) (Macek a kol., 2008).

Regulace rychlosti kalení se provádí pomocí vhodného ochlazovacího prostředí. Od nejrazantnějšího po nejmírnější můžeme prostředí seřadit následovně: vodní sprcha, proudící voda, klidná voda, voda s přísadou oleje nebo mýdla, rostlinné nebo minerální oleje, roztavené soli, roztavené kovy, proudící vzduch a klidný vzduch. Ocele, kterým k vytvoření požadované struktury a mechanických vlastností postačuje ochlazení na vzduchu, nazýváme samokalitelné (Kraus, 2013) (Macek a kol., 2008).

### 3.5.1 Kalitelnost

Kalitelnost lze definovat jako schopnost oceli dosáhnout kalením martenzitické (bainitické) struktury s vysokou tvrdostí. Maximální dosažitelná tvrdost po zakalení je závislá především na obsahu uhlíku. Oceli s obsahem uhlíku menším jak 0,2 % se označují jako nezakalitelné. Při kalení legovaných ocelí se potřebný obsah uhlíku mírně snižuje díky přísadám legujících prvků v oceli (Macek a kol., 2008).

### 3.5.2 Prokalitelnost

Prokalitelnost lze definovat jako schopnost oceli dosáhnout po kalení v určité hloubce pod povrchem tvrdosti odpovídající kalitelnosti dané oceli při 50 % martenzitu ve struktuře. Prokalitelnost je závislá na teplotě ohřevu součásti, rychlosti ochlazování a obsahu legujících prvků. Zjišťuje se pomocí Jominyho zkoušky prokalitelnosti (Macek a kol., 2008).

### 3.5.3 Zakalitelnost

Zakalitelnost je schopnost konkrétní oceli dosáhnout maximální možné tvrdosti pomocí bezdifuzní přeměny austenitu. Výslednou strukturou v tomto případě je martenzit. Jeho tvrdost však není vždy stejná a závisí především na chemickém složení oceli a na struktuře oceli před kalením (Machek, Sodomka, 2001).

### 3.5.4 Martenzitické kalení

Martenzitická struktura se vyznačuje svou vysokou tvrdostí, ale zároveň je i křehká. Způsoby martenzitického kalení lze rozdělit na kalení nepřetržité, lomené, termální a kalení se zmrazováním.

Při nepřetržitém kalení dochází k ochlazení z kalící teploty v jediném prostředí a to nejčastěji ve vodě. Ochlazení je velice prudké a dochází k velkému vnitřnímu tření v materiálu. Tento způsob je využíván u jednoduchých součástí s nízkými požadavky na mechanické vlastnosti.

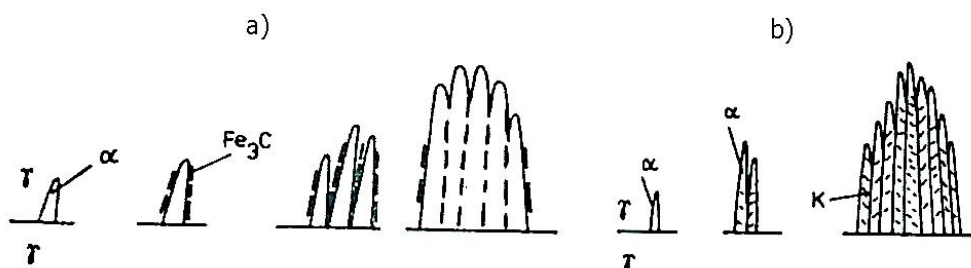
Při lomeném kalení dochází k ochlazení dílu stejně jako u nepřetržitého kalení zprvu velmi prudce, aby nedošlo ke vzniku perlitu. Při dosažení teploty těsně nad  $M_s$  je kalený díl vyjmut z prvního ochlazovacího prostředí a vložen do prostředí s nižší ochlazovací schopností např. do oleje. Výrazně se tak sníží vnitřní pnutí v materiálu.

V případě termálního kalení probíhá první část ochlazování stejně jako u předšlých případů s tím rozdílem, že při dosažení teploty těsně nad  $M_s$  je díl vložen do ochlazovacího prostředí, které udržuje teplotu na této hranici po určitou dobu. Dochází tak k částečnému vyrovnání teplot na povrchu a uvnitř materiálu. Po uplynutí stanovené doby je díl dochlazen pod teplotu martenzitické přeměny (např. na vzduchu). Cílem termálního kalení je maximální omezení vnitřních pnutí uvnitř materiálu.

Posledním způsobem je kalení se zmrazováním, které se využívá u ocelí s teplotou ukončení martenzitické přeměny pod  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ . V případě zakalení těchto ocelí do běžných ochlazovacích prostředí by nebyla martenzitická přeměna dokončena a součást by nebyla dostatečně zakalena. Proces kalení se zmrazováním probíhá nejprve ve vodě a následně se zmrazuje např. v kapalném dusíku. Příkladem využití tohoto druhu kalení jsou nadeutektoidní oceli nebo oceli korozivzdorné (Macek a kol., 2008) (Skálová a kol., 2010).

### 3.5.5 Baitické kalení

Baitit lze definovat jako nerovnovážnou nelamelární směs feritu a karbidů. Vzniká přeměnou z austenitu, vyznačuje se vynikajícími vlastnostmi a na rozdíl od martenzitu je velmi houževnatý. Z tohoto důvodu není nutné baiticky kalené oceli dále popouštět za účelem snížení křehkosti. Obvykle se rozlišují dva typy baititu – baitit horní a baitit spodní. Baitické kalení je možné dále rozdělit na dva způsoby a to kalení izotermické a kalení nepřetržité (Kraus, 2013).



Obr. 6 Schéma vzniku baititu: a) horní baitit b) spodní baitit (Kraus, 2013)

První možností baitického kalení je kalení izotermické. Při tomto způsobu se součást kalí do solné nebo kovové lázně na teplotu, kdy nevzniká ani perlit ani martenzit. Následuje dostatečně dlouhá výdrž na teplotě a po ukončení procesu přeměny austenitu na baitit je součást dochlazena na vzduchu na teplotu okolí. Využití nachází především u uhlíkových a nízkolegovaných ocelí, u nichž je požadována jak vysoká tvrdost, tak houževnatost (Kraus, 2013).

Druhým způsobem je kalení nepřetržité. Tento proces lze provést u ocelí, které díky obsahu legujících prvků mají v diagramech IRA (ARA) zřetelně oddělenou část baitickou od části perlitické. Výsledná struktura závisí na rychlosti ochlazování a může obsahovat buď samý baitit, nebo směs baititu a martenzitu (je nutno dále popouštět) (Kraus, 2013).

### 3.6 Popouštění

Popouštěním rozumíme ohřev kaleného výrobku na stanovenou popouštěcí teplotu, výdrž na této teplotě za účelem vytvoření struktur blízcích se k rovnovážnému stavu a následné ochlazení na teplotu okolí způsobem vhodným pro danou ocel. Ve struktuře dochází k fázovým přeměnám, které se týkají nejen základních fází (martenzitu a zbytkového austenitu), ale i minoritních fází (karbidů a karbonitridů), které již existují nebo vznikají během popouštění. Při popouštění kalené oceli, rozlišujeme čtyři stadia popouštění:

- První stádium probíhá do teplot cca 200 °C a dochází v něm k rozpadu tetragonálního martenzitu na nerovnovážený karbid  $\epsilon$  ( $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$ ) a nízkouhlíkový martenzit (cca 0,25 % C). Výsledkem je popouštěný (kubický) martenzit a také mírné snížení vnitřního pnutí.
- Druhé stádium probíhá za teplot 200 až 300 °C a dochází při něm k rozpadu zbytkového austenitu ve strukturu bainitického typu. Významnou změnou vlastností je zvětšení měrného objemu oceli.
- Třetí stádium probíhá při teplotách nad 350 °C a vyznačuje se vznikem rovnovážného tuhého roztoku  $\alpha$  – ferit. Výrazně se mění vlastnosti oceli, snižuje se tvrdost, zvětšuje se tvárnost a houževnatost a klesá zbytkové napětí. Výsledkem je feriticko – cementitická struktura zvaná jako sorbit.
- Čtvrté stádium probíhá za teplot nad 500 °C a bývá označováno jako postupné hrubnutí částic cementitu, rekrytalizace a hrubnutí feritického zrna. Za nižších teplot je získávána struktura sorbit a za nejvyšších teplot zrnitý perlit. Dochází ke zvyšování houževnatosti a plasticity oceli (Kraus, 2013).

### 3.7 Povrchové kalení

Účelem povrchového kalení je dosažení vysoké povrchové tvrdosti a zároveň zachování houževnatého jádra. Tímto způsobem je tedy možno docílit dobré odolnosti proti opotřebení a současně vysoké odolnosti proti rázům v jádře. Rozdílných vlastností na povrchu a v jádře se dosahuje rychlým ohřevem na kalící teplotu a následným rychlým ochlazením. Pokud se povrch součásti ohřívá větší rychlostí, než jakou se odvádí teplo směrem k jádru součásti, dochází vlivem tepelného spádu k dosažení kalící teploty jen do určité hloubky pod povrchem. Kalící teplota musí být výrazně vyšší než při ohře-

vu v peci a to hlavně díky velkým rychlostem ohřevu a krátké výdrži na teplotě. Mechanismus fázových přeměn se při tomto zpracování zásadně nemění, protože vytvoření austenitu s vyhovující chemickou homogenitou by vyžadovalo v těchto podmínkách teplotu podstatně vyšší (až o 200 °C) (Kraus, 2013).

Výsledná struktura je jemnozrnná, martenzitická, tvrdost je obvykle vyšší než při obvyklých způsobech objemového kalení a to především z důvodu nepřítomnosti zbytkového austenitu v povrchové vrstvě. Hloubka povrchové vrstvy se pohybuje od 0,5 až 3 mm a závisí na velikosti součásti a účelu jejího použití. Nejvhodnější oceli pro povrchové kalení jsou uhlíkové oceli s obsahem uhlíku 0.4 až 0.5 %, u nichž nehrozí nebezpečí popraskání a lze docílit vysoké povrchové tvrdosti. Nevhodné jsou naopak oceli s vyšším obsahem legujících prvků a působí při povrchovém kalení značné potíže. Podle způsobu ohřevu materiálu na kalící teplotu rozeznáváme povrchové kalení plamenem, indukčním ohřevem, kalení v lázních a kalení vysokoenergetickými zdroji (Kraus, 2013).

## **4 CHEMICKO – TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELI**

Chemicko – tepelné zpracování oceli lze definovat jako kombinaci tepelného zpracování a změn v chemickém složení povrchové vrstvy materiálu. Podstatou chemicko – tepelného zpracování oceli je vždy reakce mezi zpracovávaným materiálem a okolním prostředím. Dochází tak k modifikaci chemického složení v podpovrchových vrstvách základního materiálu. Tato výměna hmoty může být uskutečňována záměrně (chemicko – tepelným zpracováním) nebo samovolně. Obecně mohou existovat tři způsoby výměny hmoty:

- přenos hmoty z reakčního prostředí do materiálu (např. cementace)
- přenos hmoty z materiálu do reakčního prostředí (např. oduhličování)
- přenos hmoty je v obou směrech stejný (např. tepelné zpracování v řízených atmosférách) (Kraus, 2013).

Hlavním cílem při chemicko - tepelném zpracování oceli je bezesporu zlepšení mechanických vlastností. Do těchto vlastností řadíme především povrchovou tvrdost, odolnost vůči opotřebení a odolnost proti únavě materiálu. Podmínkou tohoto procesu je

zachování houževnatého jádra. Dalšími vlastnostmi, které lze při chemicko-tepelném zpracování získat, může být odolnost proti korozi nebo žáru (např. hliníkování, boridování). Těchto požadovaných vlastností můžeme dosáhnout dvěma způsoby:

- pouze nasycením povrchové vrstvy patřičným prvkem za zvýšených teplot a následným pomalým ochlazováním (nitridace)
- následným tepelným zpracováním, jako např. kalení s následným popouštěním (cementace) (Kraus, 2013).

Pro hodnocení kvality a stanovení tloušťky difúzní vrstvy je důležité znát kinetiku přenosu hmoty. Obecně můžeme rozdělit procesy chemicko – tepelného zpracování do čtyř základních pochodů:

1. **adsorpce** molekul chemických látek na kovovém povrchu
2. **disociace** adsorbovaných molekul za vzniku aktivních atomů nasycujícího prvku
3. **absorpce** aktivních atomů obohacovaným povrchem
4. **difúze** absorbovaných atomů z povrchu dovnitř difúzní vrstvy (Kraus, 2013).

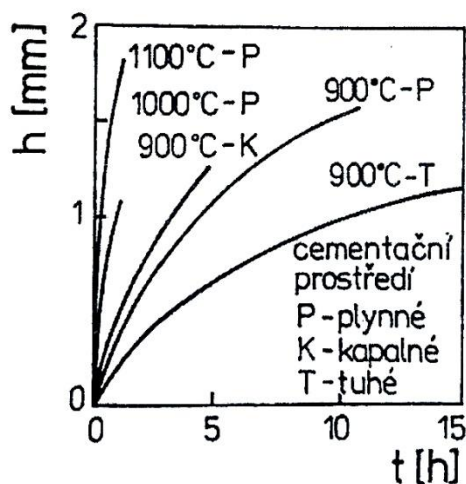
## 4.1 Cementování

Proces cementace lze označit jako chemicko – tepelný difúzní proces, který spočívá v syčení povrchové vrstvy uhlíkem v kapalném, plynném nebo tuhém prostředí. Provádí se ohřevem oceli na teploty, při kterých se tvoří homogenní austenitická fáze v prostředí vhodného zdroje uhlíku. Teploty při cementaci obvykle dosahují hodnot mezi 850 až 1050 °C a závisí především na druhu oceli, velikosti výrobku a nauhličujícím prostředí. Cementováním se obohacují nízkouhlíkové oceli do obsahu 0,25 % uhlíku. Ve správně nauhličeném povrchu by mělo být obsaženo 0,85 % uhlíku. Vzniklá povrchová vrstva se vyznačuje svou vysokou tvrdostí a ořezuvzdorností se současným zachováním houževnatého jádra (Kraus, 2013) (Macek a kol. 2008).

Nejčastěji využívaným médiem při cementaci v dnešní době je plyn. Nejpoužívanější cementační plyny jsou CO a CH<sub>4</sub>, u náročnějších nástrojů je využíváno cementování v solných lázních na bázi kyanidu a uhličitanu sodného. Hloubka cementované vrstvy se většinou pohybuje kolem 1 - 2 mm, jen ve výjimečných případech nad 2 mm. Této hloubky lze dosáhnout zhruba po 6 až 16 hodinách cementování podle podmínek procesu. Teploty při cementování uhlíkových ocelí v plynné atmosféře se pohybují v rozmezí 900 až 950 °C s výjimkou dědičně jemnozrnných cementačních ocelí, které



lze cementovat při vyšších teplotách (až 1050 °C). Zvyšováním cementační teploty lze proces urychlit, ale od určité teploty začne klesat nauhličující potenciál (Kraus, 2013).



Obr. 7 Průběh tvrdosti po zakalení v cementační vrstvě vzniklé v plynu, vakuu nebo plazmatu (Macek a kol., 2008)

#### 4.1.1 Vakuová cementace

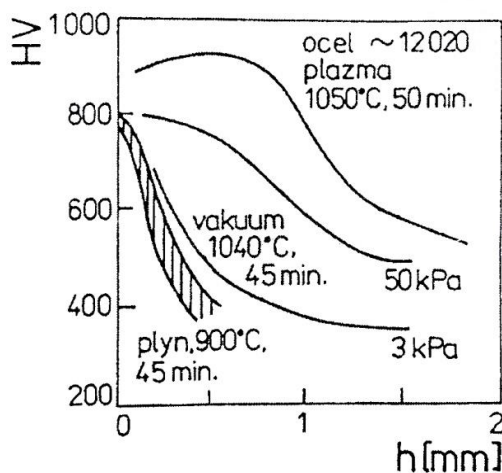
Vakuové cementování je modifikací cementování v plynu, která využívá nauhličujícího a difuzního stádia. Můžeme ji označit jako cementaci za podtlaku, protože je obohacování uhlíkem prováděno při tlacích výrazně pod hladinou atmosférického tlaku.

Vakuová cementace má dvě fáze. V první fázi dochází k sycení povrchu na vysoký obsah uhlíku, aby v druhé difúzní fázi mohl být vysoký obsah snížen difúzí uhlíku do jádra. Následně je ocel zakalena v oleji nebo proudícím plynem. Proces vakuového cementování probíhá ve speciálně konstruovaných vakuových pecích, kde se nejčastěji jako cementační médium používá metan, který reaguje s povrchem kovu při teplotách 950 až 1050 °C. Rozpětí tlaků při vakuovém cementování se pohybuje typicky mezi 1 kPa až 25 kPa. Při překročení tlaku 40 kPa dochází v peci k nadměrnému sazení (usazování uhlíku). Mezi hlavní výhody patří především rovnoměrnost hloubky nauhličené vrstvy, vyšší rychlost procesu a zlepšené mechanické vlastnosti, neboť nevzniká oxidace na hranicích zrn. (Macek a kol., 2008).

#### 4.1.2 Plazmová cementace

Plazmová, nebo také iontová cementace je dalším způsobem urychlení procesu cementování. Pomocí doutnavého výboje přímo přivádí ionty nesoucí uhlík na povrch oceli, na rozdíl od cementace v plynu, kde rozklad metanu je dějem postupným. Při plazmovém cementování dochází k sycení povrchové vrstvy uhlíkem, stejně jako u vakuového cementování v bezkyslíkatém prostředí a lze tedy využít vyšší teplotu a tím i větší rychlost difúze (Kraus, 2013) (Macek a kol., 2008).

Mezi výhody plazmového cementování patří především vysoká časová úspora (až devítinásobná), rovnoměrná hloubka vrstvy (obklopení výrobku plazmatem), provozní náklady plazmové cementační pece oproti elektricky vyhřívané peci (až o 45%) a čistší a bezpečnější prostředí (Kraus, 2013) (Macek a kol., 2008).



Obr. 8 Průběh tvrdosti po jednotlivých způsobech cementace  
(Macek a kol., 2008)

#### 4.1.3 Tepelné zpracování po cementaci

V současnosti se využívá jednoduchých postupů, při kterých je výrobek ochlazován až na teplotu okolí pouze v závěrečných operacích tepelného zpracování. Výrobek je nutné po cementaci ochladit na teplotu okolí v případě, že bylo nauhličováno v zásypu (potřeba očištění) nebo pokud je nutné výrobek dále obrábět (Kraus, 2013).

Nejsnadnější možností tepelného zpracování po cementaci je přímé kalení z cementační teploty. Tato teplota je ovšem příliš vysoká pro kalení cementační vrstvy, proto dochází při dlouhé výdrži na teplotě ke hrubnutí zrna austenitu. Při přímém kalení

se tak získává hrubá martenzitická struktura s velkým podílem zbytkového austenitu, který zapříčiňuje nižší tvrdost vrstvy a dochází k značným deformacím výrobku. Častější možností je kalení s přichlazením, kdy je výskyt deformací omezen a je snížen podíl zbytkového austenitu. Přímé kalení s přichlazením je moderní postup zejména u jemnozrnných cementačních ocelí (Cr-Mn-Ti) nauhličovaných v plynu. V současnosti nejpoužívanějším způsobem je kalení s podchlazením. Vlivem rychlého ochlazení dochází k překrystalizaci, tudíž je ve výsledku struktura jemnější. Sníží se i podíl zbytkového austenitu a vrstva tak vyniká svou vysokou povrchovou tvrdostí. Využívá se především u výrobků bez zvláštních požadavků na pevnost jádra, neboť obsahuje určitý podíl feritu (Kraus, 2013).

Poslední operací po cementaci je nízkoteplotní popouštění, při kterém dochází ke snižování zbytkového napětí a stabilizaci výrobku. Popouštění probíhá při teplotách 160 až 220 °C a délce 1 až 2 hodin. Tvrdost po popouštění standardně nebývá nižší než 58 až 60 HRC (Kraus, 2013).

## 4.2 Nitrocementování

Kombinace sycení povrchu ocelí uhlíkem a dusíkem se nazývá nitrocementace. Provádí se nejčastěji při teplotě 840 až 860 °C a vrstva dosahuje hloubky kolem 0,25 mm. Vrstva je tvořena současnou difúzí dusíku a uhlíku v austenitu a požadovaných vlastností je dosahováno ochlazením z cementační teploty takovou rychlostí, aby nastala přeměna uhlíko – dusíkového austenitu v martenzit. Nižší teplota procesu přispívá ke snížení deformací, prodlužuje životnost pecí a umožňuje přímé kalení po nitrocementaci i u ocelí, které nemají v podmínkách cementace zaručené jemné austenitické zrno. Nitrocementace se může provádět buď v prášku, kde se k cementačnímu prášku přidávají drcené organické části nebo v plynném prostředí, např. šachtových pecích. Další možností je využití solných lázní, obsahujících kyanidy nebo neutrální složky. Přítomnost dusíku zvyšuje stabilitu austenitu a tím zvyšuje i obsah zbytkového austenitu v povrchové vrstvě. S tímto faktem souvisí i nižší povrchová tvrdost. Obsah zbytkového austenitu od povrchu k jádru klesá. V nitrocementované povrchové vrstvě je tvrdost ovlivněna zbytkovým austenitem a obsahem uhlíku v martenzitu. Obecně se volí takový obsah dusíku a uhlíku, aby se obsah zbytkového austenitu v povrchové vrstvě nezvýšil nad 25 % (Michna a kol., 2012) (Kraus, 2013).

Nitrocementace se využívá především v oblasti vysoko namáhaných ozubených kol a hřídelí, kde velká pevnost jádra dovoluje snížit tloušťku vrstvy při stejné přesnosti a mechanické odolnosti proti únavě. Nitrocementované součásti trpí podstatně menšími deformacemi než součásti cementované, mají větší odolnost proti opotřebení otěrem a také vyšší odolnost vůči popouštění (Michna a kol., 2012) (Kraus, 2013).

### **4.3 Nitridování**

Nitridování je proces, při kterém dochází k syčení povrchu oceli nebo litiny dusíkem v plynném nebo kapalném prostředí. Provádí se obvykle při teplotách 470 až 580 °C a liší se od cementování dosahováním požadovaných vlastností již během syčení povrchu dusíkem (bez následného tepelného zpracování). Hlavním účelem tohoto chemicko – tepelného zpracování je vytvoření povrchu odolného proti opotřebení, korozi a únavě materiálu. Nitridování můžeme rozdělit podle prostředí na nitridaci v plynu, v solných lázních a nitridaci iontovou (plazmovou) (Kraus, 2013).

#### **4.3.1 Nitridace v plynu**

Nitridace v plynu se provádí v plynném prostředí, tvořeném buď čistým čpavkem, nebo směsnou atmosférou čpavku s dusíkem. Nejvíce využívaný postupem je nitridování ve čpavkové atmosféře při teplotách 500 až 570 °C. Vyznačuje se nízkou mírou deformace, vysokou povrchovou tvrdostí a vysokou odolností proti otěru a opotřebení. Vrstva se skládá ze dvou oblastí. První oblast tvoří sloučeninové vrstvy (bílá vrstva), která obsahuje kubické nebo hexagonální nitridy a přináší vrstvě odolnost proti opotřebení, odírání, zadírání atd. Pod sloučeninovou vrstvou se nachází vrstva rozpuštěného dusíku a precipitátu pevných karbonitridů. Tato vrstva zlepšuje odolnost proti únavě materiálu a slouží jako podpora pro sloučeninovou vrstvu. Při případných požadavcích na lepší mez únavy nebo lepší mechanické vlastnosti, lze složení výsledné vrstvy ovlivnit regulací teploty a řízením atmosféry. Nitridace v plynu je výhodná hlavně při použití nitridačních ocelí, které jsou legovány nitridotvornými prvky jako je chrom, hliník, molybden, vanad aj. Využití najde především u převodových kol, klikových hřídelí, vstřikovačů, ventilů a podobných namáhaných součástí (Macek a kol., 2008) (Michna a kol., 2012).

### 4.3.2 Nitridace ve fluidní vrstvě

Lázeň sloužící k nitridaci obsahuje obvykle 25 až 35 % kyanidů (NaCN, KCN) a kolem 30 až 40 % kyanatanů (NaCNO, KCNO). Za působení kyslíku pak tyto lázně rozkládají a uvolňují atomární dusík. Teplota nitrace se pohybuje mezi 520 až 770 °C při délce trvání 60 až 120 minut. Při procesu je nutné zajistit stálý styk soli se vzduchem a je tedy potřeba neustálého probublávání vzduchem nebo účinného míchání (Kraus, 2013).

Nejčastějším využitím nitridace v solné lázni je nitridování řezných nástrojů z rychlořezných ocelí nebo vysokochromových nástrojových ocelí, kde se dosáhne nitridováním zvýšení jejich životnosti. Využití nachází také u nelegovaných uhlíkových ocelí, které při teplotách 540 až 570 °C a výdrži přibližně 2 hodiny získávají vyšší korozní odolnost a odolnost proti opotřebení a zadírání. Takto vytvořená vrstva se pohybuje v řádech několika desetin milimetru (Kraus, 2013).

### 4.3.3 Plazmová nitridace

Plazmová nitridace patří mezi moderní metody chemicko tepelného zpracování. Využívá stejně jako plazmové cementování doutnavého výboje k sycení povrchu intersticiálním prvkem. Vytvoření plazmatu na povrchu materiálu, který je bombardován ionty, zapříčiňuje následné uvolnění atomárního dusíku potřebného pro difuzi do povrchu výrobku. Nitridační teploty se pohybují mezi 400 až 600 °C a pro jejich dosažení se vpouští aktivní plyn, který se skládá z dusíku, vodíku a příležitostně i malého množství metanu. Obecně se dá říci, že nitridovaná povrchová vrstva je tím silnější, čím vyšší je teplota, koncentrace vodíku v plynu, napětí a proud, ale čím nižší je tlak (Macek, 2008) (Kraus, 2013).

Plazmová nitridace nachází využití obzvláště při zpracování vysocelegovaných ocelí a to především u dílů, kde je požadavek na povrch nitridovaný, ale na některých místech měkký. Využití tedy nachází u vysoce zatížených dílů velkých strojů (hřídelí apod.), jelikož dosahuje povrchu s tvrdostí vyšší než 1000 HV (Macek, 2008) (Kraus, 2013).

## 4.4 Karbonitridování

Karbonitridace je určitým druhem nitridace. Podstata spočívá v termochemickém difúzním sycení povrchu oceli uhlíkem a dusíkem při teplotách 560 až 620 °C. Tímto procesem vzniká v materiálu silná sloučeninová vrstva a vrstva difúzní. Vytváří se tak homogenní vrstvy karbonitridů neboli bílé vrstvy, která má dobré mechanické vlastnosti. Obdobně jako u jiných druhů chemicko – tepelného zpracování lze i karbonitridaci provádět v prostředí pevném, kapalném a plynném, ale v současnosti jasně převládá karbonitridace v plynu. Základem plynu je nejčastěji čpavek a zdrojem uhlíku jsou speciální plyny (Michna a kol., 2012).

Mezi hlavní výhody karbonitridace se řadí vysoká efektivnost. Doba dosažení požadovaných vlastností se pohybuje obvykle od 2 do 4 hodin podle podmínek procesu. Dále povrch disponuje zanedbatelnými deformacemi, vynikající odolností vůči odírání a zadírání a zlepšenou odolností vůči únavě (až o 120 %). V technické praxi se karbonitridace využívá například u komponentů ventilů, čerpadel, klikových a vačkových hřídelů nebo dokonce i u pohyblivých dílů střelných zbraní (Michna a kol., 2012).

## 5 TEORIE ZKOUŠEK PRO PRAKTICKÉ MĚŘENÍ

### 5.1 Zkoušky tvrdosti

#### 5.1.1 Definice a rozdělení zkoušek

Tvrdot lze obecně definovat jako odpor povrchu materiálu proti statickému a dynamickému vnikání cizího tělesa. Zkoušky tvrdosti jsou základními destruktivními zkouškami kovových materiálů. Tvrdot se obvykle určuje vtlačováním vnikacího tělíska (indentoru) definovanou silou do povrchu zkoušeného materiálu. Mezi jejich hlavní výhody patří jednoduchost a také to, že ve většině případů nevyžadují žádná zkušební tělesa, protože se zkoušky provádí nejčastěji přímo na výrobku. Obecně se zkoušky dělí na statické a dynamické. Dále je možno zkoušky tvrdosti rozdělit podle principu na zkoušky vrypové, vnikací, odrazové a kyvadlové (Skálová a kol., 2005).

### 5.1.2 Zkouška tvrdosti podle Brinella

Její podstatou je vtlačování vyleštěné kalené ocelové kuličky nebo kuličky tvrdokovové daného průměru do zkoušeného materiálu určitou silou po stanovenou dobu. Tvrdost podle Brinella je značena HBW pro kuličky tvrdokovové nebo HBS při využití kuličky ocelové. Platná norma ČSN EN ISO 6506 uvažuje s použitím kuličky tvrdokovové, tedy HBW.

V technické praxi se tvrdost podle Brinella odečítá z tabulek, které jsou vypracovány pro různé průměry zkušebních kuliček, pokud již není tvrdost vyhodnocena automaticky na moderních přístrojích. Doba zatížení se volí 10 – 15 s, průměr kuličky v závislosti na tloušťce a druhu zkoušeného materiálu obvykle 10 mm. Při použití kuličky s průměrem 10 mm je nejčastějším zatížením 3 000 kp (29 420 N). Vzhledem k materiálu kuličky, jejímu poloměru a zátěžné síle je zkouška dle Brinella vhodná pouze pro ocel nebo měkké a heterogenní materiály (Machek, 2011) (ČSN EN ISO 6506: 2015).

### 5.1.3 Zkouška tvrdosti podle Vickerse

Podstata zkoušky podle Vickerse spočívá ve vtlačování diamantového indentoru tvaru pravidelného čtyřbokého jehlanu o vrcholovém úhlu 136° stanovenou silou do povrchu zkušební tělesa. Zkouška podle Vickerse se řídí normou ČSN EN ISO 6507. Pro Vickersovu zkoušku tvrdosti se běžně používají zkušební zatížení 5, 10, 20, 30, 50 a 100 kp. Tvrdost při zatížení mezi 0,01 až 0,2 kp se označuje jako mikrotvrdost (Machek, 2011) (ČSN EN ISO 6507: 2006).

Tab. 1 Značení a zatížení zkoušek tvrdosti podle Vickerse (ČSN EN ISO 6507: 2006)

Zkouška tvrdosti		Zkouška tvrdosti při nízkém zatížení		Zkouška mikrotvrdosti	
Značení	Nominální hodnota zkušebního zatížení F [N]	Značení	Nominální hodnota zkušebního zatížení F [N]	Značení	Nominální hodnota zkušebního zatížení F [N]
HV 5	49,03	HV 0,2	1,961	HV 0,01	0,09807
HV 10	98,07	HV 0,3	2,942	HV 0,015	0,1471
HV 20	196,1	HV 0,5	4,903	HV 0,02	0,1961
HV 30	294,2	HV 1	9,807	HV 0,025	0,2942
HV 50	490,3	HV 2	19,61	HV 0,05	0,4903
HV 100	980,7	HV 3	29,42	HV 0,1	0,9807

### 5.1.4 Zkouška tvrdosti podle Rockwella

Zkouška podle Rockwella se řídí normou ČSN EN ISO 6508 a její podstatou je vtlačování diamantového kuželu nebo tvrdokovové popř. ocelové kuličky do povrchu zkoušeného tělesa. Vrcholový úhel kuželu je stanoven na 120° s poloměrem zaoblení 0,2 mm. Průměr kuličky je 1/16 in (1,5875 mm) nebo 1/8 in (3,175 mm). Zkouška podle Rockwella je snadná a rychlá, vhodná zejména pro kontrolu velkých sérií výrobků. Nevýhodou může být menší přesnost (Machek, 2011) (ČSN EN ISO 6508: 2015).

Tab. 2 Značení tvrdosti podle Rockwella (Drastík a kol., 2002)

Stupnice tvrdosti	Značka tvrdosti	Indentor	Předběžné zatížení $F_0$	Přídavné zatížení $F_1$	Celkové zatížení $F$	Rozsah použití
A	HRA	kužel	10 kp = 98,07 N	50 kp = 490,3 N	60 kp = 588,4 N	20 až 88 HRA
B	HRB	kulička 1/16 in	10 kp = 98,07 N	90 kp = 882,6 N	100 kp = 980,7 N	20 až 100 HRB
C	HRC	kužel	10 kp = 98,07 N	140 kp = 1373 N	150 kp = 1471 N	20 až 70 HRC
D	HRD	kužel	10 kp = 98,07 N	90 kp = 882,6 N	100 kp = 980,7 N	40 až 77 HRD
E	HRE	kulička 1/8 in	10 kp = 98,07 N	90 kp = 882,6 N	100 kp = 980,7 N	70 až 100 HRE
F	HRF	kulička 1/16 in	10 kp = 98,07 N	50 kp = 490,3 N	60 kp = 588,4 N	60 až 100 HRF
G	HRG	kulička 1/16 in	10 kp = 98,07 N	140 kp = 1373 N	150 kp = 1471 N	30 až 94 HRG
H	HRH	kulička 1/8 in	10 kp = 98,07 N	50 kp = 490,3 N	60 kp = 588,4 N	80 až 100 HRH
K	HRK	kulička 1/8 in	10 kp = 98,07 N	140 kp = 1373 N	150 kp = 1471 N	40 až 100 HRK

### 5.2 Korozní zkouška v umělé atmosféře – solné mlže

Korozní zkoušky solnou mlhou podléhají normě ČSN EN ISO 9227. Využívají se zejména pro kovy a jejich slitiny, kovové povlaky, konverzní povlaky, anodické oxidové povlaky nebo organické povlaky na kovových materiálech. Principem je rozprašování 5 % roztoku chloridu sodného do zkušební komory, jehož pH je 6,5 až 7,2. Solný roztok má obvykle koncentraci 50 g/l ± 5 g/l. Korozní komora musí zaručit splnění podmínek rovnoměrné distribuce solné mlhy a roztok nesmí stékat na zkoušené vzorky. Po ukončení zkoušky se vzorky nechají 0,5 – 1 hod. oschnout, aby se snížilo nebezpečí odstranění korozních zplodin. Následně jsou zbytky rozprašeného roztoku odstraněny lehkým oplachem v čisté tekoucí vodě nepřesahující 40 ° a osušeny proudem vzduchu. Výsledky je možné vyhodnocovat několika způsoby: vzhled po zkoušce, vzhled po odstranění korozních zplodin, počet a rozložení korozních defektů, změna hmotnosti, změny zjištěné mikroskopicky nebo změny mechanických vlastností (Hluchý, Haněk, 2001) (ČSN EN ISO 9227: 2012).



## 6 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Experimentální část diplomové práce se zabývá vlivem chemicko-tepelného zpracování na tvrdost a korozní odolnost nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. V praktické části je provedeno měření tvrdostí zástupců nelegovaných a nízkolegovaných ocelí po 6 způsobech chemicko-tepelného zpracování. Provedeno je také měření průběhu tvrdosti po zušlechtnění z důvodu zjištění prokalitelnosti zkoumaných ocelí. Součástí je také srovnání vzniklých struktur. V poslední části je provedeno vizuální zhodnocení vlivu jednotlivých způsobů chemicko-tepelného zpracování na korozní odolnost pomocí zkoušky v solné mlze.

Experimentální část diplomové práce byla provedena v prostorách firmy Bodycote HT s.r.o. a v prostorách Mendelovy univerzity v Brně. Firma Bodycote HT s.r.o. s působností ve 23 zemích po celém světě a více než 180 provozy je přední světový poskytovatel služeb tepelného a chemicko-tepelného zpracování. Firma disponuje vysokou kvalitou služeb a téměř neomezenou kapacitou provozů.

Všechna data použitá v experimentální části práce pochází z vlastního měření a z materiálů poskytnutých firmou Bodycote HT s.r.o.

### 6.1 Materiál a metodika

#### 6.1.1 Zkušební materiál

Předmětem experimentu jsou průmyslově zpracovávané oceli ČSN 12 050 odpovídající evropskému označení C45 a ČSN 14 220 odpovídající označení 16MnCr5.

V případě oceli 12 050 k zušlechťování a povrchovému kalení jde o zástupce uhlíkových nelegovaných ocelí. Tato ocel je vhodná zejména pro hřídele těžkých strojů, větší ozubená kola, ojnice, pístnice, čepy, šrouby apod. Chemické složení dle normy ČSN 41 2050 je uvedeno v tab. 3.

Tab. 3 Chemické složení oceli ČSN 12 050 v %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S
0,42 až 0,50	0,50 až 0,80	0,17 až 0,37	max 0,25	max 0,3	max 0,3	max 0,04	max 0,04

Zástupcem nízkolegovaných ocelí je mangan chromová ocel ČSN 14 220. Tato ocel se vyznačuje dobrou tvářitelností za tepla, dobrou obrobitelností a svařitelností. Je vhodná k zušlechťování strojních součástí do průměru 35 mm a k cementování s velkou pevností v jádře. Využití nachází např. u hřídelí, ozubených kol, pístních čepů, zdvihátek ventilů apod. Chemické složení dle normy ČSN 41 220 je uvedeno v tab. 4.

Tab. 4 Chemické složení oceli ČSN 14 220 v %

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>P</b>	<b>S</b>
0,14 až 0,19	1,10 až 1,40	0,17 až 0,37	0,80 až 1,10	max 0,035	max 0,035

### 6.1.2 Zkušební vzorky

Pro experimentální měření byly vytvořeny vzorky ze zkoumaných ocelí pro zkoušení tvrdosti, metalografickou analýzu a pro korozní zkoušku v solné mlze. Vzorky byly nařezány z kruhové tyče o průměru 18 mm. Délka jednotlivých vzorků byla zvolena 40 mm. Vzorky byly rozděleny do dvou skupin: A – ocel ČSN 12 050 a B – ocel ČSN 14 220 a následně byly podrobeny jednotlivým způsobům zpracování. Vzorky byly přikládány k reálným procesům prováděných firmou Bodycote HT s.r.o. Označení vzorků a popis procesů je znázorněn v tab. 5.

Tab. 5 Označení vzorků a parametry zpracování

<b>Označení vzorku</b>		<b>Způsob zpracování</b>	<b>Teplota / výdrž / nauhličující potenciál</b>	<b>Popouštění</b>
A1		Zušlechťení	890 °C / 80 min. / 0,25 % C	190 °C / 4 h.
B1		Zušlechťení	850 °C / 120 min. / 0,45 % C	200 °C / 2 h.
A2	B2	Cementace	920 °C / 5,5 h. / 1 % C	210 °C / 2 h.
		Následné kalení	830 °C / 70 min. / 0,65 % C	
A3	B3	Nitrocementace	880 °C / 7,5 h. / 0,8 % C	200 °C / 2,5 h.
A4	B4	Nitridace iontová	520 °C / 20 h.	-
A5	B5	Nitridace v plynu do hloubky 0,3 mm	540 °C / 7 h.	-
A6	B6	Nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm	550 °C / 40 h.	-
A7	B7	Karbonitridace	580 °C / 4 h.	-

## **Postup přípravy vzorků pro měření průběhu tvrdosti a metalografické hodnocení:**

Příprava vzorků sestává z několika po sobě jdoucích operací:

1. Řezání – vzorky nařezány na délku vhodnou pro zalisování (0,5 – 1 cm)
2. Lisování – vzorky zalisovány do speciální zalisovací hmoty PhenoCure
3. Broušení a leštění - vzorky broušeny a leštěny ve 4 fázích – brusný kotouč Piano 220, brusný kotouč Herkules + 9 µm diamantová suspenze, leštící plátno + 3 µm diamantová suspenze, leštící plátno + SiO<sub>2</sub> dolešťovací suspenze
4. Leptání – vzorky naleptány Nitalem (3% HNO<sub>3</sub> v alkoholu) pro zviditelnění struktury

### **6.1.3 Použitá zařízení**

- Mikrotvrdoměr LM 100 AT se systémem Amh 43
- Optický mikroskop Meiji Techno IM7200 se systémem Micrometrics SE Premium
- Tvrdoměr Brivisor KL2 Georg Reicherter (Vickers)
- Tvrdoměr RB1 Škoda Plzeň (HRC)
- Tvrdoměr HPO 250-E (Brinell)
- Metalografický lis Buehler SimpliMet 1000
- Automatická leštička Buehler Alpha Vector
- Abrazivní pila Buehler Samplmet 2
- Korozní komora Liebisch

### **6.1.4 Postup měření**

- Povrchová tvrdost měřena na obvodu vzorku v jednotkách HRC, HV10, HV0.3 a HBW2.5/187.5/15 dle předpokládané tvrdosti a tloušťky vrstvy.
- Tvrdost v jádře měřena ve středu příčného průřezu metodou Brinell (HBW 2.5/187.5/15).
- Průběh tvrdosti měřen na vybroušeném, vyleštěném příčném řezu od povrchu směrem kolmo k jádru v jednotkách HV1 a HV0,3.
- Korozní odolnost hodnocena vizuálně po ukončení korozní zkoušky v solné mlze.

## 6.2 Výchozí materiál

### Zpracování

- Ocel ČSN 12 050 ve výchozím stavu žíhaná normalizačně
- Ocel ČSN 14 220 ve výchozím stavu žíhaná na měkko

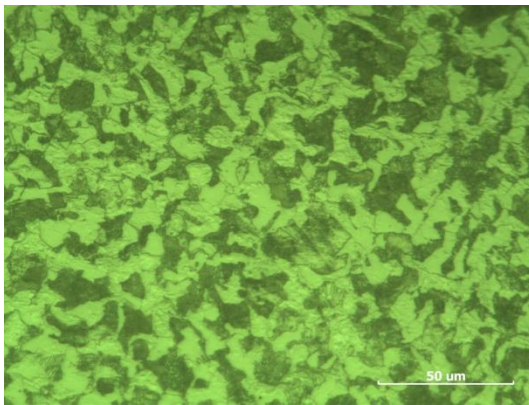
### Výchozí tvrdost oceli ČSN 12 050

- V jádře – 196 HBW
- Na povrchu – 206 HBW

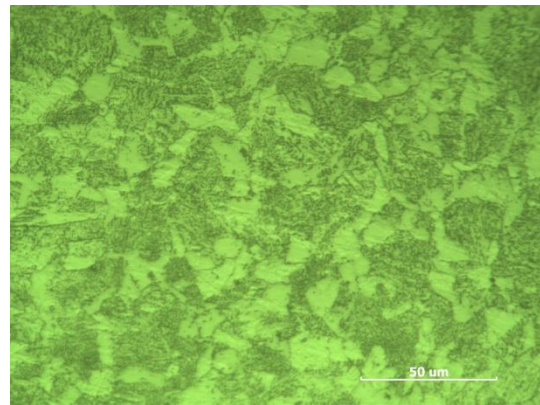
### Výchozí tvrdost oceli ČSN 14 220

- V jádře – 161 HBW
- Na povrchu – 172 HBW

### 6.2.1 Srovnání výchozích struktur



Obr. 9 Výchozí struktura oceli ČSN 12 050



Obr. 10 Výchozí struktura oceli ČSN 14 220

Na obr. 9 a 10 je zobrazena výchozí struktura oceli ČSN 12 050 a oceli ČSN 14 220 (zvětšeno 500x). V obou případech jde o feriticko-perlitickou strukturu oceli. U oceli ČSN 12 050 se však perlit vyskytuje ve formě perlitu lamelárního, zatímco u oceli ČSN 14220 ve formě perlitu zrnitého (globulárního).

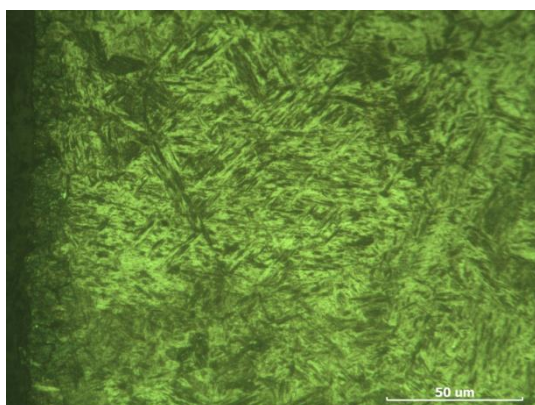
## 6.3 Zušlechtění

### 6.3.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po zušlechtění

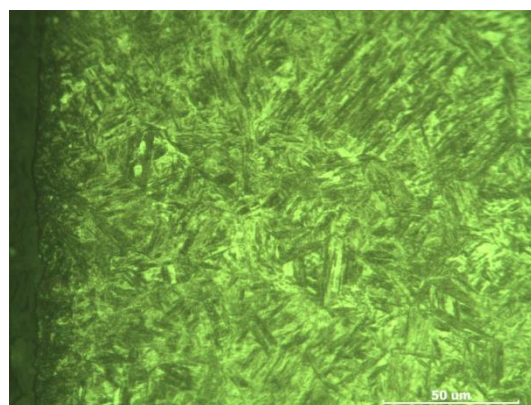
Tab. 6 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po zušlechtění

Povrchová tvrdost HRC			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	51,8	44,8	Tvrdost HBW	350	386
2.	52,1	45			
3.	51,5	45,3			
Průměr	51,8	45			

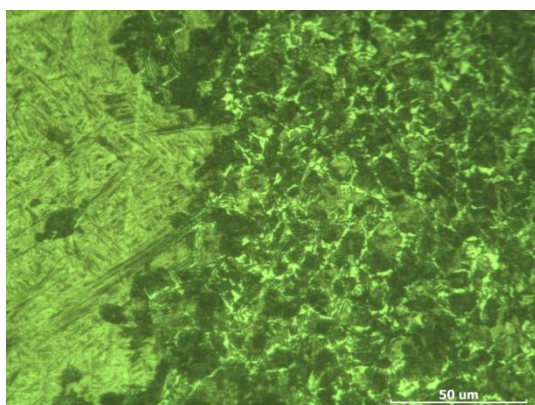
### 6.3.2 Srovnání struktur po zušlechtění



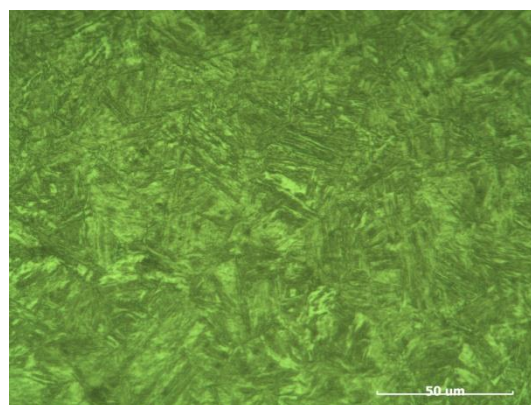
Obr. 11 Povrch oceli 12 050 po zušlechtění



Obr. 12 Povrch oceli 14 220 po zušlechtění



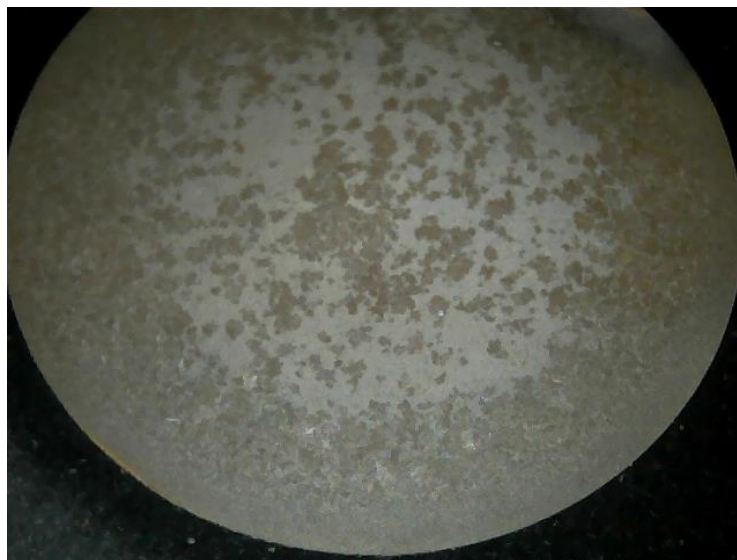
Obr. 13 Jádro oceli 12 050 po zušlechtění



Obr. 14 Jádro oceli 14 220 po zušlechtění

Na obr. 11 až 14 jsou zobrazeny struktury povrchu a jádra ocelí ČSN 12 050 a ČSN 14 220 po zušlechtění. V případě oceli ČSN 12 050 je struktura povrchu tvořena martenzitem a po hranicích zrn také bainitem. Směrem do jádra přechází přes přechodové nemartenzitické struktury až do struktury feriticko-perlitické.

Příčný řez zušlechtěného (vybroušeného a vyleštěného) vzorku oceli ČSN 12 050 je zobrazen na obr. 15, z kterého je patrné nezakalené jádro z důvodu nízké prokalitelnosti této oceli. Struktura oceli ČSN 14 220 po zušlechtění je z důvodu vyšší prokalitelnosti a menšího obsahu uhlíku v celém průřezu tvořena nízkouhlíkovým martenzitem.



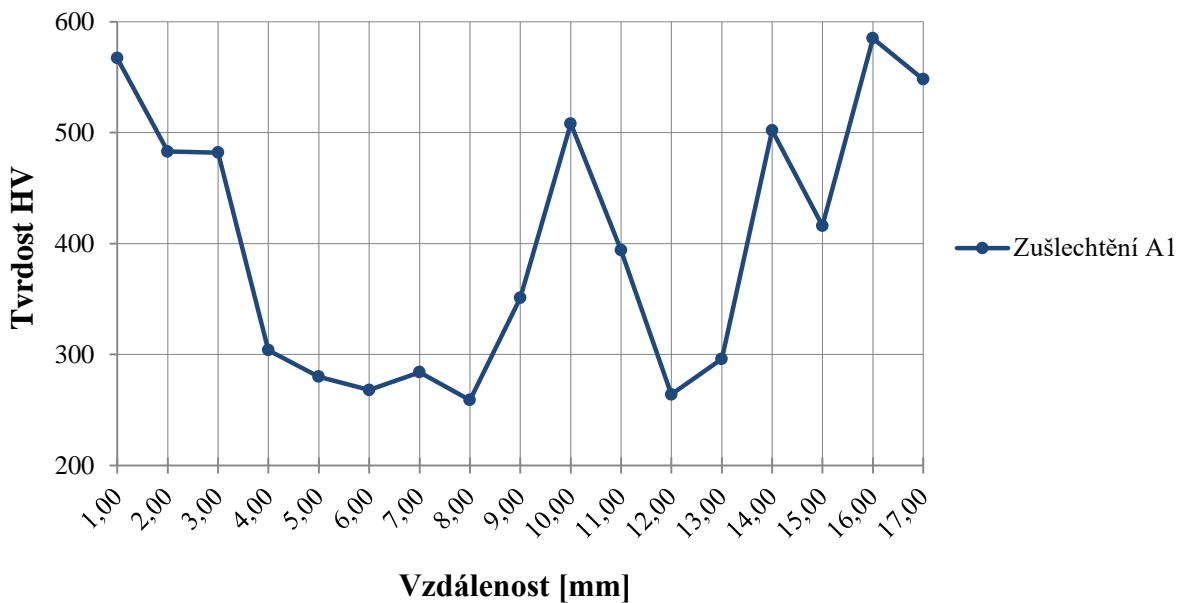
*Obr. 15 Příčný řez zušlechtěným vzorkem oceli ČSN 12 050*



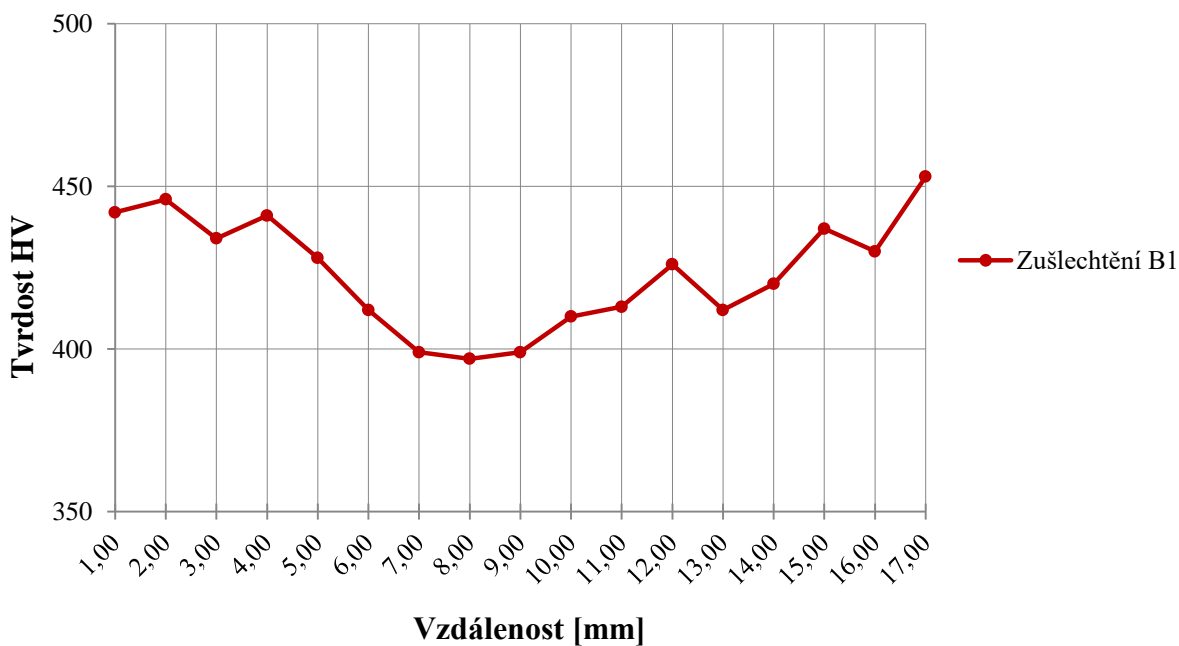
*Obr. 16 Příčný řez zušlechtěným vzorkem oceli ČSN 14 220*

### 6.3.3 Průběh tvrdosti po zušlechtní

Na obr. 17 a 18 jsou zobrazeny průběhy tvrdostí zkoumaných ocelí po zušlechtní. Z průběhu tvrdosti nelegované oceli ČSN 12 050 je zřejmé, že tato ocel disponuje nízkou prokalitelností. Prokalitelnost oceli ČSN 14 220 je výrazně vyšší než u nelegované oceli.



Obr. 17 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po zušlechtní



Obr. 18 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po zušlechtní

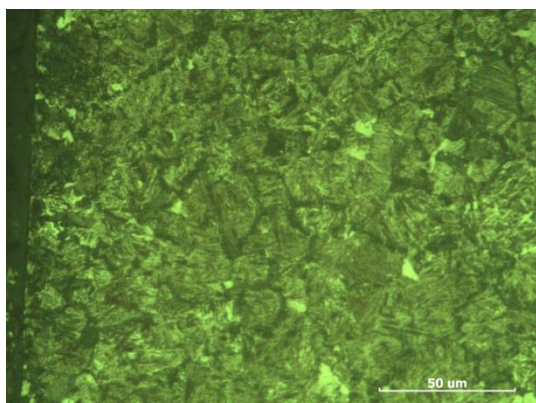
## 6.4 Cementace s následným kalením a popouštěním

### 6.4.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po cementaci

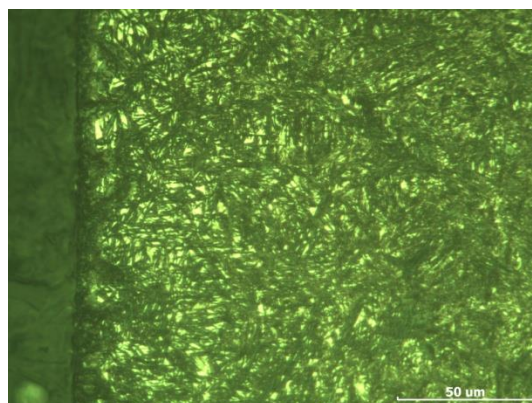
Tab. 7 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po cementaci

Povrchová tvrdost HV 10			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	579	715	Tvrdost HBW	266	367
2.	572	690			
3.	579	690			
Průměr	577	698			

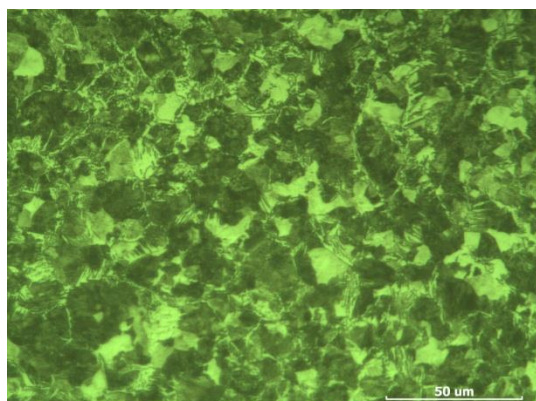
### 6.4.2 Srovnání struktur po cementaci



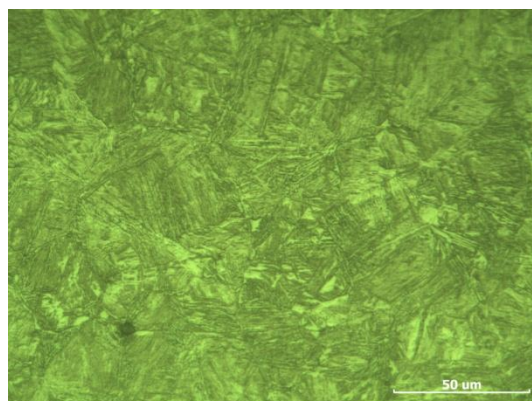
Obr. 19 Povrch oceli 12 050 po cementaci



Obr. 20 Povrch oceli 14 220 po cementaci



Obr. 21 Jádro oceli 12 050 po cementaci

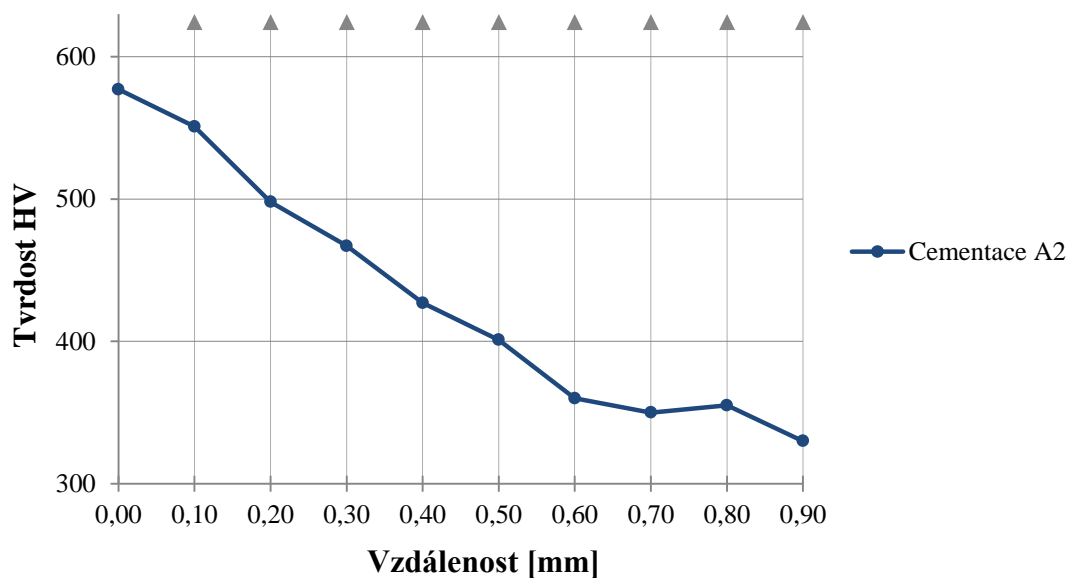
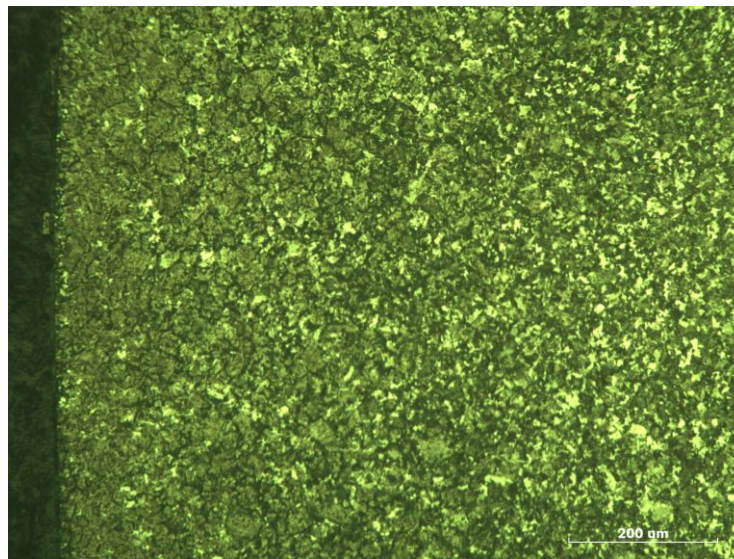


Obr. 22 Jádro oceli 14 220 po cementaci

Na obr. 19 až 22 jsou zobrazeny struktury po cementaci s následným kalením a popouštěním. V případě oceli ČSN 12 050 je povrch tvořen nízkouhlíkovým martenzitem a po hranicích původních austenitických zrn bainitem. Jádro je feriticko-perlitické se stopami Widmanstättenovy struktury. Struktura oceli ČSN 14 220 je tvořena martenzitem se zbytkovým austenitem na povrchu (cca 25%).



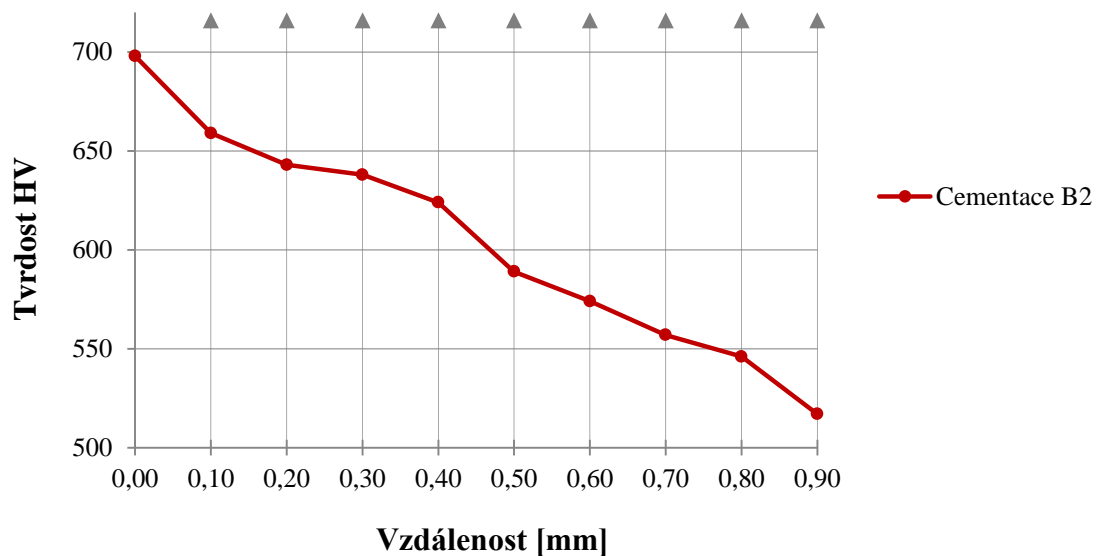
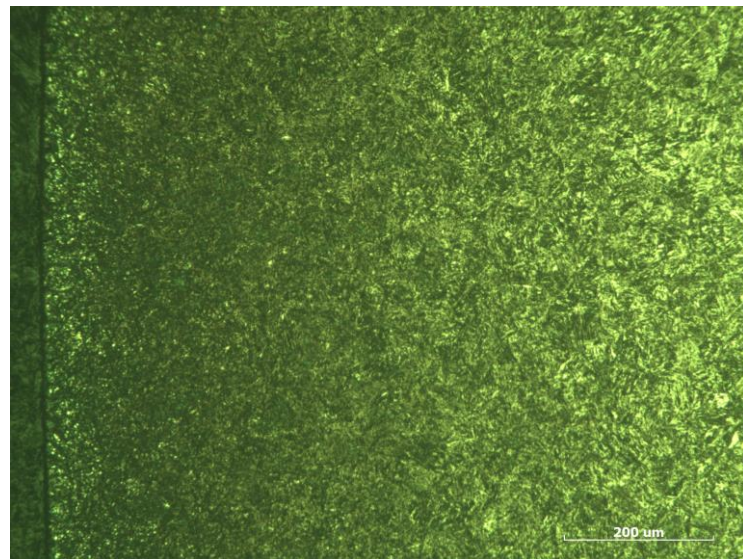
### 6.4.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po cementaci



Obr. 23 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po cementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 23 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po cementaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je patrné, že nelegovaná ocel dosahuje po cementaci zvýšené povrchové tvrdosti i zvýšených tvrdostí v povrchové vrstvě. S postupem do hloubky ovšem tyto tvrdosti v povrchové vrstvě klesají z důvodu nízké prokalitelnosti této oceli.

#### 6.4.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po cementaci



Obr. 24 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po cementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 24 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po cementaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je patrné, že nízkolegovaná ocel dosahuje po cementaci vysoké povrchové tvrdosti. Dosahuje také vysokých tvrdostí v povrchové vrstvě do značné hloubky a to především z důvodu dobré prokalitelnosti této oceli.

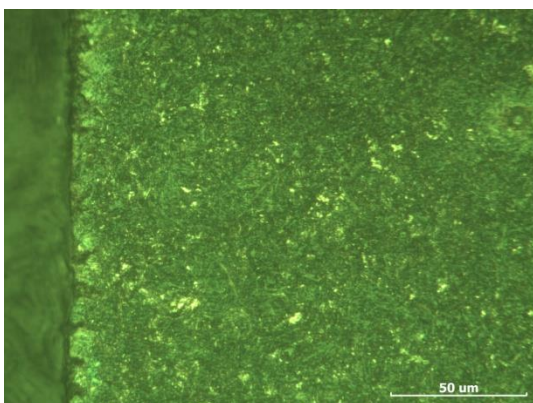
## 6.5 Nitrocementace

### 6.5.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitrocementaci

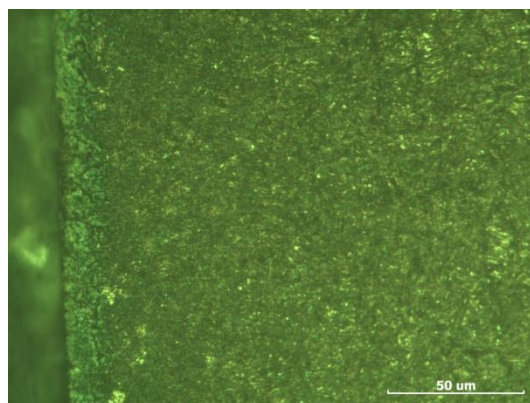
Tab. 8 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitrocementaci

Povrchová tvrdost HV 10			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	762	792	Tvrdost HBW	260	358
2.	752	782			
3.	724	762			
Průměr	746	779			

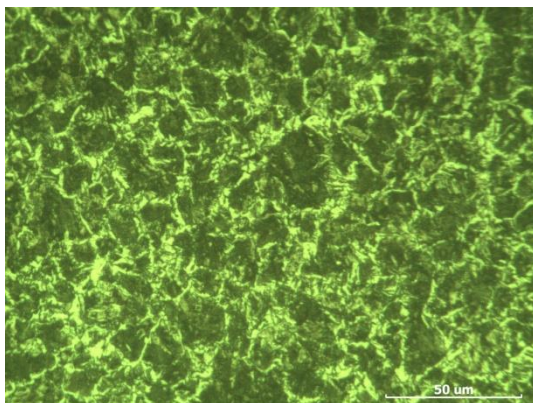
### 6.5.2 Srovnání struktur po nitrocementaci



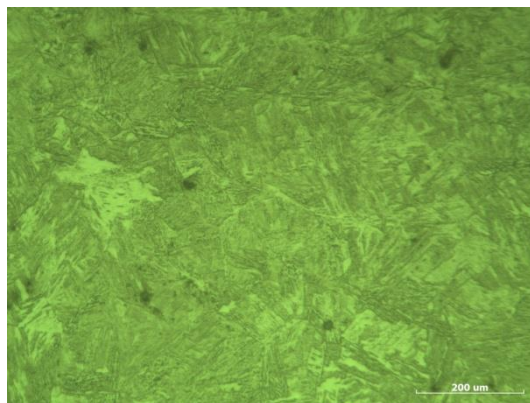
Obr. 25 Povrch oceli 12 050 po nitrocementaci



Obr. 26 Povrch oceli 14 220 po nitrocementaci



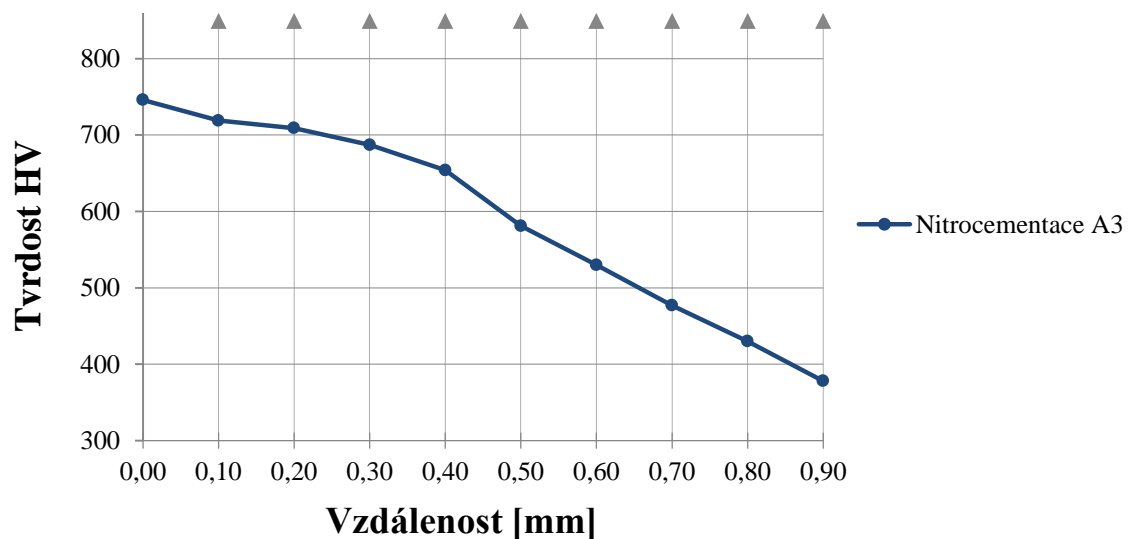
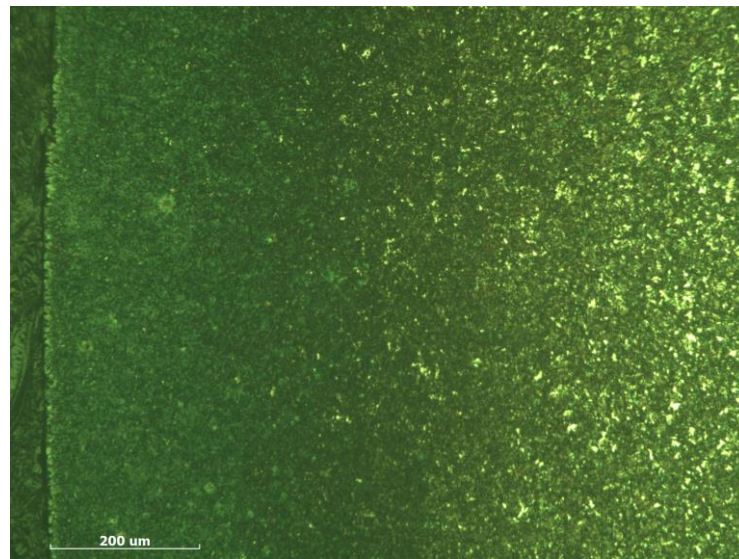
Obr. 27 Jádro oceli 12 050 po nitrocementaci



Obr. 28 Jádro oceli 14 220 po nitrocementaci

Na obr. 25 až 28 jsou zobrazeny struktury po nitrocementaci. Povrch oceli ČSN 12 050 je tvořen martenzitem a po hranicích původních austenitických zrn bainitem (z důvodu pecní oxidace). Směrem k jádru je struktura tvořena martenzitem s malým obsahem karbidů a pokračuje přes směsné nemartenzitické struktury do jádra. Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 je stejného složení jako u oceli ČSN 12050. Jádro je tvořeno nízkouhlíkovým martenzitem, ve kterém je patrné malé množství nekovových vměstků.

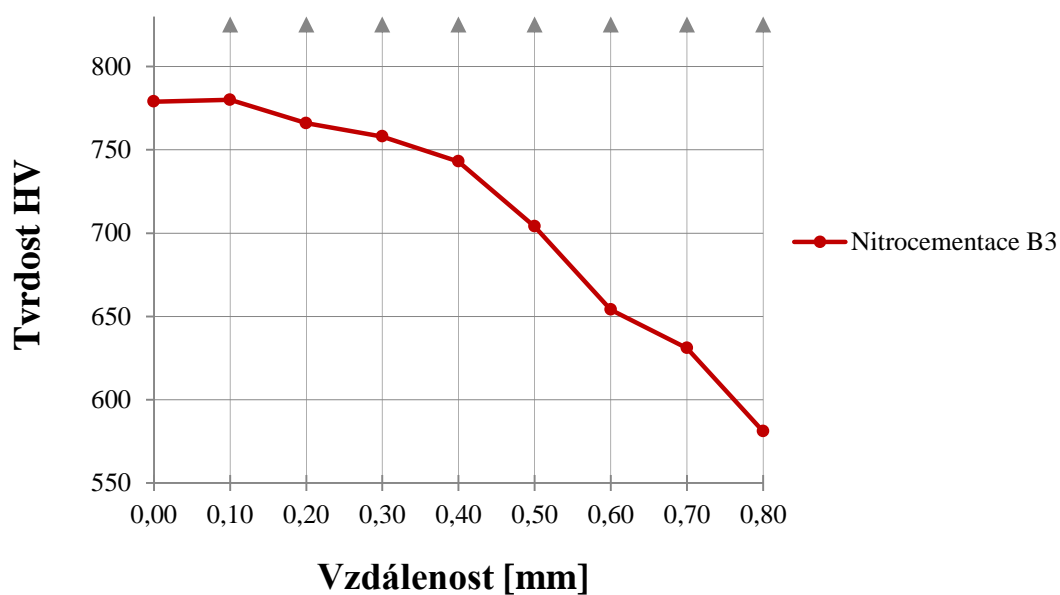
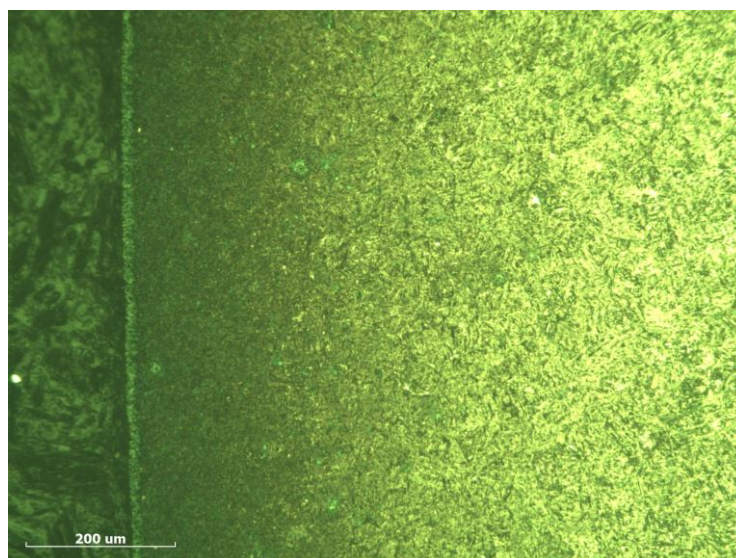
### 6.5.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po nitrocementaci



Obr. 29 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitrocementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 29 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po nitrocementaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že nitrocementace dosahuje u tohoto typu oceli vysoké povrchové tvrdosti a také vysokých tvrdostí v povrchové vrstvě do hloubky až 0,6 mm. Vliv na tento fakt má přítomný dusík, který zvyšuje míru prokalitelnosti oceli.

#### 6.5.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po nitrocementaci



Obr. 30 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitrocementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 30 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po nitrocementaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je patrné, že nitrocementace dosahuje vysoké povrchové tvrdosti i vysokých tvrdostí v povrchové vrstvě do hloubky až 0,8 mm. Vliv na tento fakt má přítomný dusík, který zvyšuje míru prokalitelnosti oceli.

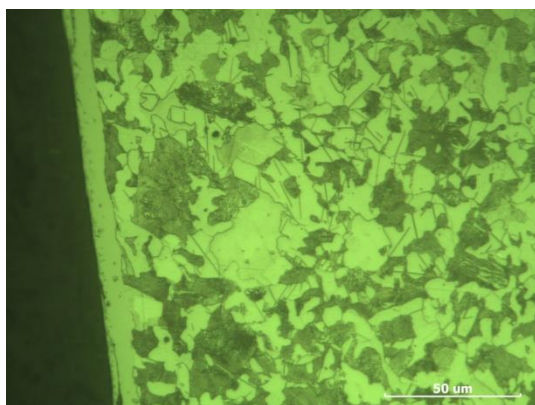
## 6.6 Nitridace iontová

### 6.6.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po iontové nitridaci

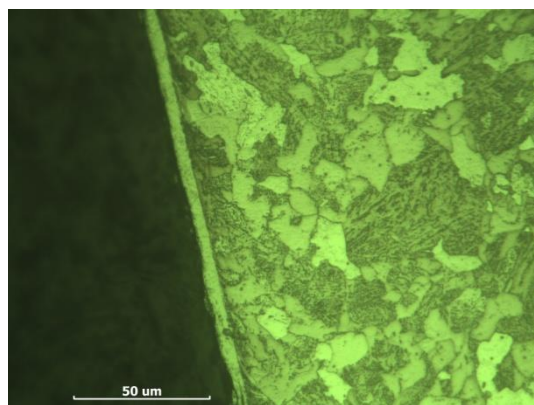
Tab. 9 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po iontové nitridaci

Povrchová tvrdost HV 0,3			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	370	687	Tvrdost HBW	177	159
2.	317	694			
3.	396	658			
Průměr	361	680			

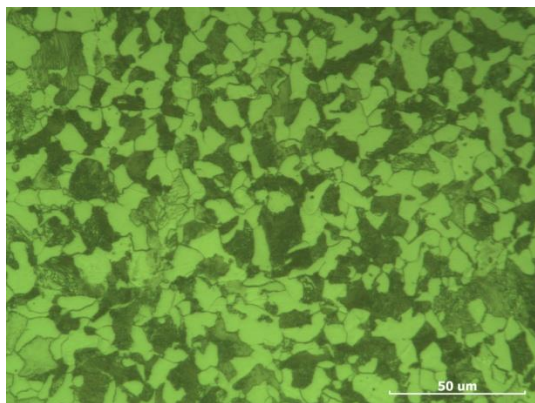
### 6.6.2 Srovnání struktur po iontové nitridaci



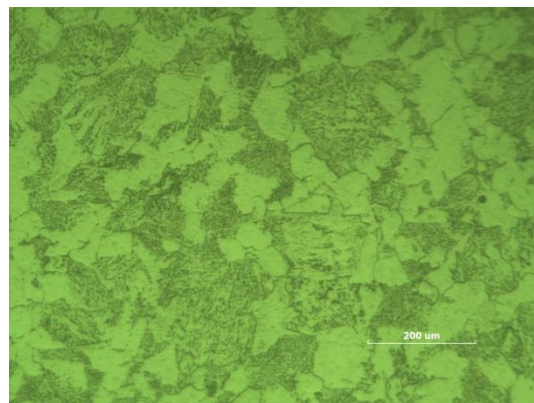
Obr. 31 Povrch oceli 12 050 po iontové nitridaci



Obr. 32 Povrch oceli 14 220 po iontové nitridaci



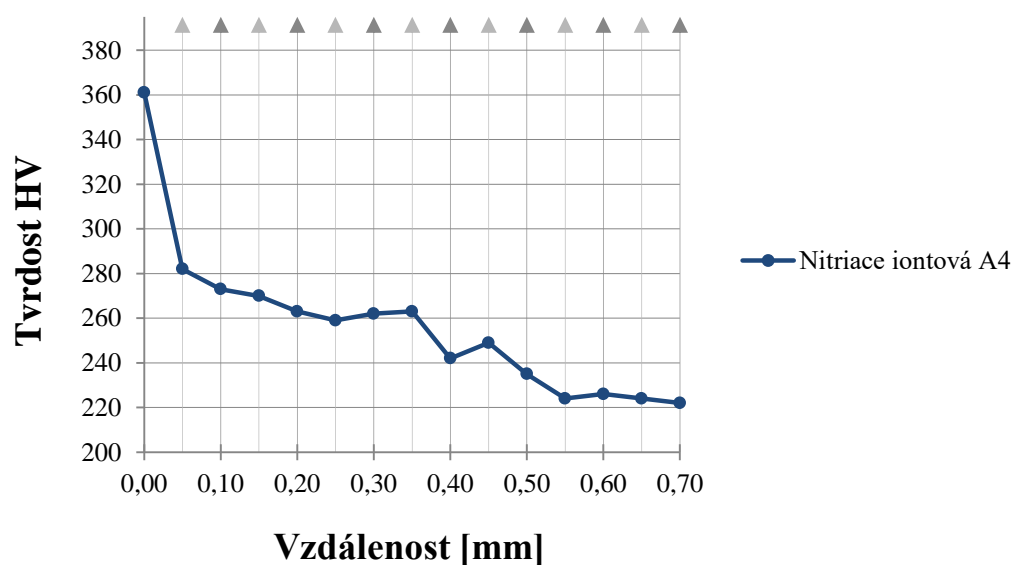
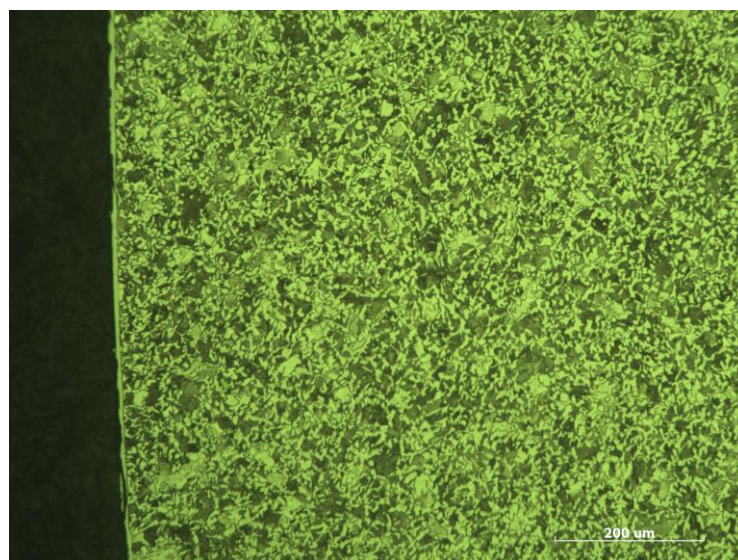
Obr. 33 Jádro oceli 12 050 po iontové nitridaci



Obr. 34 Jádro oceli 14 220 po iontové nitridaci

Na obr. 31 až 34 jsou zobrazeny struktury po iontové nitridaci. V případě oceli ČSN 12 050 je povrch tvořen bílou vrstvou o tloušťce 8 – 10  $\mu\text{m}$ , která výrazně ovlivňuje tvrdost materiálu. V případě oceli ČSN 14 220 je tloušťka bílé vrstvy 4 – 6  $\mu\text{m}$ . Jádra obou ocelí díky nízké teplotě zpracování nebyla tepelně ovlivněna, a proto mají strukturu stejnou jako výchozí materiál.

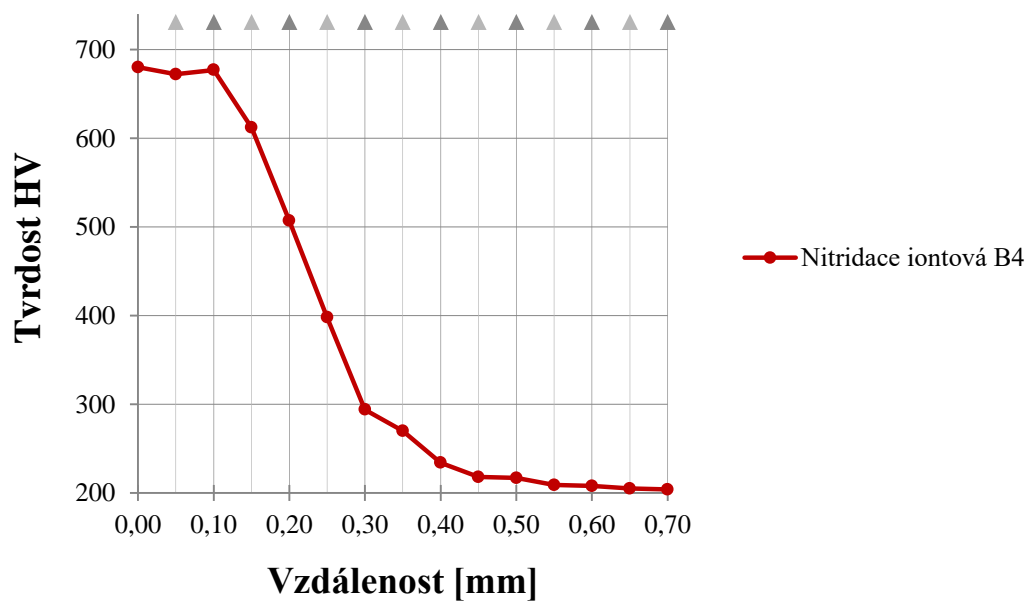
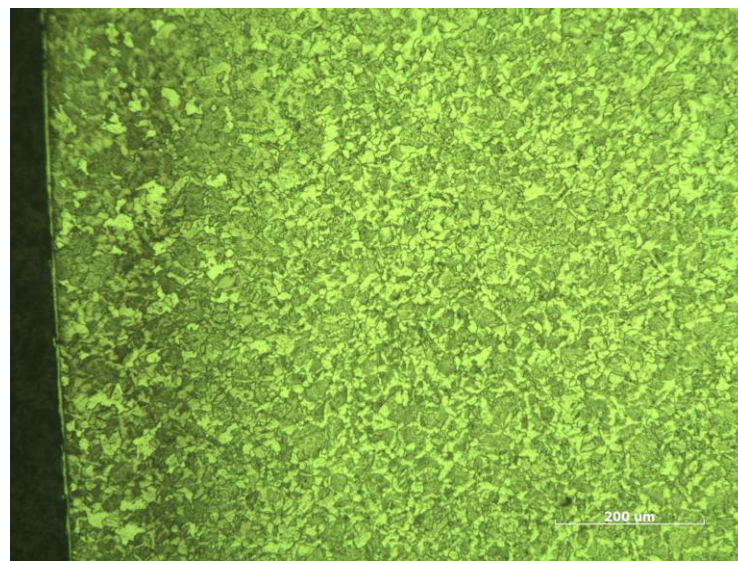
### 6.6.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po iontové nitridaci



*Obr. 35 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po iontové nitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti*

Na obr. 35 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po iontové nitridaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k prudkému nárůstu pouze povrchové tvrdosti v oblasti bílé vrstvy. Tvrdost v povrchové vrstvě se zvýšila jen minimálně z důvodu tvorby pouze nitridů železa, které nedosahují vysokých tvrdostí.

#### 6.6.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po iontové nitridaci



Obr. 36 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po iontové nitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 36 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po iontové nitridaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k prudkému nárůstu tvrdosti ve vzniklé povrchové vrstvě. Maximální tvrdosti je dosaženo v oblasti vzniklé bílé vrstvy, která dosahuje tloušťky 4 – 6  $\mu\text{m}$ .



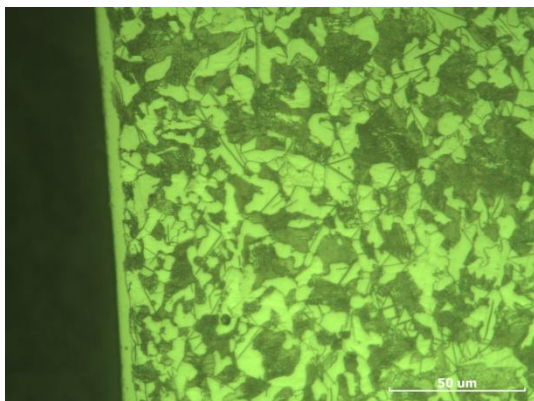
## 6.7 Nitridace v plynu do hloubky 0,3 mm

### 6.7.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm

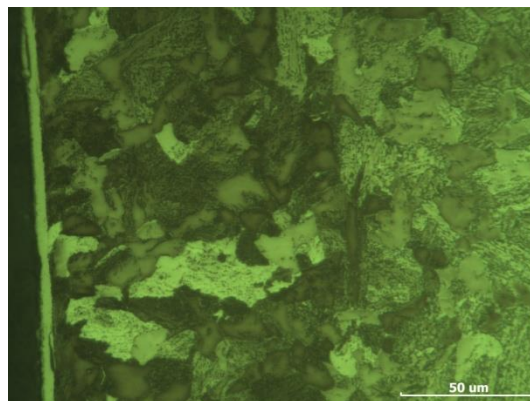
Tab. 10 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm

Povrchová tvrdost HV 0,3			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	464	660	Tvrdost HBW	191	158
2.	533	696			
3.	500	654			
Průměr	499	670			

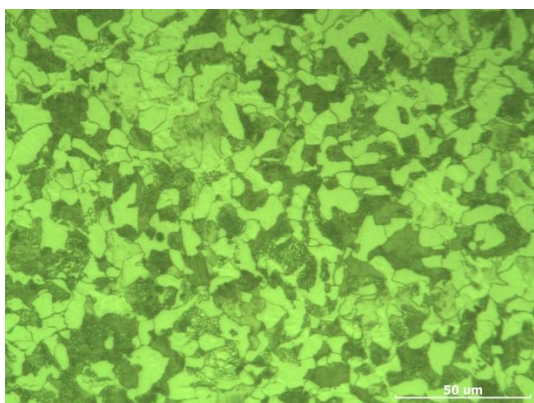
### 6.7.2 Srovnání struktur po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm



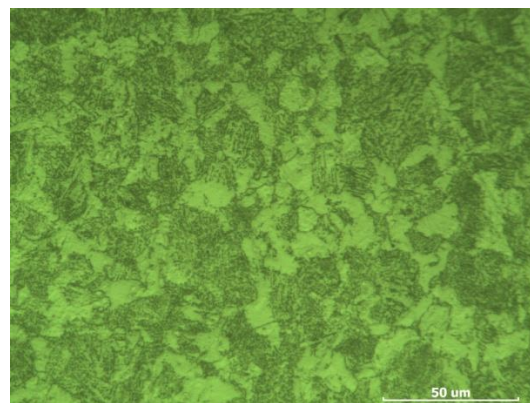
Obr. 37 Povrch oceli 12 050 po nitridaci 0,3 mm



Obr. 38 Povrch oceli 14 220 po nitridaci 0,3 mm



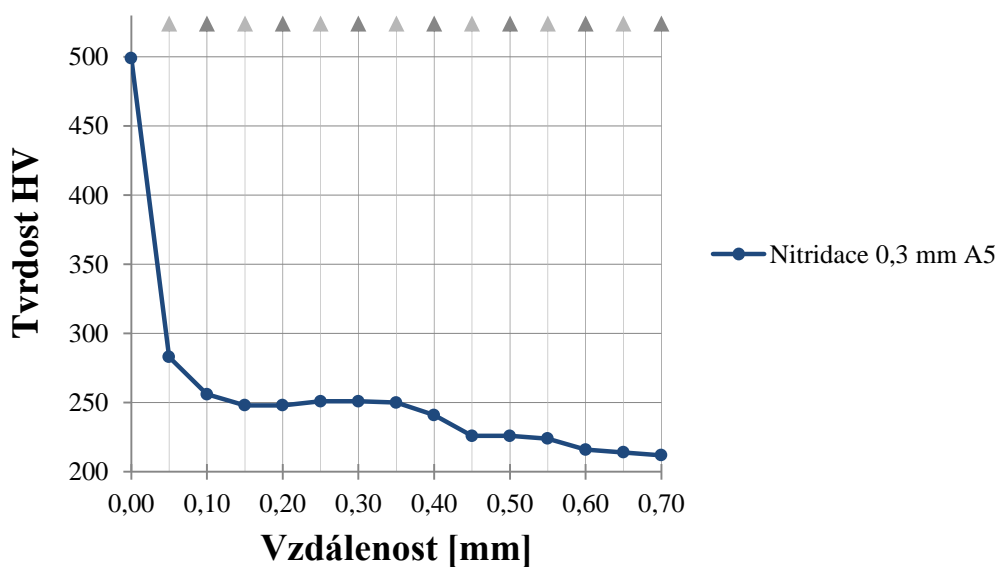
Obr. 39 Jádro oceli 12 050 po nitridaci 0,3 mm



Obr. 40 Jádro oceli 14 220 po nitridaci 0,3 mm

Na obr. 37 až 40 jsou zobrazeny struktury po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm. Povrch oceli ČSN 12 050 je tvořen bílou vrstvou o tloušťce 4 – 6  $\mu\text{m}$ . Bílá vrstva na povrchu oceli ČSN 14 220 má tloušťku 5 – 6  $\mu\text{m}$ . Jádra obou ocelí mají stejnou strukturu jako výchozí materiál.

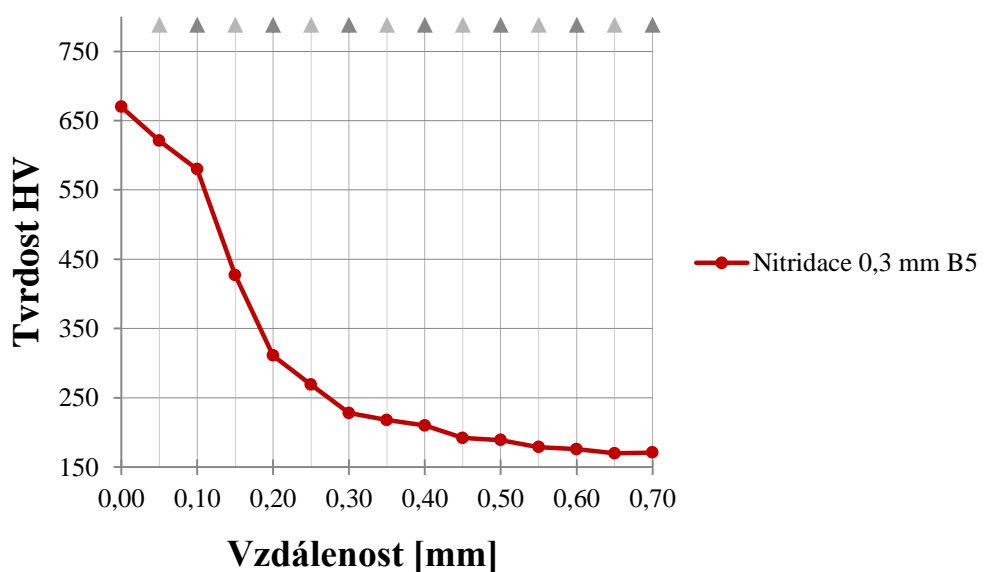
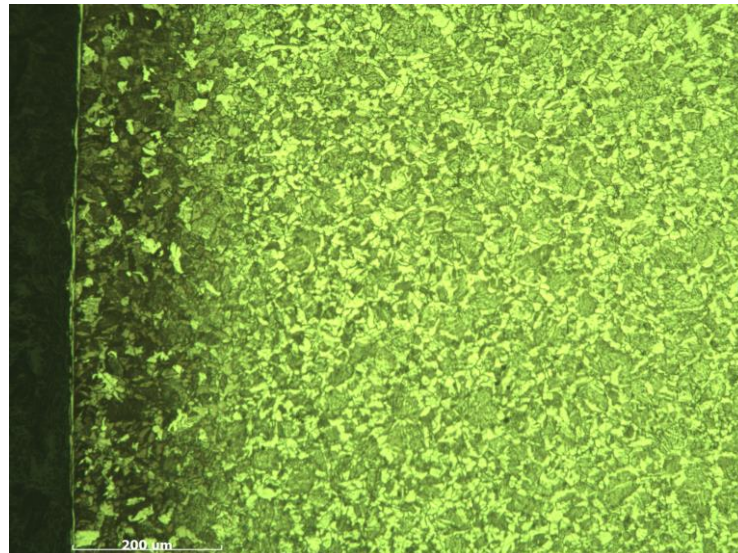
### 6.7.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm



Obr. 41 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 41 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k prudkému nárůstu pouze povrchové tvrdosti v oblasti bílé vrstvy. Tvrdost v povrchové vrstvě se zvýšila jen minimálně z důvodu tvorby pouze nitridů železa, které nedosahují vysokých tvrdostí.

#### 6.7.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm



Obr. 42 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 42 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k prudkému nárůstu tvrdosti ve vzniklé povrchové vrstvě. Maximální tvrdosti je dosaženo v oblasti vzniklé bílé vrstvy, která dosahuje tloušťky 5 – 6  $\mu\text{m}$ .

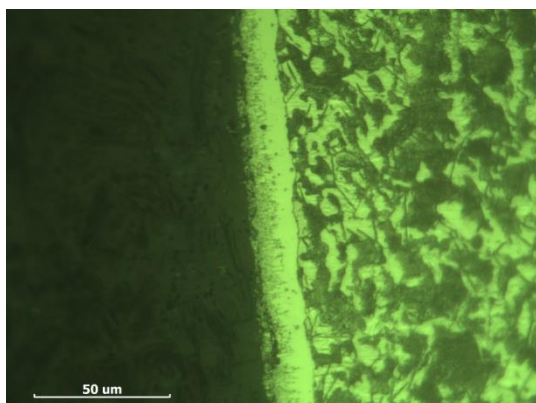
## 6.8 Nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm

### 6.8.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm

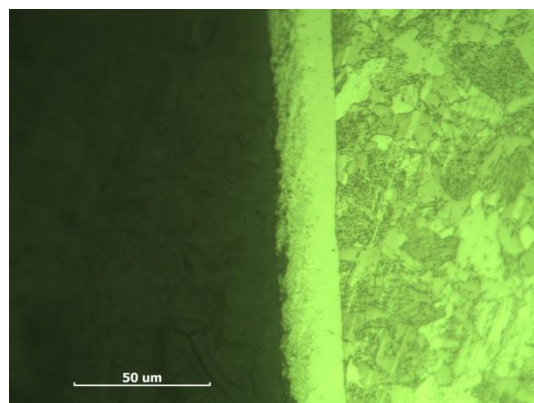
Tab. 11 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,6

Povrchová tvrdost HV 0,3			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	429	742	Tvrdost HBW	187	151
2.	428	782			
3.	406	787			
Průměr	421	770			

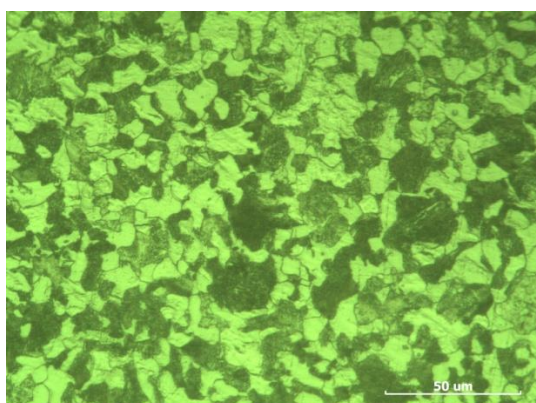
### 6.8.2 Srovnání struktur po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm



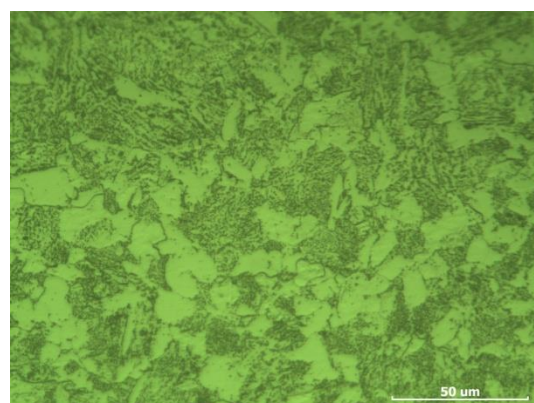
Obr. 43 Povrch oceli 12 050 po nitridaci 0,6 mm



Obr. 44 Povrch oceli 14 220 po nitridaci 0,6 mm



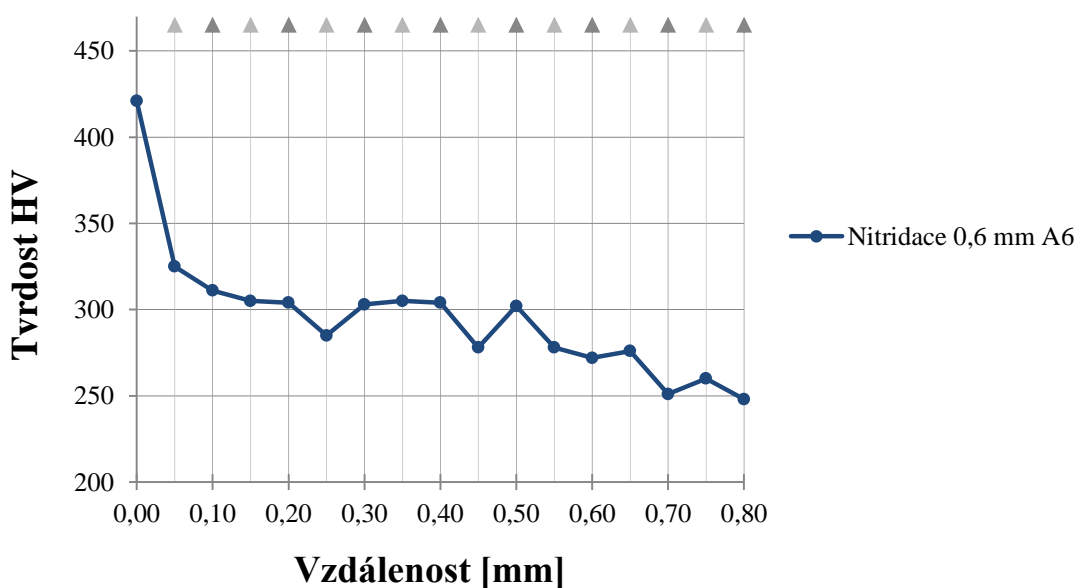
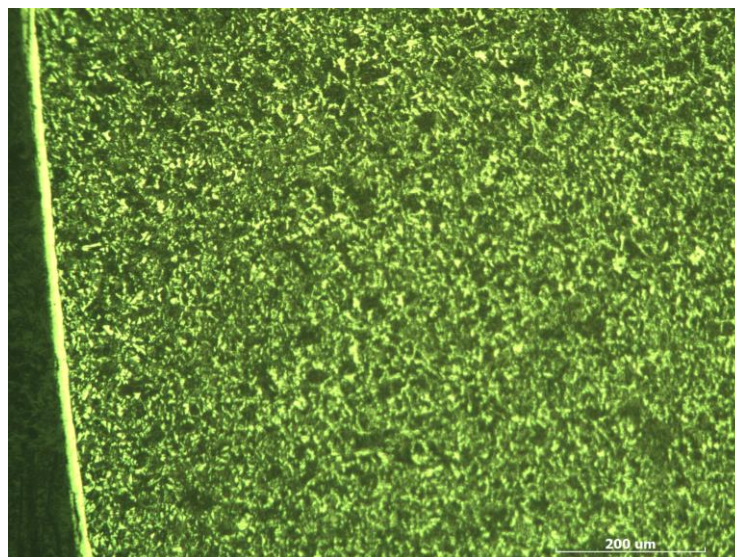
Obr. 45 Jádro oceli 12 050 po nitridaci 0,6 mm



Obr. 46 Jádro oceli 14 220 po nitridaci 0,6 mm

Na obr. 43 až 46 jsou zobrazeny struktury po nitridaci do hloubky 0,6 mm. Při tomto zpracování došlo k výraznému nárůstu bílé vrstvy. Bílá vrstva tvořící povrch oceli ČSN 12 050 dosahuje tloušťky 15 – 18 µm. V případě oceli ČSN 14 220 je tloušťka bílé vrstvy 11 – 13 µm. Jádra obou ocelí mají stejnou strukturu jako výchozí materiál.

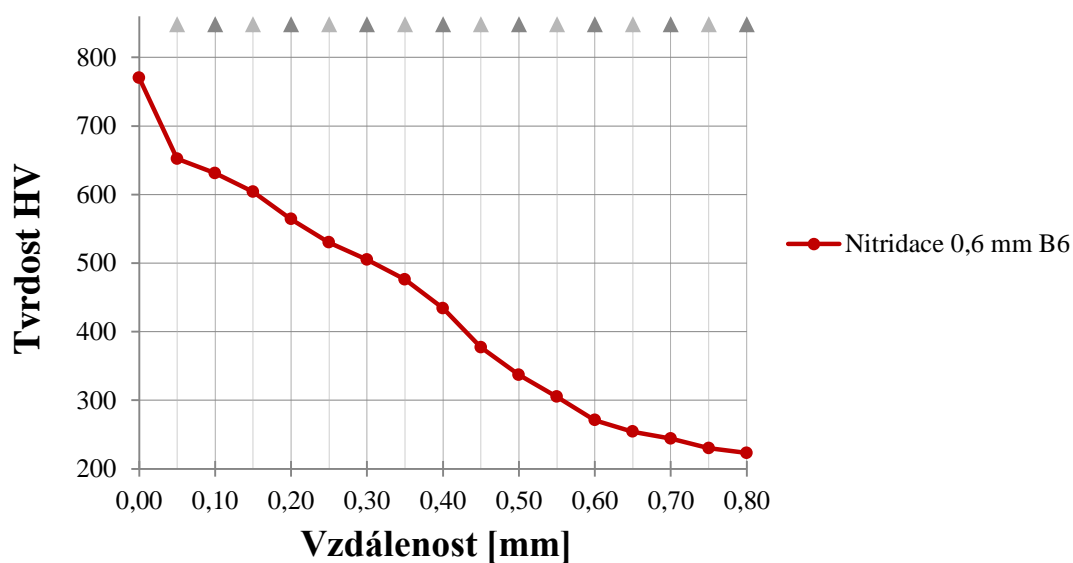
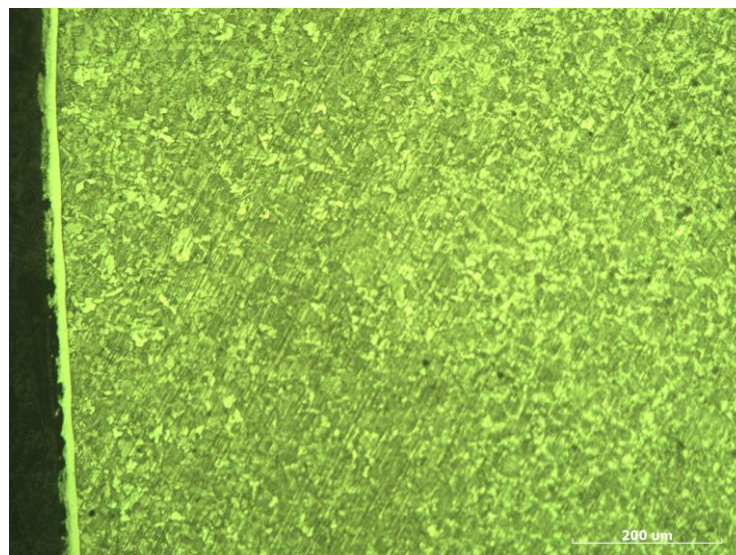
### 6.8.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm



Obr. 47 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 47 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k výraznějšímu nárůstu pouze povrchové tvrdosti v oblasti bílé vrstvy. Tvrdosti v povrchové vrstvě vykazaly pouze minimální změnu a to z důvodu vzniku pouze nitridů železa, které nedosahují vysokých tvrdostí.

#### 6.8.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm



Obr. 48 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 48 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že tento způsob nitridace dosahuje vysoké povrchové tvrdosti v oblasti vniklé bílé vrstvy. Tento způsob nitridace také dosahuje vysokých tvrdostí ve vzniklé povrchové vrstvě.

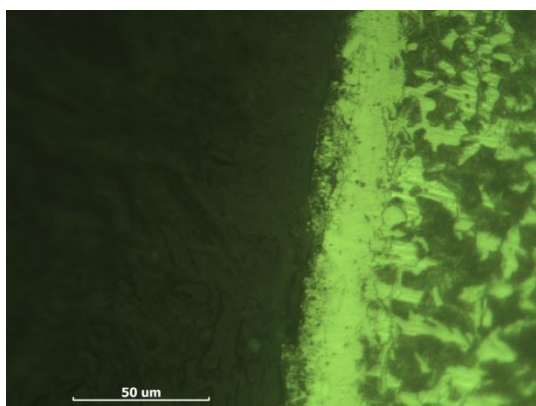
## 6.9 Karbonitridace

### 6.9.1 Měření povrchové tvrdosti a tvrdosti v jádře po karbonitridaci

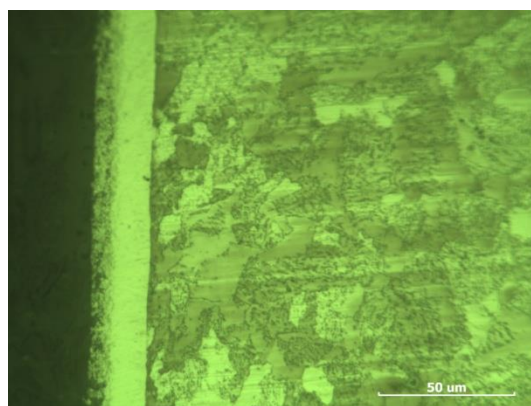
Tab. 12 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po karbonitridaci

Povrchová tvrdost HV 0,3			Tvrdost v jádře HBW		
Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220	Měření	ČSN 12 050	ČSN 14 220
1.	610	589	Tvrdost HBW	186	160
2.	554	600			
3.	590	557			
Průměr	585	582			

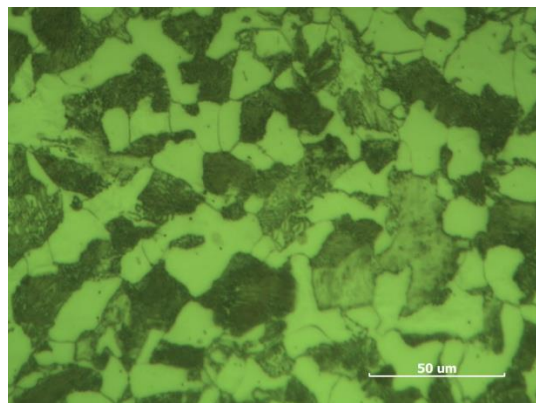
### 6.9.2 Srovnání struktur po karbonitridaci



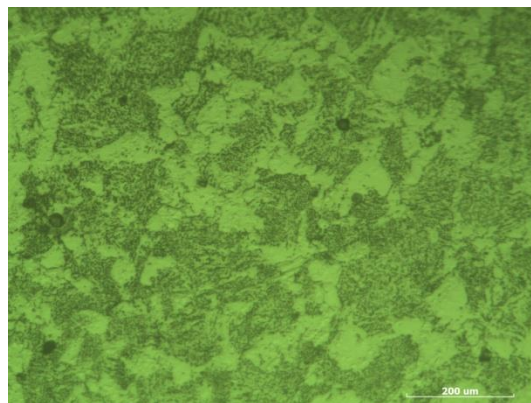
Obr. 49 Povrch oceli 12 050 po karbonitridaci



Obr. 50 Povrch oceli 14 220 po karbonitridaci



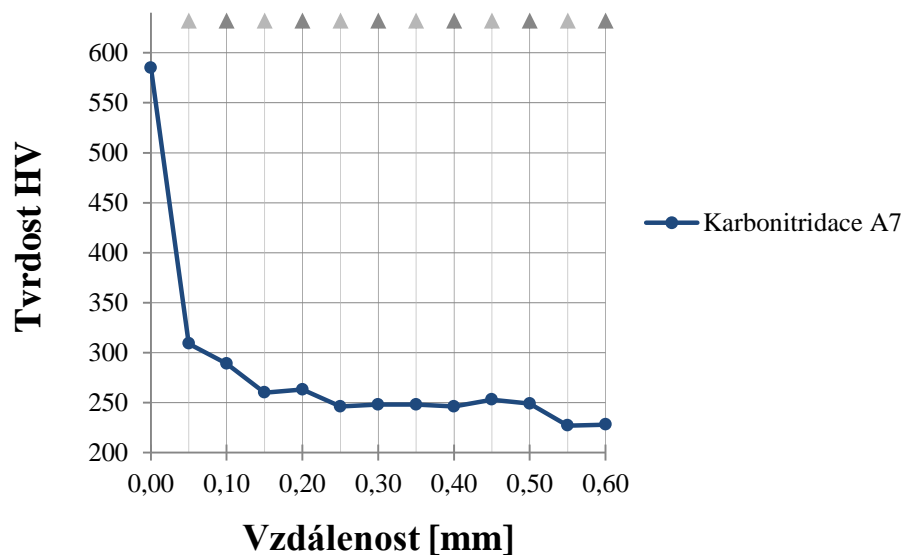
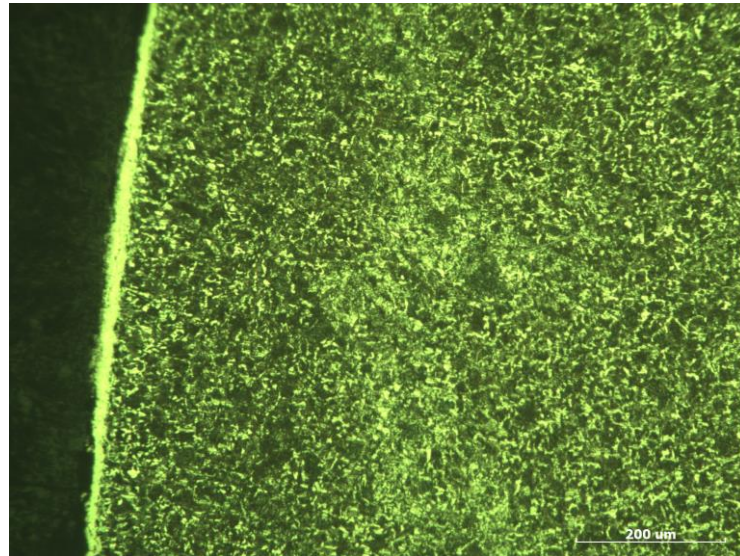
Obr. 51 Jádro oceli 12 050 po karbonitridaci



Obr. 52 Jádro oceli 14 220 po karbonitridaci

Na obr. 49 až 52 jsou zobrazeny struktury po karbonitridaci. V případě oceli ČSN 12 050 je povrch tvořen bílou vrstvou o tloušťce 25 – 28 μm. Bílá vrstva v případě oceli ČSN 14 220 dosahuje tloušťky 20 – 22 μm. Jádra obou ocelí mají stejnou strukturu jako výchozí materiál.

### 6.9.3 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po karbonitridaci

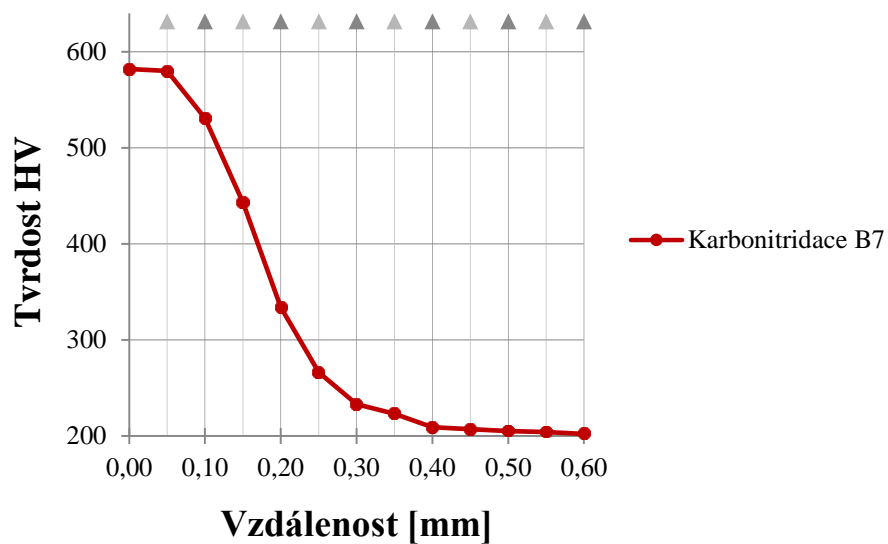
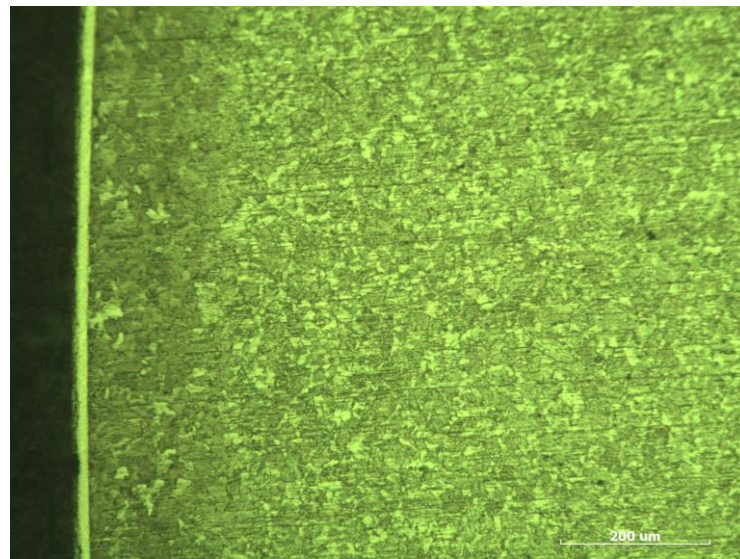


Obr. 53 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po karbonitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

Na obr. 53 je zobrazena struktura povrchu nelegované oceli ČSN 12 050 po karbonitridaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo ke zvýšení pouze povrchové tvrdosti v oblasti bílé vrstvy. Tvrdosti v povrchové vrstvě nevykázaly téměř žádnou změnu a to z důvodu vzniku pouze nitridů železa, které nedosahují vysokých tvrdostí.



#### 6.9.4 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14220 po karbonitridaci

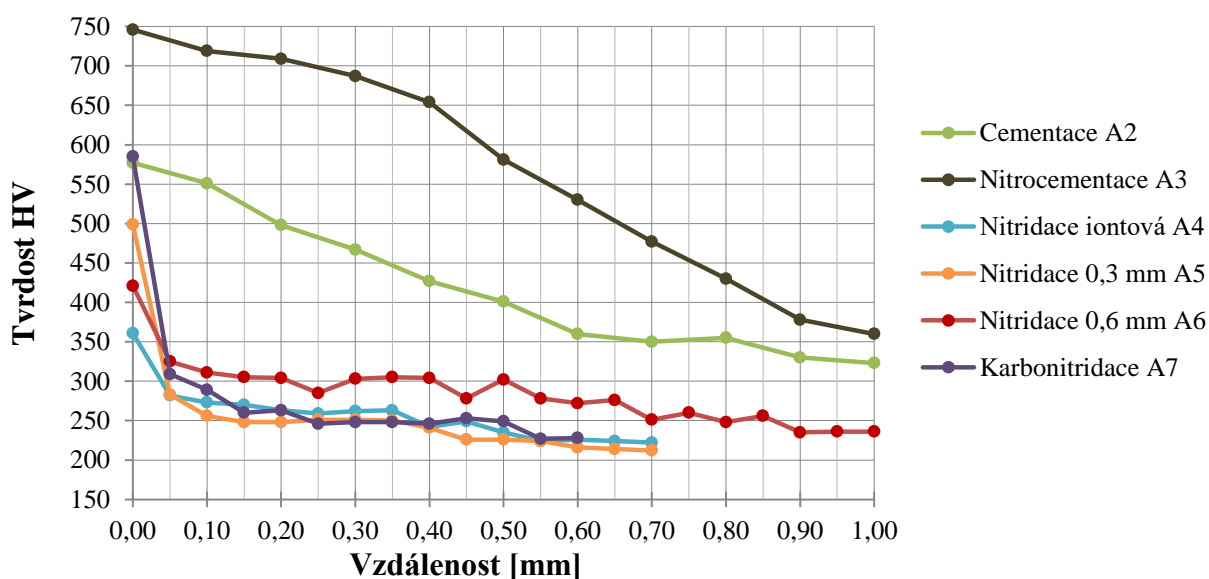


Obr. 54 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po karbonitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti

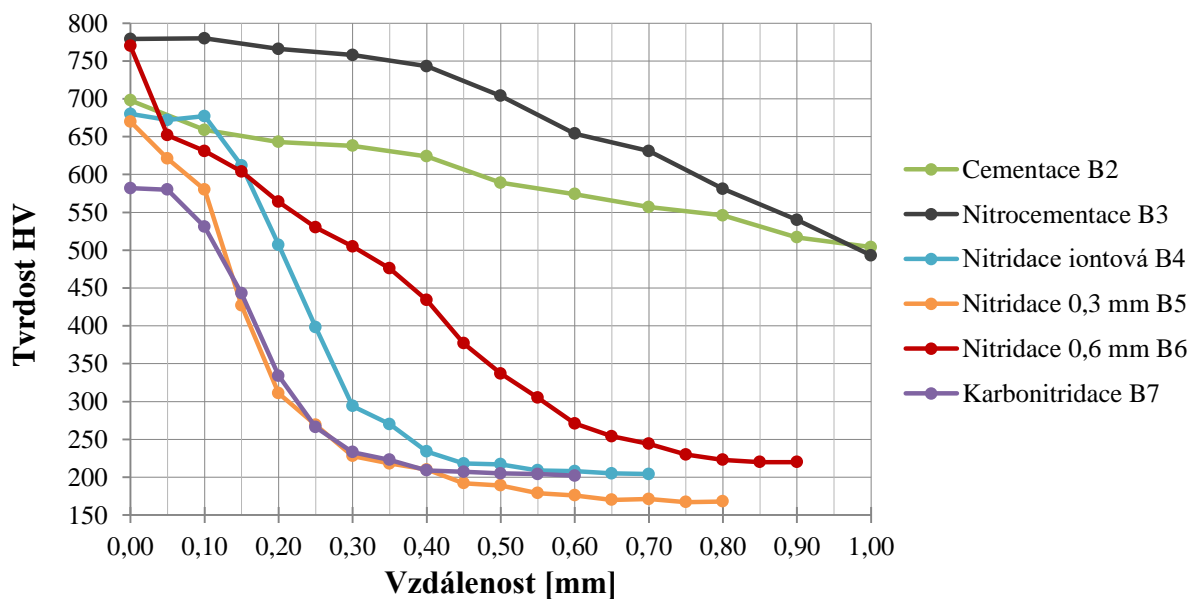
Na obr. 54 je zobrazena struktura povrchu nízkolegované oceli ČSN 14 220 po karbonitridaci s odpovídajícím průběhem tvrdosti. Z grafu průběhu tvrdosti je zřejmé, že došlo k prudkému nárůstu tvrdosti ve vzniklé povrchové vrstvě. Maximálních tvrdostí je dosaženo v oblasti vzniklé bílé vrstvy, která dosahuje tloušťky 20 – 22  $\mu\text{m}$ .

## 6.10 Srovnání průběhů tvrdosti

Na obr. 55 a 56 je zobrazeno srovnání průběhů tvrdostí zkoumaných ocelí po jednotlivých způsobech chemicko-tepelného zpracování. Ze srovnání je patrné, že rozdíl nastal zejména u nitridací, kde nelegovaná ocel ČSN 12 050 nevykázala kromě zvýšené povrchové tvrdosti téměř žádnou změnu. Nejvyšších tvrdostí dosahuje nitrocementace, která bude především u nelegované oceli vhodnějším zpracováním než cementace.



Obr. 55 Srovnání tvrdostí oceli ČSN 12 050 po jednotlivých způsobech zpracování



Obr. 56 Srovnání tvrdostí oceli ČSN 14 220 po jednotlivých způsobech zpracování

## 6.11 Tabulky hodnot měření průběhů tvrdostí

Tab. 13 Hodnoty průběhů tvrdosti oceli ČSN 12 050

Tabulka hodnot tvrdostí HV oceli ČSN 12 050								
Zušlechťení		Chemicko - tepelné zpracování						
Vzdálenost [mm]	Zušlechťení A1 [HV 1]	Vzdálenost [mm]	Cementace A2 [HV 1]	Nitrocementace A3 [HV 1]	Nitridace iontová A4 [HV 0,3]	Nitridace 0,3 mm A5 [HV 0,3]	Nitridace 0,6 mm A6 [HV 0,3]	Karbonitridace A7 [HV 0,3]
1	567	0	577	746	361	499	421	585
2	483	0,05	-	-	282	283	325	309
3	482	0,1	551	719	273	256	311	289
4	304	0,15	-	-	270	248	305	260
5	280	0,2	498	709	263	248	304	263
6	268	0,25	-	-	259	251	285	246
7	284	0,3	467	687	262	251	303	248
8	259	0,35	-	-	263	250	305	248
9	351	0,4	427	654	242	241	304	246
10	508	0,45	-	-	249	226	278	253
11	394	0,5	401	581	235	226	302	249
12	264	0,55	-	-	224	224	278	227
13	296	0,6	360	530	226	216	272	228
14	502	0,65	-	-	224	214	276	-
15	416	0,7	350	477	222	212	251	-
16	585	0,75	-	-	-	-	260	-
17	548	0,8	355	430	-	-	248	-
-	-	0,85	-	-	-	-	256	-
-	-	0,9	330	378	-	-	235	-
-	-	0,95	-	-	-	-	236	-
-	-	1	323	360	-	-	236	-

Tab. 14 Hodnoty průběhů tvrdostí oceli ČSN 14 220

Tabulka hodnot tvrdostí HV oceli ČSN 14 220								
Zušlechťení		Chemicko - tepelné zpracování						
Vzdálenost [mm]	Zušlechťení B1 [HV 1]	Vzdálenost [mm]	Cementace B2 [HV 1]	Nitrocementace B3 [HV 1]	Nitridace iontová B4 [HV 0,3]	Nitridace 0,3 mm B5 [HV 0,3]	Nitridace 0,6 mm B6 [HV 0,3]	Karbonitridace B7 [HV 0,3]
1	442	0	698	779	361	670	770	582
2	446	0,05	-	-	282	621	652	580
3	434	0,1	659	780	273	580	631	531
4	441	0,15	-	-	270	427	604	443
5	428	0,2	643	766	263	311	564	334
6	412	0,25	-	-	259	269	530	266
7	399	0,3	638	758	262	228	505	233
8	397	0,35	-	-	263	218	476	223
9	399	0,4	624	743	242	210	434	209
10	410	0,45	-	-	249	192	377	207
11	413	0,5	589	704	235	189	337	205
12	426	0,55	-	-	224	179	305	204
13	412	0,6	574	654	226	176	271	202
14	420	0,65	-	-	224	170	254	-
15	437	0,7	557	631	222	171	244	-
16	430	0,75	-	-	-	167	230	-
17	453	0,8	546	581	-	168	223	-
-	-	0,85	-	-	-	-	220	-
-	-	0,9	517	540	-	-	220	-
-	-	0,95	-	-	-	-	-	-
-	-	1	504	493	-	-	-	-

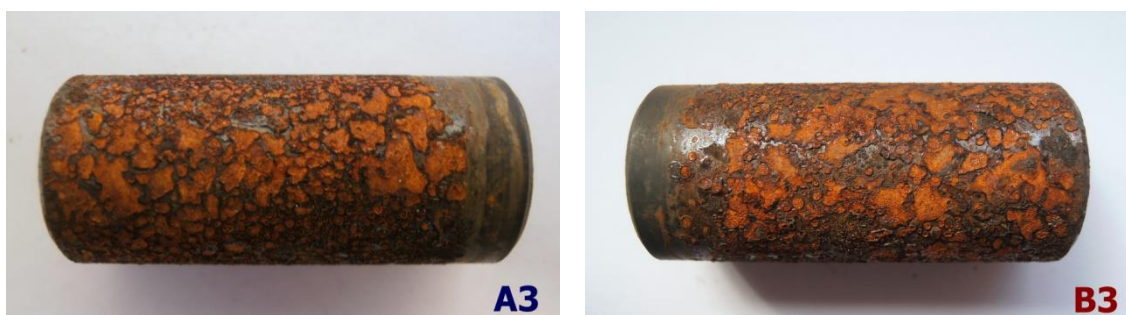
## 6.12 Vizuální hodnocení korozní odolnosti po zkoušce v solné mlze



*Obr. 57 Zušlechtěné vzorky po zkoušce v solné mlze*



*Obr. 58 Cementované vzorky po zkoušce v solné mlze*



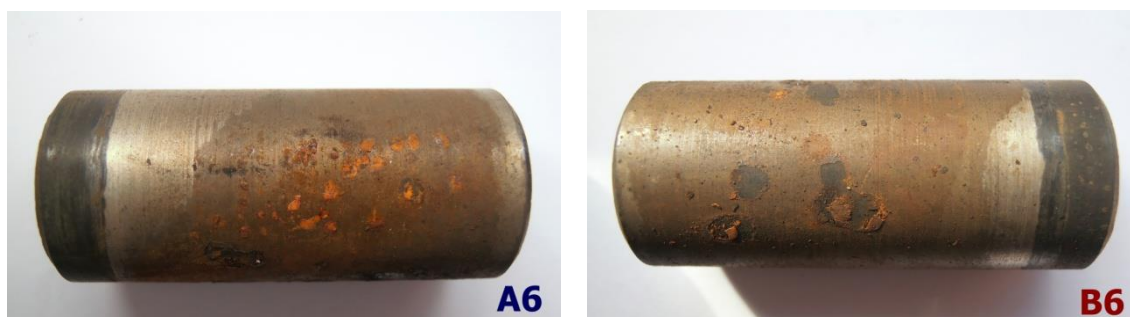
*Obr. 59 Nitrocementované vzorky po zkoušce v solné mlze*



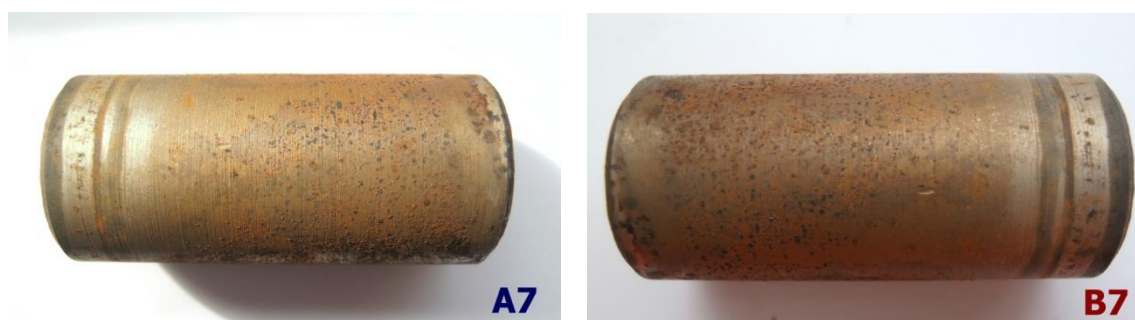
*Obr. 60 Iontově nitridované vzorky po zkoušce v solné mlze*



*Obr. 61 Vzorky nitridované v plynu do hloubky 0,3 mm po zkoušce solnou mlhou*



*Obr. 62 Vzorky nitridované v plynu do hloubky 0,6 mm po zkoušce solnou mlhou*



*Obr. 63 Karbonitridované vzorky po zkoušce solnou mlhou*

Vzorky byly podrobeny korozní zkoušce v solné mlze dle normy ČSN EN ISO 9227. Předmětem zkoumání byl především vliv tloušťky bílé vrstvy vytvořené různými způsoby nitridace na korozní odolnost. Délka trvání zkoušky byla zvolena 48 hodin. U vzorků zušlechtěných, cementovaných a nitrocementovaných nebyl po zkoušce patrný výrazný rozdíl a rovnoměrná koroze pokryla téměř celý povrch. Rozdíl nastal u nitridovaných vzorků, kde podle očekávání vizuálně nejlépe dopadly vzorky po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm a vzorky po karbonitridaci. U nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm, kde bílá vrstva dosahuje tloušťky v rozmezí 11 – 18  $\mu\text{m}$  jsou patrná jen místní rozrušení povrchu a tenká oxidická vrstva na povrchu. U karbonitridovaných vzorků bílá vrstva dosahuje tloušťky nad 20  $\mu\text{m}$  a nejsou zde patrná hlubší rozrušení povrchu, který je jen pokrytý tenkou oxidickou vrstvou.

## 7 VÝSLEDKY A DISKUZE

Volba vhodné oceli i následného zpracování závisí především na požadovaných vlastnostech, kterých chceme dosáhnout. Ze srovnání tvrdostí jednotlivých způsobů chemicko-tepelného zpracování nelegované oceli ČSN 12 050 a nízkolegované oceli ČSN 14 220 lze vyčíst rozdíly, které se nejvýrazněji projeví u nitridovaných vzorků.

Vliv různých způsobů nitridace na nelegovanou ocel ČSN 12 050 byl minimální a projevil se jen ve zvýšené povrchové tvrdosti. Děje se tak především z důvodu vzniku pouze nitridů železa v povrchové vrstvě, které nedosahují vysokých tvrdostí. Při porovnání jednotlivých způsobů nitridace u nelegované oceli ČSN 12 050 dosahuje nejvyšší povrchové tvrdosti karbonitridace. Nejvýhodnějším způsobem pro tyto typy ocelí je podle získaných výsledků nitrocementace, která oproti cementaci dosahuje výrazně vyšších tvrdostí v povrchové vrstvě. Přítomný dusík také zvyšuje míru prokalitelnosti této oceli, což je patrné ze srovnání struktur po nitrocementaci. Nitrocementace bude také disponovat vyšší tlakovou únosností, která bude úměrná ploše pod křivkou průběhu tvrdosti.

V případě nízkolegované oceli ČSN 14 220 jsou povrchové tvrdosti po různých způsobech nitridace výrazně vyšší než u nelegované oceli. Děje se tak především z důvodu přítomnosti legujících prvků v chemickém složení oceli. Nejlepších výsledků z nitridací dosahuje nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm, která je ovšem časově a tudíž i finančně náročnější než ostatní způsoby nitridace. Zbylé způsoby nitridace vykazují srovnatelné hodnoty povrchových tvrdostí. V případě cementace je z grafu průběhu tvrdosti zřejmé, že nízkolegovaná ocel disponuje vysokými tvrdostmi do značné hloubky v povrchové vrstvě a tudíž i vysokou tlakovou únosností. Nitrocementace dosahuje dle získaných výsledků nejvyšších tvrdostí a tudíž i největší tlakové únosnosti.

Z výsledků experimentálního měření lze vyvodit vhodnost jednotlivých povrchových úprav pro zkoumané materiály podle požadavků na výsledné vlastnosti. Při požadavcích na houževnaté, zušlechtěné jádro a zároveň vysoké povrchové tvrdosti odolné vůči opotřebení lze u obou zkoumaných materiálů využít cementace či nitrocementace. U nelegovaných ocelí bude lepší volbou využití nitrocementace, která dle výsledků dosahuje výrazně vyšších tvrdostí a bude trpět také menšími deformacemi. Při požadavcích na vysokou povrchovou tvrdost, odolnost vůči opotřebení, odírání, zadírání apod. lze u nízkolegovaných ocelí využít způsoby nitridace. U nitridací vzniká odolná

bílá vrstva na povrchu součásti, zatímco jádro zůstává stejné struktury jako výchozí materiál. Chceme – li mít v dané zpracovávané součásti po nitridaci zušlechtnou strukturu v jádře s vyšší houževnatostí než má struktura feriticko-perlitická, je potřeba provést zušlechtění už před nitridací. Existovat mohou také požadavky na povrch nitridovaný a zároveň na některých místech měkký. V tomto případě lze využít nitridaci iontovou, u které lze mechanickým krytím nebo ochranným nátěrem ochránit vybraná místa před kontaktem s plazmatem. Pokud existují požadavky na kluzné vlastnosti povrchu, přichází v úvahu karbonitridace. Obecně bílá vrstva vytvořená po nitridaci zlepšuje kluzné vlastnosti oceli. V případě nízkolegované oceli nedosahuje karbonitridace dle získaných výsledků vysokých povrchových tvrdostí, ale díky silné bílé vrstvě bude disponovat dobrou odolností vůči opotřebení, odírání nebo zadírání.

Korozní odolnost byla testována pomocí korozní zkoušky v solné mlze. Zkoumán byl především vliv tloušťky bílé vrstvy vytvořené různými způsoby nitridace na korozní odolnost. Dle očekávání není u vzorků zušlechtných, cementovaných a nitro-cementovaných patrný téměř žádný rozdíl a rovnoměrná koroze pokryla téměř celý povrch. Značný rozdíl oproti tomu nastal u vzorků nitridovaných a to především u nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm a karbonitridace. V případě nitridace v plynu do hloubky 0,6 mm způsobila tloušťka bílé vrstvy nad 10  $\mu\text{m}$  zřetelný rozdíl oproti nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm, u které bílá vrstva dosahuje tloušťky 5 – 6  $\mu\text{m}$ . Patrná jsou jen místní korozní poškození, zatímco u nitridace v plynu do hloubky 0,3 mm rovnoměrná koroze rozrušila povrch téměř po celém obvodu. U karbonitridace, kde bílá vrstva dosahuje tloušťky nad 20  $\mu\text{m}$ , byl výsledek podle očekávání nejlepší. Na karbonitridovaných vzorcích nebyly po 48 hodinách v solné mlze patrné známky hlubšího korozního poškození. Povrch vzorků byl pokrytý jen tenkou oxidickou vrstvou bez výraznějšího rozrušení povrchu oceli.

## 8 ZÁVĚR

Požadavky na mechanické, i jiné vlastnosti výrobků z kovových slitin jsou v současnosti velmi vysoké, proto má tepelné a chemicko-tepelné zpracování v technické praxi obrovský význam. Diplomová práce „Vliv chemicko-tepelného zpracování na povrchové vlastnosti ocelí“ se zabývá právě touto problematikou a je rozdělena na dvě části. První část je ryze teoretická a popisuje současný stav řešené problematiky. Druhá, experimentální část se věnuje praktickému měření, které reaguje na cíle uvedené v zadání.

V první, teoretické části jsou postupně popsány základy tepelného zpracování a detailně rozebrány jednotlivé způsoby tepelného a chemicko-tepelného zpracování oceli včetně oblastí jejich využití. Součástí teoretické části je také seznámení se zkouškami využitými při praktickém měření.

Experimentální část práce se zabývá vlivem chemicko-tepelného zpracování na tvrdost a korozní odolnost vybraných zástupců nelegovaných a nízkolegovaných ocelí. Jako zástupci těchto materiálů byly zvoleny oceli ČSN 12 050 a ČSN 14 220. Postupně byl popsán zkušební materiál včetně chemického složení, postup přípravy vzorků a uvedeny parametry procesů tepelného a chemicko-tepelného zpracování. Dále byly uvedeny zařízení využitá při praktickém měření, popsán postup měření a metalograficky zhodnocen výchozí materiál. Následně byl z důvodu zjištění prokalitelnosti výchozích materiálů stanoven průběh tvrdosti po zušlechtnění a byla vyhodnocena vzniklá struktura.

Hlavním úkolem praktické části bylo srovnání průběhů tvrdostí po 6 způsobech chemicko-tepelného zpracování. U každého způsobu byla stanovena povrchová tvrdost, metalograficky zhodnoceny vzniklé struktury a stanoven průběh tvrdosti. Následně byl porovnáván vliv chemicko-tepelného zpracování na tvrdost u zkoumaných ocelí. Výsledky potvrdily výrazné rozdíly u zkoumaných materiálů. Nízkolegovaná ocel ČSN 14 220 dle očekávání vykázala mnohem lepší výsledky především u nitridací, kde nelegovaná ocel nevykázala kromě mírně zvýšené povrchové tvrdosti téměř žádnou změnu.

Úkolem poslední části bylo vizuální srovnání korozní odolnosti po korozní zkoušce v solné mlze. Hodnocen byl především vliv bílé vrstvy vzniklé po různých způsobech nitridace na korozní odolnost. Po 48 hodinách korozní zkoušky v solné mlze vznikly patrné rozdíly. Nejlepší odolnost prokázaly dle očekávání nitridace do hloubky



0,6 mm a karbonitridace, u kterých je tloušťka bílé vrstvy oproti ostatním způsobům vyšší.

Z provedeného experimentálního měření vyplývá, že výběr vhodného typu oceli je pro správné provedení tepelného či chemicko-tepelného zpracování nezbytný. Rozdíl je patrný z porovnání nelegovaných a nízkolegovaných ocelí a ještě patrnější by nastal v případě nahrazení oceli s vyšším obsahem legujících prvků nevhodným typem oceli. Špatně zvolený výběr materiálu obvykle vede v lepším případě k nedosažení požadovaných vlastností nebo v horším případě k ovlivnění životnosti a bezchybného provozu strojů a zařízení.

Zadané cíle práce byly splněny v plném rozsahu. V budoucnu je možné pokračování ve výzkumu korozní odolnosti po chemicko-tepelném zpracování, vyhodnocení typu koroze, případně stanovení mechanické odolnosti po korozní degradaci.

## 9 SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

DRASTÍK, František. *Strojnická příručka: vývoj, výpočty, konstrukce, technologie, výroba*. Praha: Dashöfer, 2002. ISSN 1801-7991.

FILÍPEK, J. -- ČERNÝ, M. Animovaná metalografie a tepelné zpracování. In *DID-MATTECH 2009*. 1. vyd. Trnava - Komárno 2010: Trnava University J.Selye University - Komárno, 2010, s. 56--59. ISBN 978-80-8122-006-7.

FILÍPEK, Josef. *Animovaný diagram železo - uhlík*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2006. ISBN 80-7204-433-8. Dostupné také z: <http://www.digitalniknihovna.cz/mzk/uuid/uuid:aab88bb0-9a27-11e3-a744-005056827e52>

HLUCHÝ, M. -- HANĚK, V. *Strojírenská technologie 2*. Praha: Scientia, spol.s r.o., 2001. 176 s. ISBN 80-7183-245-6.

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

*Kurz tepelného zpracování: učební texty*. Praha: Ecosond, 2009. ISBN 978-80-904462-1-2.

MACEK, Karel, Petr ZUNA a Jiří JANOVEC. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04186-4.

MACHEK, Václav a Jaromír SODOMKA. *Nauka o materiálu: kovy a kovové materiály*. 1. část. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2001. ISBN 80-01-02424-5.

MACHEK, Václav. *Zpracování a zkoušení kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2011. ISBN 978-80-01-04683-8.

MICHNA, Štefan, Jarmila TRPČEVSKÁ a Iva NOVÁ. *Strojírenská technologie*. Ústí nad Labem: Univerzita J.E. Purkyně v Ústí nad Labem, 2012. ISBN 978-80-7414-501-8.

PILOUS, Václav. *Tepelné zpracování kovových materiálů*. Brno: TESIYO, 2015. ISBN 978-80-87102-11-4.

PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3. Dostupné také z: <http://www.digitalniknihovna.cz/mzk/uuid/uuid:b45814a0-b78a-11e6-a108-005056827e51>

ŘASA, Jaroslav a Josef ŠVERCL. *Strojnické tabulky: pro školu a praxi*. 2, Materiály, polotovary, technologie, upínání, měření. Praha: Scientia, 2007. ISBN 978-80-86960-20-3.

SKÁLOVÁ, Jana, Jaroslav KOUTSKÝ a Vladislav MOTYČKA. *Nauka o materiálech*. 4. vyd. V Plzni: Západočeská univerzita, 2010. ISBN 978-80-7043-874-9. Dostupné také z: <http://www.digitalniknihovna.cz/mzk/uuid/uuid:eb406230-4e21-11e4-ab76-005056827e51>

SKÁLOVÁ, Jana, Rudolf KOVAŘÍK a Vladimír BENEDIKT. *Základní zkoušky kovových materiálů*. 4. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2005. ISBN 80-7043-417-1.

#### **Použité normy:**

ČSN 41 2050, 1978: Ocel 12 050

ČSN 41 4220, 1978: Ocel 14 220 Mn-Cr

ČSN EN ISO 6506, 2015: Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Brinella

ČSN EN ISO 6507, 2006: Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse

ČSN EN ISO 6508, 2015: Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Rockwella

ČSN EN ISO 9227, 2012: Korozní zkoušky v umělých atmosférách – Zkoušky solnou mlhou

## 10 SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Fázový diagram metastabilní soustavy Fe – Fe <sub>3</sub> C .....	13
Obr. 2 Strukturní diagram metastabilní soustavy Fe – Fe <sub>3</sub> C.....	13
Obr. 3 Schéma izotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli .....	15
Obr. 4 Schéma anizotermického rozpadu austenitu eutektoidní oceli .....	15
Obr. 5 Princip tvorby martenzitické desky .....	17
Obr. 6 Schéma vzniku bainitu.....	21
Obr. 7 Průběh tvrdosti po zakalení v cementační vrstvě.....	25
Obr. 8 Průběh tvrdosti po jednotlivých způsobech cementace .....	26
Obr. 9 Výchozí struktura oceli ČSN 12 050 .....	36
Obr. 10 Výchozí struktura oceli ČSN 14 220 .....	36
Obr. 11 Povrch oceli 12 050 po zušlechtění .....	37
Obr. 12 Povrch oceli 14 220 po zušlechtění .....	37
Obr. 13 Jádru oceli 12 050 po zušlechtění .....	37
Obr. 14 Jádru oceli 14 220 po zušlechtění .....	37
Obr. 15 Příčný řez zušlechtěným vzorkem oceli ČSN 12 050.....	38
Obr. 16 Příčný řez zušlechtěným vzorkem oceli ČSN 14 220.....	38
Obr. 17 Průběh tvrdosti oceli ČSN 12 050 po zušlechtění.....	39
Obr. 18 Průběh tvrdosti oceli ČSN 14 220 po zušlechtění.....	39
Obr. 19 Povrch oceli 12 050 po cementaci .....	40
Obr. 20 Povrch oceli 14 220 po cementaci .....	40
Obr. 21 Jádru oceli 12 050 po cementaci.....	40
Obr. 22 Jádru oceli 14 220 po cementaci.....	40
Obr. 23 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po cementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	41
Obr. 24 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po cementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	42
Obr. 25 Povrch oceli 12 050 po nitrocementaci.....	43
Obr. 26 Povrch oceli 14 220 po nitrocementaci.....	43
Obr. 27 Jádru oceli 12 050 po nitrocementaci .....	43
Obr. 28 Jádru oceli 14 220 po nitrocementaci .....	43
Obr. 29 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitrocementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti .....	44
Obr. 30 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitrocementaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti .....	45

Obr. 31 Povrch oceli 12 050 po iontové nitridaci .....	46
Obr. 32 Povrch oceli 14 220 po iontové nitridaci .....	46
Obr. 33 Jádro oceli 12 050 po iontové nitridaci.....	46
Obr. 34 Jádro oceli 14 220 po iontové nitridaci.....	46
Obr. 35 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po iontové nitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti .....	47
Obr. 36 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po iontové nitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti .....	48
Obr. 37 Povrch oceli 12 050 po nitridaci 0,3 mm.....	49
Obr. 38 Povrch oceli 14 220 po nitridaci 0,3 mm.....	49
Obr. 39 Jádro oceli 12 050 po nitridaci 0,3 mm.....	49
Obr. 40 Jádro oceli 14 220 po nitridaci 0,3 mm.....	49
Obr. 41 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	50
Obr. 42 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	51
Obr. 43 Povrch oceli 12 050 po nitridaci 0,6 mm.....	52
Obr. 44 Povrch oceli 14 220 po nitridaci 0,6 mm.....	52
Obr. 45 Jádro oceli 12 050 po nitridaci 0,6 mm.....	52
Obr. 46 Jádro oceli 14 220 po nitridaci 0,6 mm.....	52
Obr. 47 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	53
Obr. 48 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	54
Obr. 49 Povrch oceli 12 050 po karbonitridaci .....	55
Obr. 50 Povrch oceli 14 220 po karbonitridaci .....	55
Obr. 51 Jádro oceli 12 050 po karbonitridaci.....	55
Obr. 52 Jádro oceli 14 220 po karbonitridaci.....	55
Obr. 53 Struktura povrchu oceli ČSN 12 050 po karbonitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	56
Obr. 54 Struktura povrchu oceli ČSN 14 220 po karbonitridaci (zvětšeno 100x) s odpovídajícím průběhem tvrdosti.....	57
Obr. 55 Srovnání tvrdostí oceli ČSN 12 050 po jednotlivých způsobech zpracování .....	58
Obr. 56 Srovnání tvrdostí oceli ČSN 14 220 po jednotlivých způsobech zpracování .....	58
Obr. 57 Zušlechtnuté vzorky po zkoušce v solné mlze .....	60
Obr. 58 Cementované vzorky po zkoušce v solné mlze .....	60

Obr. 59 Nitrocementované vzorky po zkoušce v solné mlze .....	60
Obr. 60 Iontově nitridované vzorky po zkoušce v solné mlze .....	60
Obr. 61 Vzorky nitridované v plynu do hloubky 0,3 mm po zkoušce solnou mlhou .....	61
Obr. 62 Vzorky nitridované v plynu do hloubky 0,6 mm po zkoušce solnou mlhou .....	61
Obr. 63 Karbonitridované vzorky po zkoušce solnou mlhou.....	61

## 11 SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Značení a zatížení zkoušek tvrdosti podle Vickerse .....	31
Tab. 2 Značení tvrdosti podle Rockwella .....	32
Tab. 3 Chemické složení oceli ČSN 12 050 v % .....	33
Tab. 4 Chemické složení oceli ČSN 14 220 v % .....	34
Tab. 5 Označení vzorků a parametry zpracování .....	34
Tab. 6 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po zušlechtnění.....	37
Tab. 7 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po cementaci .....	40
Tab. 8 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitrocementaci.....	43
Tab. 9 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po iontové nitridaci .....	46
Tab. 10 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,3 mm.....	49
Tab. 11 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po nitridaci v plynu do hloubky 0,6 mm.....	52
Tab. 12 Povrchová tvrdost a tvrdost v jádře po karbonitridaci .....	55
Tab. 13 Hodnoty průběhů tvrdostí oceli ČSN 12 050.....	59
Tab. 14 Hodnoty průběhů tvrdosti oceli ČSN 14 220.....	59