

## Bakalářská práce

# Vývoj technologie zušlechtní oceli 41CrAlMo7S

Jméno autora: Marek Waszut

Rok odevzdání: 2022

## Zadání bakalářské práce

Student:

**Marek Waszut**

Studijní program:

B0715A270004 Materiálové inženýrství

Téma:

Vývoj technologie zušlechtnění oceli 41CrAlMo7S  
Development of Q+T heat treatment technology of 41CrAlMo7S steel

Jazyk vypracování:

čeština

Zásady pro vypracování:

- Klasifikace tepelného zpracování ocelí.
- Návrh režimů zušlechtnění oceli 41CrAlMo7S s různými variantami intenzity ochlazování při kalení a s různými teplotně časovými parametry popouštění.
- Popis zušlechťovací linky.
- Zkušební materiál, NDT kontrola výskytu povrchových vad na vzorcích po zušlechtnění.
- Vyhodnocení mechanických vlastností a mikrostruktury vzorků.
- Návrh optimálního režimu zušlechtnění tyčí z jakosti 41CrAlMo7S.

Seznam doporučené odborné literatury:

1. HYSPECKÁ, Ludmila. Teorie tepelného zpracování. 3. vyd. Ostrava: VŠB, 1985.
2. JECH, Jaroslav. Tepelné zpracování oceli: Metalografická příručka. 4., přepracované a dopl. vyd. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1983.
3. HOLM, T., OLSSON, P., TROELL, E.: Steel and its Heat Treatment - a handbook. Mölndal: Swerea IVF, 2012. ISBN 987-91-86401-11-5.
4. VÁŇOVÁ, Petra. Základy tepelného zpracování: Studijní opora [online]. Ostrava, 2011 [cit. 2018-03-29]. Dostupné z: [http://katedry.fmmi.vsb.cz/Opory\\_FMMI/636/636-Vanova\\_ZTZ.pdf](http://katedry.fmmi.vsb.cz/Opory_FMMI/636/636-Vanova_ZTZ.pdf)

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí bakalářské práce: **doc. Ing. Stanislav Lasek, Ph.D.**

Datum zadání: 30.11.2021

Datum odevzdání: 06.05.2022

---

prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.  
*vedoucí katedry*

---

prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.  
*děkanka fakulty*

## **Abstrakt**

Tato bakalářská práce se zabývá technologií zušlechťování oceli 41CrAlMo7S na zařízení s linkou a vybavením, které je nedílnou součástí komplexního elektrotermického systému určeného k zušlechťování tyčí. V práci jsou v hlavních bodech popsány technologické postupy zpracování a výroby ocelových tyčí, jejich tepelné zpracování, zušlechťovací procesy, vyhodnocení mechanických a strukturálních vlastností, popisy vzorků a návrhy na optimální řešení zušlechtění oceli v provozních podmínkách. Teoretické i praktické poznatky a zkušenosti byly následně využity v pracovním procesu.

## **Klíčová slova**

Železo, ocel, zušlechtění oceli, mechanická linka, zušlechťovací procesy, tepelné zpracování, technologické postupy.

## **Abstract**

This bachelor thesis deals with quenching and tempering of steel 41CrAlMo7S on the device to which belongs line with equipment, which is an integral part of complex electro-thermic system intended for finishing bars. In the main points in bachelor thesis are described technological processes and production of steel bars/rods, heat treatment, refining processes, evaluation of mechanical and structural properties, description of samples, proposals for optimal solutions of steel in operating conditions. Theoretical and practical knowledge and experience were subsequently used in the work process.

## **Key words**

Iron, steel, steel processing, mechanical line, tempering processes, heat treatment, technological processes.

## Poděkování

Tímto bych rád poděkoval vedoucímu mé bakalářské práce doc. Ing. Stanislavu Laskovi, Ph.D. za jeho trpělivost, čas a cenné rady, které mi během psaní této práce poskytoval. Dále děkuji mé rodině a blízkým, kteří mě podporovali nejen při tvorbě této práce, ale i po celou dobu mého studia.

## Obsah

1	SEZNAM OBRÁZKŮ A TABULEK.....	6
2	Úvod.....	8
3	Výchozí informace o austenitu a jeho fázových přeměnách.....	9
3.1	Austenitizace.....	9
3.2	Změny mikrostruktury při ohřevu.....	12
3.3	Bainitická přeměna.....	13
3.4	Martenzitická přeměna.....	14
3.5	Transformační diagramy ocelí IRA a ARA.....	16
4	Způsoby tepelného zpracování.....	18
4.1	Kalení.....	18
4.1.1	Kalicí teplota.....	18
4.1.2	Kalicí prostředí.....	19
4.1.3	Povrchové kalení.....	22
4.1.4	Kalení indukční.....	22
4.1.5	Popouštění.....	24
5	Experimentální část.....	27
5.1	Mechanické vlastnosti oceli 41CrAlMo7S.....	30
5.2	Popis experimentu.....	33
5.3	Měření tvrdosti.....	35
5.4	Zkouška rázem v ohybu.....	36
5.5	Zkouška tahem za pokojové teploty.....	37
5.6	Metalografická analýza.....	38
5.7	Povrchové vady.....	44
6	Diskuze.....	46
7	Závěr.....	48
8	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	49

# 1 SEZNAM OBRÁZKŮ A TABULEK

## Seznam obrázků

Obrázek č. 1 Rovnovázný metastabilní diagram Fe-Fe <sub>3</sub> C .....	9
Obrázek č. 2 Ternární systém Fe-M-C (M=kov) .....	10
Obrázek č. 3 Austenit v perlitické oceli C80 .....	11
Obrázek č. 4 Diagram čas-teplota-austenitizace pro kontinuální ohřev oceli 34CrMo4	12
Obrázek č. 5 Struktura horního a dolního bainitu .....	14
Obrázek č. 6 Závislost křivek (M <sub>s</sub> ) a (M <sub>f</sub> ) na obsahu uhlíku .....	15
Obrázek č. 7 Vliv podílu uhlíku na zbytkový austenit.....	15
Obrázek č. 8 IRA diagram 42 CrMo .....	16
Obrázek č. 9 ARA diagram oceli 31CrMoV9.....	17
Obrázek č. 10 Průběh kalících teplot .....	19
Obrázek č. 11 Tabulka kalící intenzity H (vzduch, olej, voda atd.).....	20
Obrázek č. 12 Znázornění indukčního kalení.....	24
Obrázek č. 13 Sekundární tvrdost vznikající při popuštění zakalené vanadové oceli ...	26
Obrázek č. 14 Kalicích trhliny na konci tyče.....	29
Obrázek č. 15 Schéma linky.....	29
Obrázek č. 16 Struktura u povrchu se zvětšením 100x .....	39
Obrázek č. 17 Struktura u povrchu se zvětšením 1000x .....	39
Obrázek č. 18 Struktura v ¼ se zvětšením 1000x .....	40
Obrázek č. 19 Struktura ve středu se zvětšením 100x.....	40
Obrázek č. 20 Struktura ve středu se zvětšením 1000x.....	41
Obrázek č. 21 Struktura u povrchu vzorku číslo 1 se zvětšením 100x .....	42
Obrázek č. 22 Struktura u povrchu vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x .....	42
Obrázek č. 23 Struktura v ¼ vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x .....	43
Obrázek č. 24 Struktura ve středu vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x.....	43
Obrázek č. 25 Přeložka.....	45
Obrázek č. 26 Přeložka 2% nital .....	45
Obrázek č. 27 Kořen vady.....	45
Obrázek č. 28 Reoxidační částice v blízkosti vady.....	45

## Seznam tabulek

Tabulka č. 1 Chemické složení oceli 41CrAlMo7S .....	31
Tabulka č. 2 Modifikované chemické složení s vyšším obsahem síry.....	31
Tabulka č. 3 Mechanické vlastnosti v zušlechťeném stavu .....	32
Tabulka č. 4 Mechanické vlastnosti požadované zákazníkem .....	33
Tabulka č. 5 Parametry zušlechtění.....	34
Tabulka č. 6 Zkouška tvrdosti podle Brinella .....	35
Tabulka č. 7 Zkouška rázem v ohybu za normální teploty .....	36
Tabulka č. 8 Naměřené hodnoty zkoušky tahem .....	37
Tabulka č. 9 Podíl fází v oceli.....	38
Tabulka č. 10 Povrchové vady .....	44

## 2 Úvod

Tématem mé bakalářské práce je zušlechtní oceli 41CrAlMo7S. Následně cílem je navrhnout optimální intenzity ochlazování při kalení a stanovit ideální teploty při popouštění. V rámci této práce jsou podrobněji popsány fázové přeměny, průběh kalení a popouštění oceli. Ocel po tváření má relativně dobré vlastnosti, ty se ale dají zlepšit tepelným zpracováním a docílit optimální kombinace pevnosti a houževnatosti. Mezi způsoby tepelného zpracování patří: žíhání, kalení, popouštění, dále chemicko-tepelné zpracování a termomechanické zpracování. Všechny tyto procesy využívají změny struktury, a to změny fází nebo velikosti a tvaru zrn.

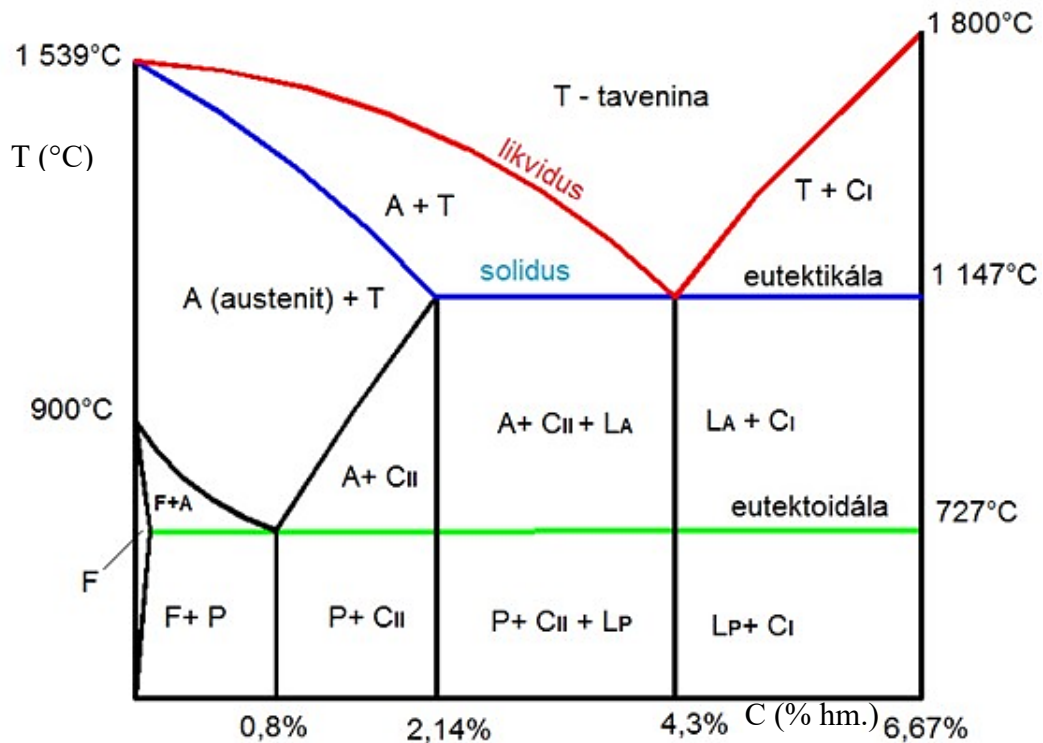
Celá práce se zabývá zušlechtním oceli 41CrAlMo7S, která následně bude u zákazníka nitrídována. Nitrídační oceli se vyznačují vyšší pevností při dostatečné houževnatosti ve stavu po zušlechtní. Povrch oceli po nitrídaci je vysoce odolný proti únavě a opotřebení.

V experimentální části této bakalářské práce je provedeno porovnání všech výsledků, ze kterých se následně určí optimální parametry zušlechtní.



### 3 Výchozí informace o austenitu a jeho fázových přeměnách

Austenit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\gamma$ . Má plošně centrovanou kubickou krystalovou strukturu (FCC). Používá se pro všechny slitiny železa na bázi gama-železa. Austenit ve slitinách železo-uhlík je obecně stabilní pouze nad 723 °C a pod 1500 °C, v závislosti na obsahu uhlíku. Může však být udržován při pokojové teplotě přísadami slitin, jako je nikl nebo mangan. Jeho výskyt v binárním systému Fe-Fe<sub>3</sub>C je patrný z obr. 1 [10] [5].



Obr. 1 Rovnovážný metastabilní diagram Fe-Fe<sub>3</sub>C [8], A – austenit, F – ferit

#### 3.1 Austenitizace

Mikrostrukturní stav oceli se mění, když je ocel zahřívána. K úplné austenitizaci oceli je zapotřebí určitá doba při teplotě A<sub>3</sub> nebo vyšší. Doba k vytvoření zcela austenitické mikrostruktury závisí na zvolené austenitizační teplotě a výchozí mikrostrukturu [16]. Při ohřevu nad teplotu 723 °C dochází ke změně strukturního složení a vzniku austenitu. Dochází zde k rozpouštění cementitu a ferit s (BCC) mřížkou se mění na austenit s mřížkou (FCC). Při dalším zahřívání a výdrži na teplotě se z celého feritu postupně tvoří austenit, ve kterém je uhlík víceméně homogenně distribuován. Homogenita má velký vliv na pozdější vlastnosti oceli. Nadeutektoidní oceli, což jsou oceli s obsahem uhlíku vyšším než 0,8 %, mají počáteční mikrostrukturu sestavenou z perlitu a původních karbidů. Jejich přeměna začíná rozpouštěním

perlitu a končí rozpadem poněkud stabilnějších karbidů. Zahřívání a udržování na teplotě pro transformaci mikrostruktury na austenit je známé jako austenitizace. Proces tvorby austenitu určený difúzí lze rozdělit na následující dílčí děje (podprocesy):

- **Nukleace**
- **Růst jádra**
- **Homogenizace uhlíku**

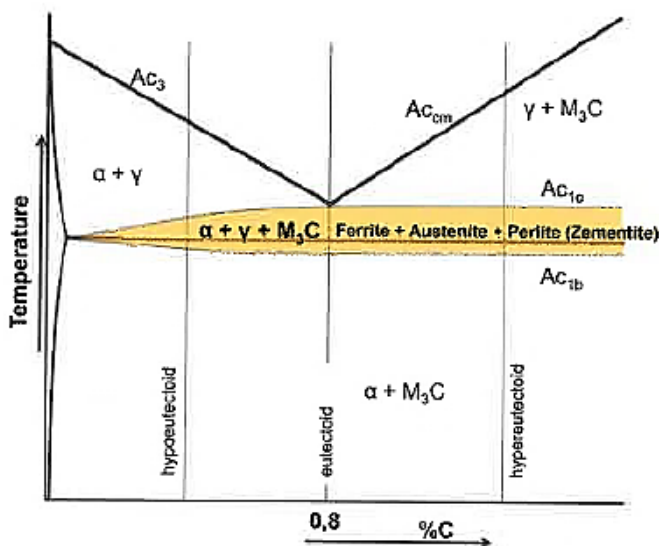
V této souvislosti rozlišujeme austenitizaci v podeutektoidních a nadeutektoidních ocelích.

## Nukleace

Nukleace znamená tvorbu krystalových zárodků v přesyceném roztoku. U podeutektoidních ocelí začíná při překročení transformační teploty  $A_{c1b}$  (obr. 2). Doba inkubace, tj. doba potřebná pro vytvoření zárodků, definitivně závisí na teplotě přehřátí. Teplota přehřátí je teplota potřebná pro vznik austenitu a nachází se nad rovnovážnou teplotou, známou z metastabilního diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C.

K tvorbě austenitového jádra dochází na povrchu karbidu železa (cementitu) a feritu, tedy v perlitu. Karbidy jako "zdroje uhlíku" mohou vznikat při kalení a žíhání. Austenitové jádro obsahuje více uhlíku než původní ferit. Nukleace nastává primárně na hranicích feritických zrn nebo v trojitých bodech feritických zrn, tedy na diskontinuitách.

Tvorba austenitu tedy začíná na hranici ferit/karbid, tj. tam, kde jsou difúzní dráhy krátké. Ve zjednodušeném modelu (obr. 3) lze předpokládat růst zárodků austenitu vytvořených na hraničním povrchu karbid/ferit (Fe<sub>3</sub>C/ $\alpha$ -SS). Koncentrace uhlíku (obsah C) je zde vynesena přes souřadnici. V tomto modelu se rovnovážná koncentrace uhlíku v austenit C-max stabilizuje na hranici Fe<sub>3</sub>C/ $\alpha$ -SS fáze a koncentrace C-min na hranici austenit/ferit [7].



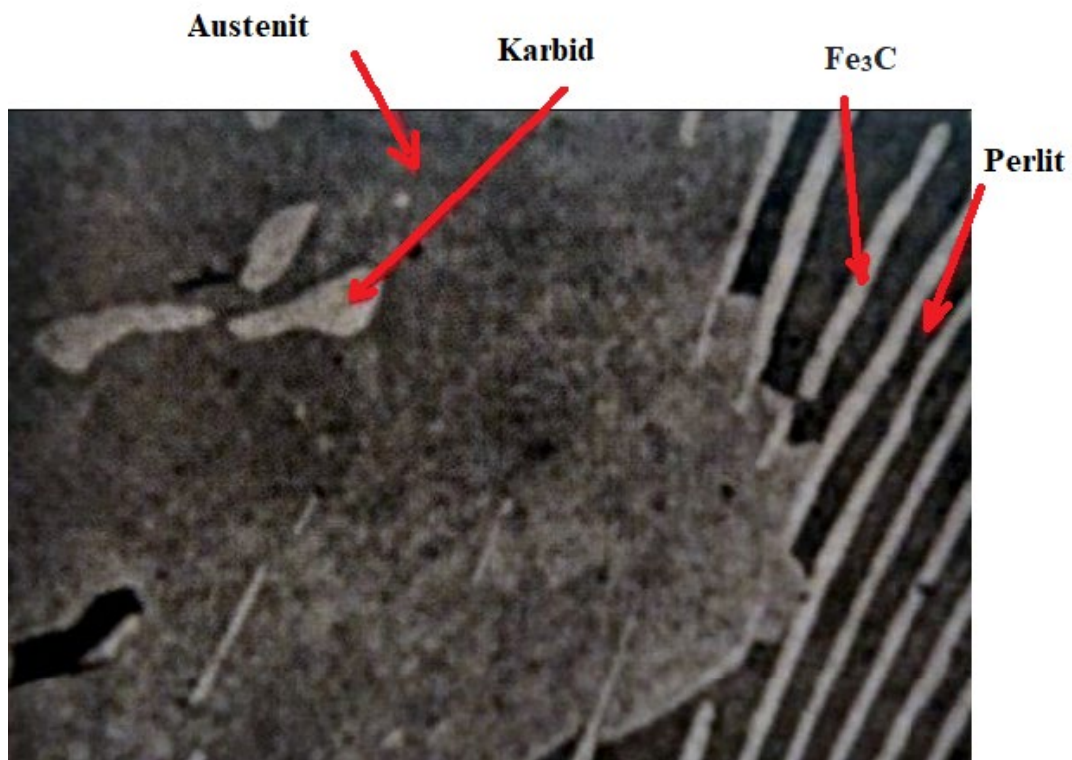
Obr. 2 Ternární systém Fe-M-C (M=kov) [7]

## Růst jádra a rozpuštění karbidů

Po dokončení nukleace pokračuje austenitizace růstem jader do okolního feritu (viz obr. 3), ukazuje tento postup pro nadeutektoidní, plně perlitickou ocel C80.

Nukleace může začít i po krátké inkubační době, po skončení inkubační doby nastává strmý vzestup, kterému dominuje růst austenitu. Křivka obsahu austenitu se na konci doby transformace stává plochá. Růstové fronty austenitu se setkávají. Obsah austenitu zůstává do značné míry konstantní v teplotním rozsahu  $A_3$  (doba výdrže). Kolem kuličkových karbidů se tvoří "austenitové slupky", jak postupuje transformace. Důvodem je pomalé rozpouštění karbidů a zpomalená difúze uhlíku do uhlíkově ochuzených zón austenitu, právě vytvořeného z feritu.

Karbidy se rozpouštějí v austenitu a přispívají k pokračující dodávce uhlíku. Rozpouštění karbidů, stejně jako nukleace, je vysoce závislé na teplotě. Zvýšení teploty výrazně zkracuje dobu rozpouštění karbidů. Rozpouštění feritu, a tím i růst jádra  $\gamma$ , je dokončeno, když se setkají růstové fronty sousedních austenitových zrn [7].

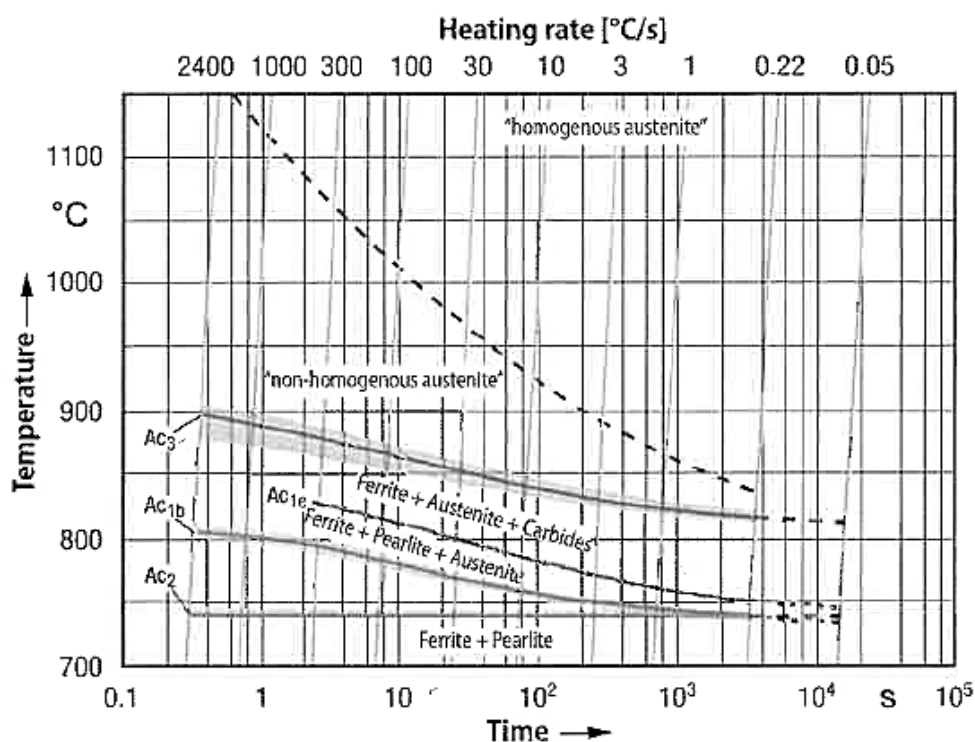


Obr. 3 Austenit v perlitické oceli C80 [7]

### 3.2 Změny mikrostruktury při ohřevu

Proces popsaný během ohřevu na austenitizační teplotu lze ilustrovat pomocí diagramů čas-teplota-austenitizace (TTA), viz obr. 4. Z diagramu pro kontinuální ohřev můžeme vidět, že počáteční a koncové body transformačních procesů jsou závislé především na rychlosti ohřevu. Čím vyšší je rychlost ohřevu, tím vyšší je teplota, při které transformace začíná a je dokončena, a naopak. Počáteční mikrostrukturní stav má také vliv na průběh austenitizace: čím hrubší jsou karbidy a čím více jsou od sebe vzdáleny, tím vyšších teplot musí být dosaženo, aby se původní mikrostruktura zcela přeměnila na austenit a rozložila uhlík rovnoměrně. V praxi však úplné rozpuštění všech karbidů není vždy účelné.

Austenitizace může být také provedena pomocí izotermického ohřevu. TTA diagramy pro izotermickou austenitizaci jsou znázorněny na obr. 4 pro příklad oceli 34CrMo4.



Obr. 4 Diagram čas–teplota–austenitizace pro kontinuální ohřev oceli 34CrMo4 [7]

Změny mikrostruktury při určité teplotě lze v tomto diagramu odečíst rovnoběžně s časovou osou. Předpokladem je, že v každém případě bylo mimořádně rychle dosaženo konkrétní pozorované teploty. Tento předpoklad je v zásadě zřejmý v případě povrchového kalení s ohledem na extrémně vysokorychlostní ohřev v tomto procesu.

Minimální dobu výdrže potřebnou pro austenitizaci v závislosti na teplotě lze odečíst z TTA diagramu pro izotermickou austenitizaci. Je také zřejmé, že úplné austenitizace není dosaženo ani po dlouhé době retence při teplotě pod teplotou  $A_{c3}$ . I při izotermickém zpracování vyžaduje homogenní rozložení uhlíku v austenitu relativně vysoké teploty a relativně dlouhou dobu výdrže.

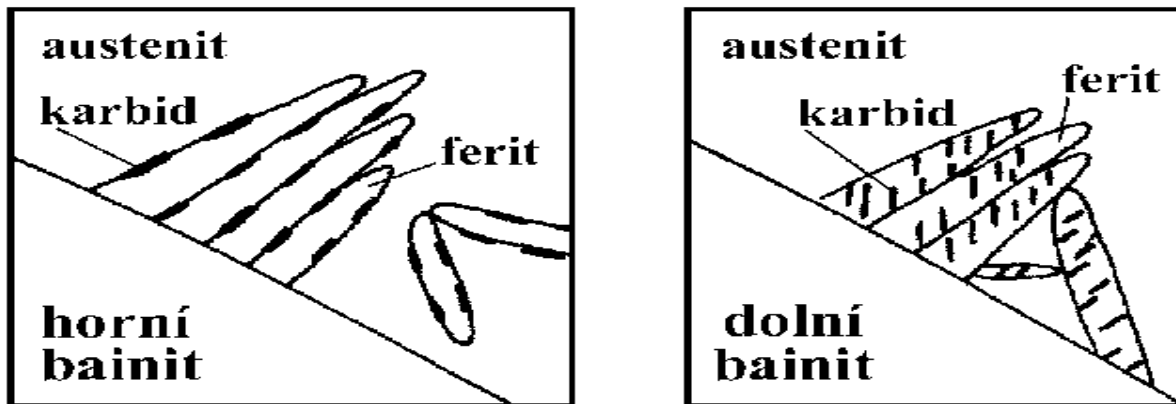
Pro austenitizační praxi je důležité poznamenat, že teplota uvnitř obrobku stoupá pomaleji než teplota na povrchu a v povrchové vrstvě. Proto je třeba počítat s různými rychlostmi mikrostrukturální transformace. Rozdíly jsou zde tím větší, čím rychleji je obrobek ohříván a čím větší je ohříváný průřez. U obrobků ohříváných v peci musí být tato skutečnost odpovídajícím způsobem zohledněna pomocí doby prohřívání. S výraznými teplotními rozdíly mezi povrchem a vnitřkem vyhříváného pouzdra je třeba počítat i při povrchovém kalení pomocí externího zdroje tepla s vysokou hustotou tepelného toku. Je třeba také poznamenat, že každý diagram TTA se vztahuje k vysoce specifickému složení oceli a specifické počáteční mikrostruktuře. Hranice pro začátek a konec tvorby austenitu se posouvají jak s rostoucím obsahem legujících prvků, tak s odlišnou výchozí mikrostrukturou [7].

### 3.3 Bainitická přeměna

Bainitická přeměna vzniká smykovým mechanismem s přerozdělením uhlíku, kde dochází k přeměně austenitu na ferit. Bainit je směs feritu a cementitu. Vzniká v teplotním rozmezí 550 °C až do teploty  $M_s$ . Přeměna je částečně difúzní. Difúze je schopen pouze uhlík. U přísadových substitučních prvků a samotného železa k difúzi nedochází. Bainitická přeměna má rysy perlitické i martenzitické přeměny, jejíž průběh je však částečně podmíněn změnou rozdělení uhlíku v austenitu. Vlastnosti bainitu jsou závislé na rychlosti ochlazování přes bainitickou oblast a teplotní fázové přeměně. Podle teploty, při které bainit vzniká, jsou rozlišovány dva základní druhy – horní a dolní bainit.

**Horní bainit** – vzniká při teplotách 350 až 500 °C, jeho strukturu tvoří svazky hrubších jehlic bainitického feritu s podélně uspořádanými částicemi cementitu, které jsou vyloučeny hlavně na povrchu jehlic (obr. 5). Vykazuje dobrou pevnost, ale má horší houževnatost.

**Dolní bainit** – vzniká při teplotách nižších ( $M_s - 400\text{ }^\circ\text{C}$ ) a je tvořen tenkými deskami bainitického feritu více přesyceného uhlíkem, takže k precipitaci karbidů dochází převážně uvnitř desek. Dolní bainit má větší tvrdost a menší houževnatost než horní bainit [9] [10].



Obr. 5 Struktura horního a dolního bainitu [10]

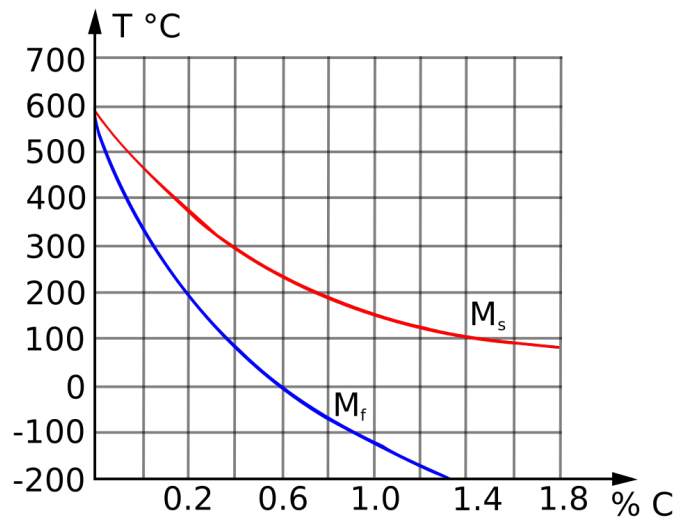
### 3.4 Martenzitická přeměna

Přeměna v martenzitické oblasti probíhá bezdifúzně, protože austenit je přechlazen do teplot tak nízkých, že difúze atomů uhlíku není možná. Martenzitická přeměna začíná při teplotě martenzit start ( $M_s$ ) a je ukončená po dosažení teploty martenzit finish ( $M_f$ ). Martenzitická přeměna nevyžaduje inkubační dobu, po dosažení správné teploty vzniká okamžitě. Teploty  $M_s$  a  $M_f$  jsou závislé na chemickém složení austenitu, teplotě a obsahu slitinových prvků. Teplotu  $M_s$  totiž většina prvků snižuje, ale přísada Co zvyšuje. Zvyšující se obsah uhlíku teploty  $M_s$  a  $M_f$  snižuje (viz obr. 6 a 7). Martenzitická přeměna probíhá vždy za vysokých rychlostí ochlazování, není závislá na čase, ale na míře přechlazení. Jelikož martenzitická přeměna ve většině případů neproběhne až do konce, v zakalené oceli se objeví určitý podíl zbytkového austenitu. Zbytkový austenit snižuje tvrdost zakalené oceli. Navíc se může při používání zakalené součásti transformovat na strukturu bainitického či martenzitického typu a tím může docházet k tvarovým a rozměrovým změnám součásti. Minimalizování zbytkového austenitu můžeme dosáhnout popouštěním po zakalení.

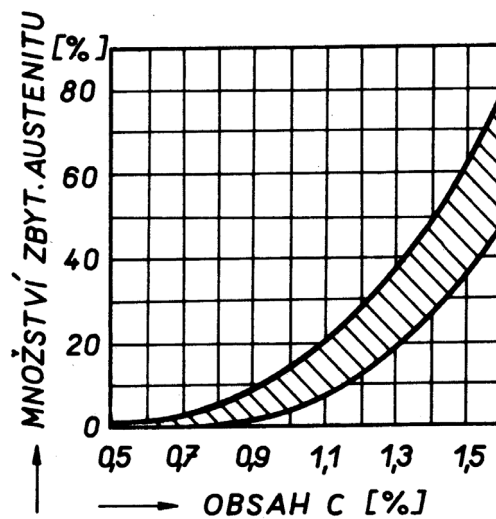
Produktem martenzitické přeměny je přesycený tuhý roztok uhlíku v železe ( $\alpha'$ ) zvaný martenzit. Martenzit je poměrně křehký a tvrdý. Má tvar jehlic a jeho zárodky vznikají uvnitř zrn austenitu. Všechny druhy martenzitu vyskytující se v ocelích jsou tvrdší, než je tvrdost výchozí fáze [3] [9] [10].

Tvrdoost martenzitu v ocelích je dána zpevňujícími mechanismy:

- Zmenšení velikosti zrn
- Zpevnění tuhého roztoku (zejména intersticiálním uhlíkem je vliv přísadových prvků ve srovnání s uhlíkem velmi malý)
- Zpevnění vyvolané hranicemi martenzitických útvarů
- Substrukturní zpevnění (dislokační nebo dvojčatový martenzit)



Obr. 6 Závislost křivek ( $M_s$ ) a ( $M_f$ ) na obsahu uhlíku [11]

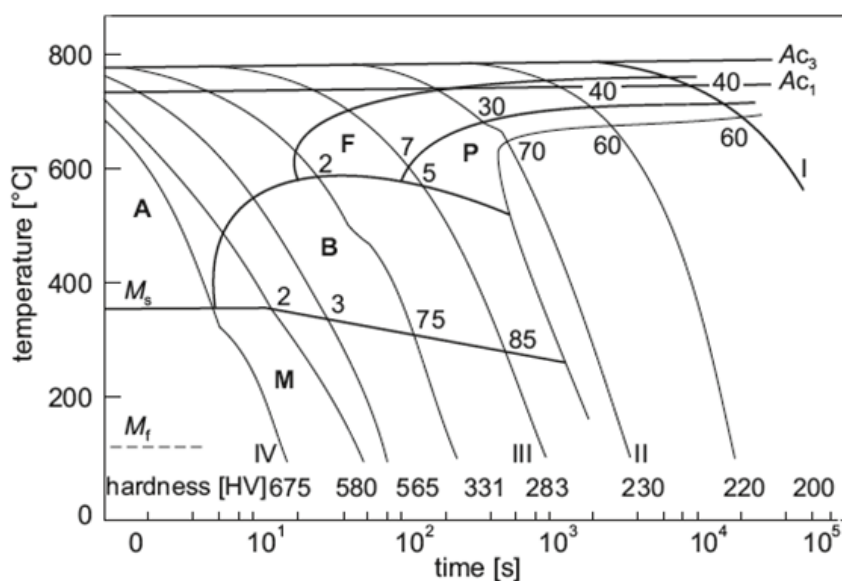


Obr. 7 Vliv podílu uhlíku na zbytkový austenit [10]

### 3.5 Transformační diagramy ocelí IRA a ARA

Diagramy IRA a ARA slouží k charakterizaci průběhu přeměny podchlazeného austenitu a dávají nám informace o vlivu teploty a času na průběh přeměny. Jejich znalost má význam při tepelném zpracování, neboť austenit prodělává převážně více proměn. Hlavně u větších rozměrů se mohou lišit rychlosti ochlazování ve středových oblastech a na povrchu materiálů. Při plynulém ochlazování se přeměny posouvají k delším časům, tj. doprava. ARA a IRA diagramy nám poskytují údaj, jak rychle musí dojít k ochlazení z austenitu, aby došlo k vytvoření martenzitu nebo bainitu. Každý konkrétní diagram odpovídá určité oceli (podle chemického složení) a daným podmínkám austenitizace. Tvar těchto diagramů je výrazně ovlivněn chemickým složením oceli. Všechny přísadové prvky rozpuštěné v austenitu, s výjimkou hliníku a kobaltu, zvyšují stabilitu austenitu, tzn. posouvají křivky počátku a konce difúzních přeměn austenitu doprava. Karbidotvorné přísady Mo, Cr, W, V výrazně mění tvar diagramu, protože od sebe oddělují perlitickou a bainitickou oblast.

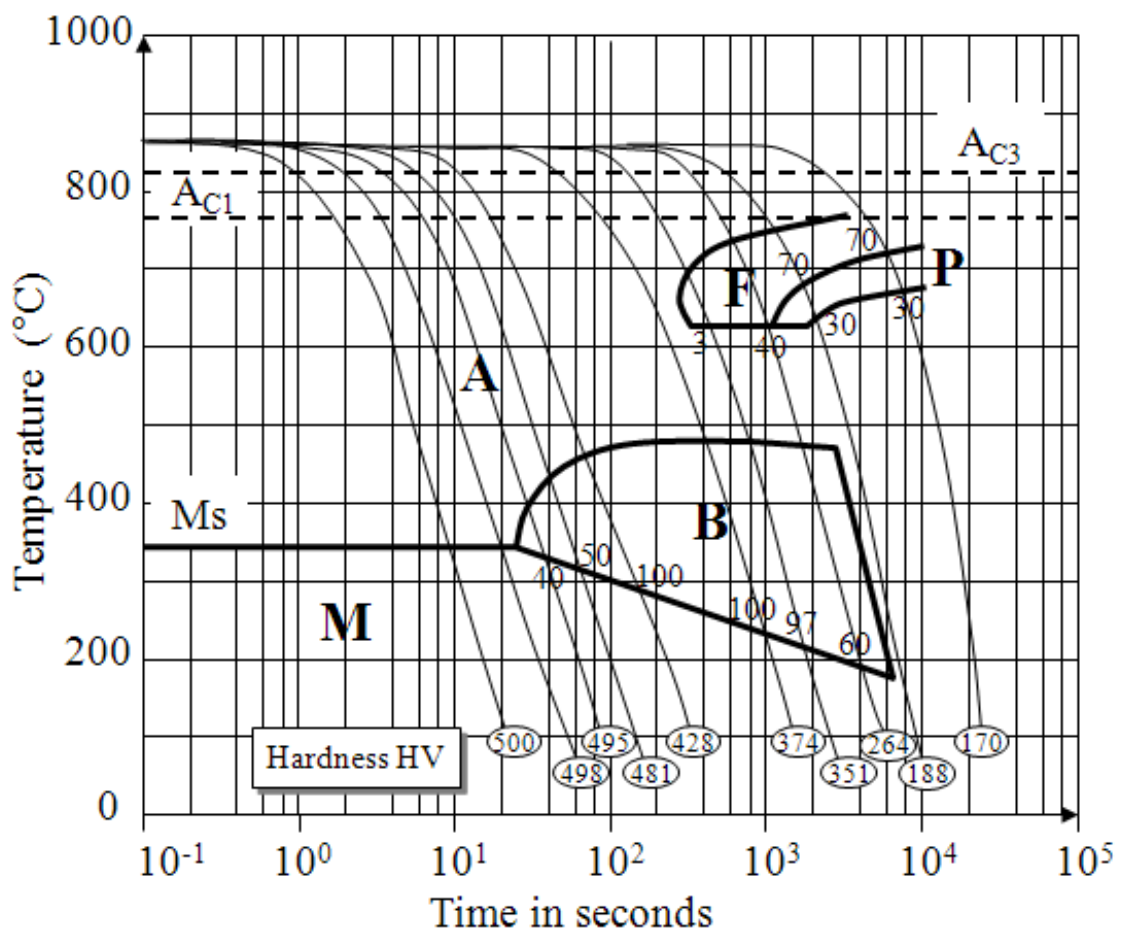
**Diagramy IRA** slouží pro izotermický rozpad austenitu za konstantní teploty. Udávají dobu přeměny za izotermních podmínek. Diagramy umožní zvolit takový průběh ochlazování a teplotu výdrže oceli, abychom získali požadovanou strukturu. Křivky počátku a konce perlitické a bainitické přeměny mají v souřadnicovém systému teplota-čas přeměny tvar písmene "C" (tzv. C-křivky), které můžeme vidět na obr. 8.



Obr. 8 IRA diagram 42 CrMo [20]



**Diagramy ARA** slouží k rozpadu austenitu za měnící se (klesající) teploty, obr. 9. Udávají změny struktury u plynulého ochlazování austenitu při různých rychlostech ochlazování. Změny jsou závislé na čase rozpadu austenitu, který je potřebný pro přeměnu na martenzit, dolní a horní bainit, popřípadě perlit. ARA diagramy jsou složitější než IRA diagramy, protože závěrečná struktura má složení z více produktů přeměn, které se vyvíjejí při různých teplotách v procesu ochlazování. Můžeme zjistit teploty přeměn  $A_{c1}$  a  $A_{c3}$  nebo  $A_{cm}$  a podle nich stanovit teplotu austenitizace při kalení, normalizačním žhání, žhání na měkko a popouštění [6] [9] [14].



Obr. 9 ARA diagram oceli 31CrMoV9 [14]

## 4 Způsoby tepelného zpracování

Cílem tepelného zpracování je dosáhnout požadované struktury s určitými mechanickými, fyzikálními nebo technologickými vlastnostmi oceli. Výrobek z oceli podstoupí ohřátí, výdrž na teplotě a následné ochlazení, takže nastane překrystalizace, která dosáhne změny vlastností materiálu.

Tepelné zpracování kovových materiálů dělíme nejčastěji podle toho, v jakém vztahu je struktura dosažená tepelným zpracováním k rovnovážné struktuře.

- **Žihání**
- **Kalení**
- **Popouštění**
- **Vytvrzování**
- **Chemicko-tepelné zpracování**
- **Tepelně mechanické zpracování**

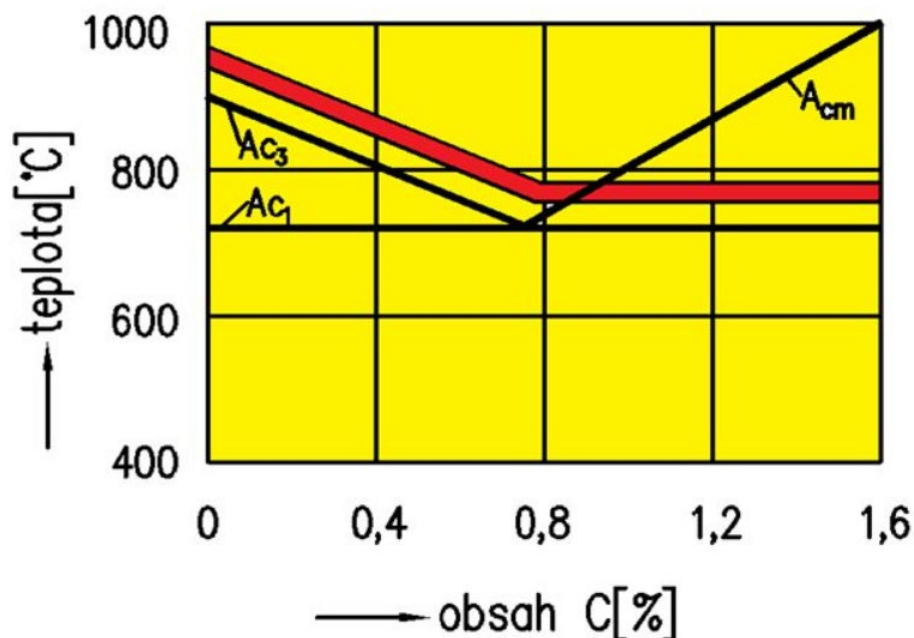
### 4.1 Kalení

Kalení je druh tepelného zpracování oceli. Princip spočívá v ohřevu materiálu nad překrystalizační teploty ( $A_{c3}$ ,  $A_{c1}$ ), po němž následuje výdrž na této teplotě za účelem homogenizace austenitu. Po výdrži následuje rychlé ochlazení z kalicí teploty, kde dosáhneme nerovnovážného stavu oceli. Nestabilní austenit se přemění na martenzit nebo bainit. Všechny zakalené struktury mají vyšší pevnost a tvrdost oceli. Zakalená ocel musí mít ve středu průřezu struktury minimálně 50 % martenzitu. Po kalení pokaždé následuje popouštění, abychom zvýšili houževnatost materiálu, ale snížíme tvrdost zakalené struktury [3] [6].

#### 4.1.1 Kalicí teplota

U padeutektoidních ocelí je správná kalicí teplota asi 30 °C až 50 °C nad teplotou  $A_{c3}$ . Kalicí teplota nesmí být nižší, protože při ohřevu by nedošlo k dokonalé austenitizaci a ve struktuře by zůstal zachován podíl feritu, který by výrazně snížil tvrdost oceli. Naopak v důsledku zvýšené teploty dochází k růstu vnitřních pnutí a zhrubnutí martenzitu. Tento hrubý martenzit vykazuje, resp. zvyšuje křehkost oceli.

U nadeutektoidních ocelí je kalicí teplota asi 20 °C nad teplotu  $A_{c1}$  (727 °C), (viz obr. 10). Při správném dodržení kalicí teploty a doby výdrže na teplotě zachovááme určité množství nadeutektoidních karbidů, které jsou ve výsledné struktuře po zakalení nerozpuštěny. Jedná se např. o sekundární cementit  $Fe_3C$ . Nerozpuštěné karbidy zvyšují tvrdost a odolnost proti otěru. Při nízké teplotě se nerozpustí dostatečné množství karbidů, austenit má nízký obsah uhlíku a výsledná tvrdost je nižší. Jestliže by kalicí teplota byla vyšší, karbidů se rozpustí příliš mnoho a austenit se obohatí uhlíkem. Při ochlazení by vzniklo hrubší zrno s velkým podílem austenitu, což vede k velkému výskytu vnitřních pnutí, možných trhlin a nižší tvrdosti ve výsledné martenzitické struktuře [3] [6].



Obr. 10 Průběh kalicích teplot [1]

#### 4.1.2 Kalicí prostředí

Kalicí prostředí je nedílnou součástí procesu kalení. Při kalení potřebujeme ocel ochladit stejnou nebo větší rychlostí, než je kritická rychlost ochlazování. Kalenou ocel je třeba ochladit tak, aby nedošlo k difúznímu rozpadu austenitu. Čím větší je obsah uhlíku a slitinových prvků, tím nižší je kritická rychlost ochlazování, naopak čím méně má ocel uhlíku, tím rychleji musí být ochlazena. Musíme se vyvarovat příliš velkých ochlazovacích rychlostí, neboť zvětšují teplotní rozdíly mezi povrchem a jádrem a tím dochází k růstu vnitřních pnutí v materiálu, která vyvolávají deformace kalených předmětů. Menší rychlost ochlazování je naopak výhodná, protože při teplotách pod  $M_s$  probíhá přeměna austenitu na martenzit v delším časovém rozmezí

méně prudce, vyrovnávají se rozdíly teplot na povrchu, a proto vnitřní pnutí není tak velké. Hrozí ale nebezpečí, že rychlost ochlazovaného kaleného předmětu bude menší než kritická, tím pádem nedojde k prokalení a dochází k vzniku deformací a praskání.

K určení ideálního kalicího prostředí se využívá znalosti ARA diagramu. Skutečná ochlazovací rychlost závisí na měrném teple a tepelné vodivosti, výparném teple a viskozitě kalicího prostředí, rozměrech a tvaru součástí a intenzitě odvodu tepla z povrchu výrobku do kalicího prostředí. Ochlazovací schopnost různých prostředí je možno definovat ochlazovací intenzitou  $H$ . Některé hodnoty intenzity kalicích prostředí jsou uvedeny na obr. 11.

Obr. 11 Kalicí intenzity  $H$  (vzduch, olej, voda atd.) [3]

	Ochlazovací prostředí			
	vzduch	olej	voda	solný roztok
<b>Ochlazování v klidném prostředí</b>	<b>0,02</b>	<b>0,30</b>	<b>1,0</b>	<b>2,2</b>
<b>Vzorek se pohybuje mírnou rychlostí, prostředí je v klidu</b>	-	<b>0,4 – 0,6</b>	<b>1,5 – 3,0</b>	-
<b>Vzorek se pohybuje rychle, prostředí je v klidu</b>	-	<b>0,6 – 0,8</b>	<b>3,0 – 6,0</b>	<b>7,5</b>
<b>Silný a velmi silný pohyb nebo sprcha</b>	-	<b>1,0 – 1,7</b>	<b>6,0 – 12</b>	-

K ochlazování materiálu v kalicím prostředí se nejčastěji používá voda, olej, roztavené solné lázně a vzduch.

## Voda

Voda je nejčastějším kalicím prostředkem, využívá se hlavně u uhlíkových ocelí. Vysoký kalicí účinek vody vyplývá z poměrně veliké tepelné vodivosti, vysokého měrného tepla, a hlavně výparného tepla. Předností je vysoká ochlazovací rychlost v oblasti perlitické přeměny, ale nepříznivá je vysoká ochlazovací účinnost v oblasti martenzitické přeměny. Voda by měla být měkká a čistá, protože znečištěná voda výrazně zmenšuje kalicí účinek. Nejvhodnější teplota vody se pohybuje mezi 20 až 30 °C, vyšší teplota vede k vzniku deformací a trhlin. Nejčastěji se provádí chlazení vodní sprchou nebo tryskou, méně používané je ponoření součásti do vodní nádoby.

U žhavých součástí ponořených do vody se vytvoří kolem výrobku parní film. Abychom zamezili růstu teploty, musíme zajistit cirkulaci vody kolem stojícího výrobku a tím parní film porušíme. Zhoršení cirkulace vede k přehřátí vody, zmenšení prokalení a také k nepříznivému rozložení vnitřních pnutí v kaleném předmětu [3] [4] [6].

## Olej

Ochlazování v oleji má mnohem mírnější účinek než kalení vodou. V olejových lázních je ochlazovací rychlost 3 až 4krát pomalejší v oblasti teplot 550 až 650 °C v porovnání s vodou a 10krát menší v zóně martenzitické přeměny. Důležitým parametrem olejů je jeho viskozita, která hraje výraznou roli v rychlosti ochlazování součásti během kalení. Kalicí oleje mají horší tepelnou vodivost a nízké výparné teplo. Neměly by být husté, protože řidší oleje danou součást rychleji ochladí. Dále by neměly oxidovat, houstnout a vypařovat se. Při kalení v olejových lázních je třeba dbát na pohyb materiálu, abychom zabránili vznícení. Nejčastěji se používají minerální oleje [3] [4] [6].

## Vzduch

Vzduch má nejmírnější ochlazovací schopnosti. Ochlazování je plynulé a velmi klidné, ochlazovací účinek můžeme zvýšit dmýcháním, popřípadě jako zdroj proudícího vzduchu můžeme využít větrák s usměrňovačem proudu [3] [4] [6].

### 4.1.3 Povrchové kalení

Záměrem povrchového kalení je zvýšit tvrdost vnějšího povrchu, zatímco jádro zůstává měkké a houževnaté. Zakalení struktury na povrchu dosáhneme rychlým ohřevem povrchu a následným rychlým ochlazováním, nejčastěji vodní sprchou. Kalicí teplota musí být vzhledem k velkým rychlostem ohřevu a krátké výdrži na teplotě podstatně vyšší než při ohřevu v peci. Po zakalení vznikají ve struktuře značné rozdíly mezi povrchem a jádrem, které vedou k vzniku vnitřních pnutí. Lze je snížit okamžitým popouštěním součástí. Vzhledem k mechanickým vlastnostem jádra je nejvhodnější součástí před povrchovým kalením zušlechťovat nebo normalizačně žíhat.

Hloubka kalené vrstvy se určuje podle velikosti součástí a zpravidla se pohybuje něco mezi 0,5 až 3 mm. Důležitá je však stejnoměrná tloušťka kalené vrstvy a její volný přechod do nezakaleného jádra.

Po povrchovém zakalení je povrchová vrstva tvořena martenzitem, který se vyznačuje velkou tvrdostí. Výška, resp. tloušťka povrchové vrstvy závisí na obsahu uhlíku. Oceli s vyšším obsahem uhlíku se nedoporučují kvůli vznikajícím strukturním pnutím, která mohou vést k většímu nebezpečí praskání. S povrchovým kalením se lze nejčastěji setkat u ozubených kol, kde je potřeba tvrdá povrchová vrstva a houževnaté jádro. Podle druhu ohřevu dělíme povrchové kalení na:

- **kalení indukční** (ohřev indukovaným elektrickým proudem)
- **kalení plamenem** (ohřev plamenem kyslík-acetylen, kyslík-propan) [3][6].

### 4.1.4 Kalení indukční

Kalení indukční je metoda rychlého a selektivního kalení povrchu kovové součásti. Indukční ohřev patří mezi přímé elektrotermické metody. Metody indukčního ohřevu fungují bezdotykově, tedy bez přímého elektrického kontaktu s obrobkem. Protože elektrické proudy mohou vznikat pouze ve vodivých materiálech, používá se indukční ohřev pro vysoce elektricky vodivé materiály (kovy, litiny), polovodičové materiály křemík nebo grafit, ale také pro elektricky málo vodivé materiály, jako jsou skla nebo oxidy.

Při indukčním ohřevu jsou proudy generovány indukovanými vířivými proudy. K tomu je zapotřebí střídavý proud o vysoké frekvenci v induktoru, který způsobuje střídavé magnetické pole, které vede k vířivým proudům ve vodivém materiálu. Používané frekvence

jsou v širokém rozsahu a musí být zvoleny individuálně podle požadavku na obrobek. Pro některé aplikace se používá střední, ale ve velké většině případů je vyžadována vyšší frekvence, kterou generují frekvenční generátory [7]. Při indukčním kalení se běžně rozlišují tři frekvenční rozsahy:

- **Nízká (1 až 7 kHz)**
- **Střední (8 až 40 kHz)**
- **Vysoká (60 až 500 kHz)**

Vysokofrekvenční proud není rozdělen v celém průřezu vodiče pravidelně, jeho hustota přibývá směrem k povrchu vodiče. Hloubka  $\delta$ , do níž proniká proud, závisí na frekvenci  $f$ , která je dána vzorcem:

$$\delta = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{\rho}{f\mu}}$$

kde,  $\rho$  – měrný elektrický odpor

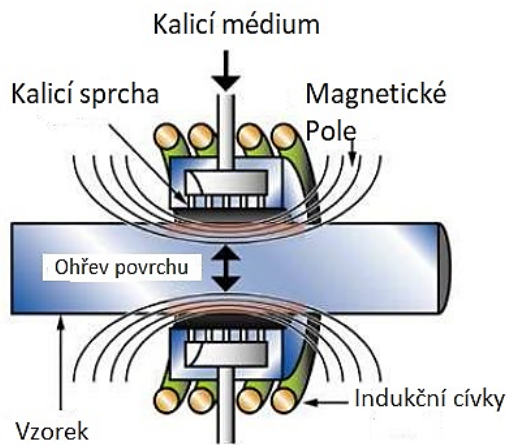
$\mu$  – magnetická permeabilita (úprava formy)

[3]

## **Induktor**

Vysokofrekvenční proud je veden kolem ohřivaného kusu vodičem ve tvaru závitu, spirály nebo smyčky. Primární střídavé magnetické pole, které proniká zvenčí do elektricky vodivého tělesa, je typicky generováno indukční cívkou se střídavým proudem, které se obecně říká induktor. Induktor je zhotoven z měděné trubky, kterou proudí chladicí voda.

Tvar induktoru (viz obr. 12) přímo souvisí s přesností procesu, protože teplo vzniká pouze tam, kde se v obrobku indukují elektromagnetické vířivé proudy. Čím blíže je induktor přizpůsoben geometrii součásti, která má být ohřívána, tím více lze řídit distribuci tepla. Proto každý návrh vyžaduje induktor na míru. Jako chladicí médium induktoru se používá voda. Intenzita chlazení se může regulovat průtokem a teplotou [3] [7] [15].



Obr. 12 Znázornění indukčního kalení [12]

#### 4.1.5 Popouštění

Popouštění je tepelné zpracování, které následuje po kalení, aby se ocel přiblížila rovnovážnému stavu a nedocházelo k popraskání materiálu. Probíhá ohřev kaleného předmětu maximálně do teploty  $A_{c1}$ , poté následuje výdrž na teplotě a ochlazování vhodnou rychlostí. Popouštění dělíme na vysokoteplotní a nízkoteplotní. Popouštěním se tlumí anebo snižují některé nevhodné vlastnosti oceli způsobené kalením, například křehkost, pevnost, vnitřní pnutí, a zvyšuje se houževnatost.

Změny mechanických vlastností jsou závislé na popouštěcí teplotě. Doba popouštění lze upravit podle vzorce tzv. popouštěcího parametru:

$$P = T (\log t + c)$$

**T** – termodynamická teplota (K)

**t** – doba popouštění (s)

**c** – konstanta, která závisí na obsahu uhlíku

Nízkoteplotní popouštění provádíme při teplotách 100 až 300 °C, u nástrojových vysokolegovaných ocelí kolem 600 °C. Cílem je zmenšit vnitřní pnutí, snížit obsah zbytkového austenitu, provést změnu typu krystalové mřížky, zvýšení houževnatosti při zachování maximální tvrdosti oceli. V případě uhlíkových a nízkolegovaných ocelí se tvrdost nesnižuje do teploty 160 °C, při teplotě nad 200 °C tvrdost výrazně klesá.



Vysokoteplotní popouštění probíhá při teplotách 400 až 650 °C. Slouží k dosažení sorbitické struktury (zrnitá směs feritu a cementitu). Čím vyšší je teplota popouštění, tím lepší jsou tvárné vlastnosti, avšak snižuje se pevnost. Po vysokoteplotním popouštění se mění poměr meze kluzu  $R_e$  a meze pevnosti  $R_m$  [3] [6] [9].

### Stádia popouštění

Zvyšující se teplotou se v průběhu popouštění mění martenzit a zbytkový austenit. Popouštění oceli můžeme rozdělit do 4 stádií.

**I. stádium – (150 až 200 °C)** – rozpad tetragonálního martenzitu na kubický, vytváří se  $\epsilon$ -karbid ( $Fe_{2,4}C$ ). Dochází k mírnému snížení tvrdosti, zmenšuje se objem a vnitřní pnutí.

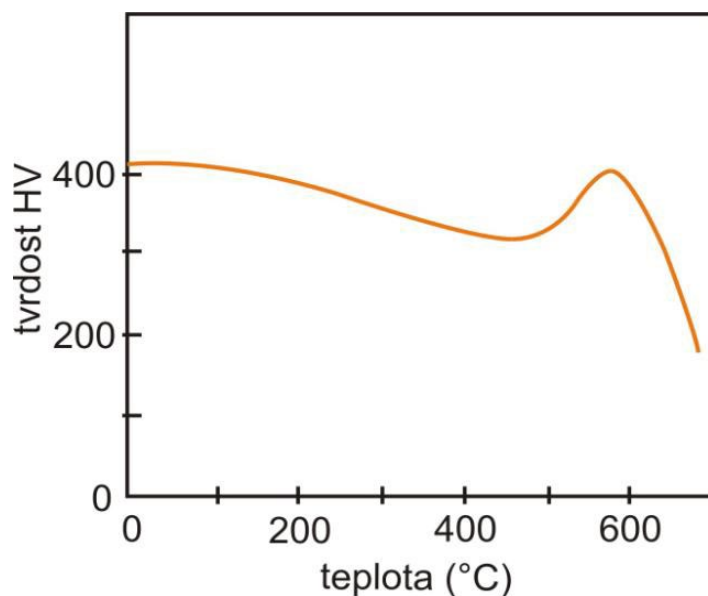
**II. stádium – (200 až 300 °C)** – zbytkový austenit se rozpadá na feritické částice na  $Fe_3C$ , zvedá se tvrdost a dochází k zpevnění matrice.

**III. stádium – (250 až 450 °C)** – následuje úplný rozpad martenzitu na ferit +  $Fe_3C$ . Dochází k poklesu C v matrici a tím poklesu tvrdosti a pevnosti za současného zvýšení houževnatosti. Začátek vzniku sorbitické struktury.

**IV. stádium – (450 °C do  $A_{c3}$ )** – dochází k stabilizaci energetického systému (snížení volné entalpie oceli). Vzniká sorbitická struktura, roste zrno feritu a vyšší procento karbidů.

### Vliv karbidotvorných prvků na popouštění

Přísadové prvky mají důležitý vliv na průběh popouštění. Většina legujících prvků snižuje teplotu martenzit start ( $M_s$ ) a omezuje samovolné popouštění během kalení. Vyšší obsah karbidotvorných prvků (Ti, Nb, V, W, Mo, Cr) stabilizují  $\epsilon$ -karbid a zpomalují pokles tvrdosti. Při popouštění na teplotě okolo 550 °C se místo cementitu tvoří karbidy legujících prvků (legur), které mohou vyvolat tzv. sekundární tvrdost, tj. sekundární vytvrzování (viz obr. 13). Pokud dojde k vývinu sekundární tvrdosti, dochází k maximálnímu zpevnění matrice. [9]



Obr. 13 Sekundární tvrdost vznikající při popouštění zakalené vanadové oceli

### Popouštěcí křehkost

Vzniká při pomalém ochlazování nebo při izotermické výdrži. Růst popouštěcí křehkosti v oceli většinou směřuje k poklesu hodnot vrubové i lomové houževnatosti bez změny pevnosti a tažnosti. Ocel může být také náchylná ke koroznímu praskání. Podle teplot rozlišujeme nízkoteplotní (cca 250 až 400 °C) a vysokoteplotní (500 až 600 °C) popouštěcí křehkost. Nízkoteplotní popouštěcí křehkost nelze odstranit, ale lze ji částečně zredukovat tepelně-mechanickým zpracováním. Vysokoteplotní popouštěcí křehkost můžeme odstranit rovněž tepelným zpracováním, po kterém musí následovat rychlé ochlazování, aby zabránilo segregaci škodlivých prvků na hranicích zrn. V materiálu vznikají vnitřní pnutí, která zlikvidujeme žíháním. Dále rozlišujeme izotermickou a anizotermickou popouštěcí křehkost. Izotermická vzniká při dlouhé výdrži na popouštěcí teplotě a může být nízkoteplotní i vysokoteplotní. Anizotermická popouštěcí křehkost nastává při zdlouhavém ochlazování z vyšších teplot. Sklon k popouštěcí křehkosti můžeme snížit přísadami Mo a W [9] [10].

## 5 Experimentální část

V experimentální části byla zpracována ocel 41CrAlMo7 na indukční zušlechťovací lince v průmyslovém podniku. V rámci zušlechtění bylo nutno navrhnout určité parametry ochlazování při kalení a zvolit správnou teplotu popouštění. Ocel bude u zákazníka následně nitridována.

Mechanická linka na zušlechtění tyčí se skládá z různých vzájemně integrovaných částí, které jsou schopny pracovat automaticky a synchronně. K lince jsou dopravovány válcované tyče z kontijemné trati, které jsou následně tepelně zpracovávány. Možné procesy tepelného zpracování na lince jsou: kalení a popouštění. Teplota při kalení 850 až 1100 °C, teplota při popouštění 500 až 750 °C. Linka je schopna vyrobit průměr tyčí od 16 do 80 mm a maximální délka tyčí je od 3 do 10,5 metru. Maximální hodinová produkce je 3 tuny za hodinu. Typickými výrobky ze zušlechtěných tyčí jsou například pevnostní spojovací díly, táhla, hřídele, pružiny či stabilizátory.

Na lince jsou tepelně zpracovávány oceli:

- **Uhlíkové**
- **Nízkolegované**
- **Nitridační**
- **Šroubárenské**
- **Pružinové druhy**

Zušlechťovací linka začíná nakládacím stolem, který se skládá ze zásobníku pro uložení svazku tyčí (obr. 15). Zásobník má tvar kolébky, v níž mohou být uloženy svazky tyčí určené k tepelné úpravě. K nakládacímu stolu jsou také namontovány nakládací háky. Tento hákový systém slouží pro uložení tyče na válečkový dopravník, který je navržen tak, aby se přepravovaly tyče všemi kroky tepelného zpracování. Tento otáčivý efekt válečků umožňuje dobrý ohřev na průřezu tyče.

Zařízení zahrnuje induktory používané k ohřátí součástí pro objemové a kalení. Ve firmě se používá objemové kalení, abychom dosáhli homogenního ohřevu po celém průřezu. Materiál musíme ohřát na teplotu austenitizace, po které následuje rychlé ochlazování pod teplotu počátku vzniku martenzitu ( $M_s$ ). Teplotu austenitizace volíme tak, abychom rozpustili přiměřené množství karbidů do tuhého roztoku a tím obohatili austenit uhlíkem a dalšími prvky.

Induktor má tvar kaleného povrchu, aby byla zajištěna co nejtěsnější elektromagnetická vazba, a tedy účinnost ohřevu. Elektrická účinnost udává schopnost přenášet energii z induktoru do vsázky. Jsou v ní zahrnuty ztráty v cívce, které závisí na tvaru cívky a blízkosti vsázky. Kvůli různému rozsahu průměru tyčí zde provádíme zaměnitelnost daných induktorů, abychom předešli tepelným ztrátám a lepšímu ohřevu materiálu. Induktor je vyroben většinou z měděné trubky, která se používá také k chlazení. Povrch předmětu je ohříván střídavým proudem střední frekvence (viz důkladnější popis v 2. kapitole).

Těsně za zónou induktoru, kde probíhá ohřev, navazuje kalení. Cílem kalení je dosáhnout vzniku martenzitické struktury v celém průřezu, účelem je tedy zvýšit tvrdost oceli. Rychlost ochlazování příslušných objemů materiálu tedy musí být větší, než je kritická ochlazovací rychlost použité oceli. Příliš velká ochlazovací rychlost je však škodlivá, neboť zvětšuje teplotní rozdíly mezi povrchem a jádrem. Tím může dojít k tepelným a strukturním pnutím, které vedou k deformaci.

Kalicí sekce se skládá z postřikového kalicího stolu, kde jsou umístěny vany s víky vyrobené z nerezové oceli. Kalicí sprchy jsou namontovány uvnitř nádrže a jejich funkcí je shromáždit veškerou kapalinu, kterou sprchy stříkají na tyče. Otvory ve sprchách mají průměr 2 mm a nesmí být ucpány vulkanizovanou struskou. Rám sprch je vertikálně nastavitelný tak, aby umožňoval přizpůsobení sprch tyčím. Na konci kalicího stolu jsou umístěny pyrometry, které snímají teplotu tyče, a pokud tyče nemají správnou teplotu, jsou přesunuty pomocí pák do sběrné kapsy na zmetky. Dobré tyče jsou přepraveny válečkovým dopravníkem k peci určené pro popouštění.

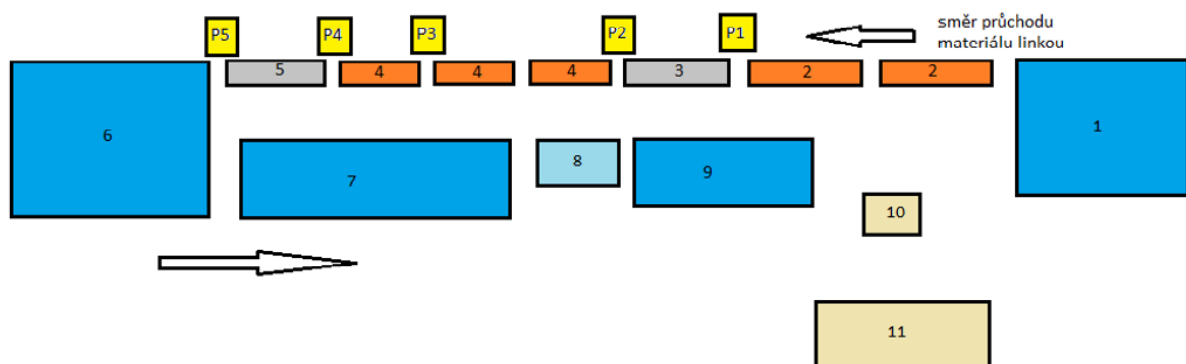
Popouštění má za úkol zmírnit některé vlastnosti oceli způsobené kalením, např. snížit úroveň vnitřních pnutí a zmenšit křehkost zakalené oceli, ale musí dbát na zachování vysoké tvrdosti. S popouštěním jsou také spjaty změny struktury, viz kapitola z teorie – různé fáze popouštění. Doba popouštění je důležitá z důvodů proběhnutí všech popouštěcích procesů a k dosažení požadovaných mechanických vlastností.

Po skončení popouštění tyče chladnou určitou dobu volně na vzduchu. Chladicí stojan je tvořen nakloněnou nosnou rovinou s lopatkami rozmístěnými ve tvaru rybí kostry, po které se valivým pohybem tyče pohybují dál. Přeprava tyčí z chladicího dopravníku do zásobníku před pilou zajišťuje sekce válců uspořádaných kolmo vzhledem ke směru posuvu materiálu.

Pila přijímá tyče z dopravníku a pokládá čelní konce na měřicí systém přednastavený operátorem. U každé tyče probíhá ořezávání obou konců tyčí kvůli soustředění vířivých proudů při povrchu a tím pádem dochází k soustředění energie na povrchu a hranách, které po kalení vede k vzniku napět'ových trhlin (obr.14). Po odřezání konce se tyče přesunou do vykládacího zásobníku a po dosažení určité váhy jsou svázané a uloženy do regálu [15].



Obr. 14 Kalicí trhliny na konci tyče.



Obr. 15 Schéma indukční zušlechťovací linky

- Legenda rozložení linky:
- 1. Nakládací stůl**
  - 2. Induktory ohřevu na kalicí teplotu**
  - 3. Sekce kalení vodní sprchou**
  - 4. Induktory ohřevu na popouštěcí teplotu**
  - 5. Chladicí sekce za popouštěním**
  - 6. Ochlazovací rošt**
  - 7. Dopravník a rošt před pilou**
  - 8. Pila pro řezání konců tyčí.**
  - 9. Výběhová sekce, sběrná kapsa**
  - 10. Ovládací pult (PC)**
  - 11. Velín zušlechťovací linky**
- P1, P2, P3, P4, P5 – pyrometry za sekcemi**

### **5.1 Mechanické vlastnosti oceli 41CrAlMo7S**

Ocel obsahuje vhodné množství chromu, který výrazně zvyšuje prokalitelnost, podrobnější chemické složení prováděné z tavební analýzy při výrobě oceli je uvedeno v tab. 1. Ocel je určena k zušlechťování, povrchovému kalení a nitridaci strojních dílů. Dále se využívá pro výrobu pružin. Ve stavu po zušlechťování se vyznačuje vyšší pevností při dostatečné houževnatosti. Vysoká prokalitelnost dovoluje ocel použít i na rozměrnější strojní díly. Legována ocel má vysokou povrchovou tvrdost, je hůře obrobitelná a obtížně svařitelná. Obrábí se ve stavu žíhaném na měkko. Nitridace se provádí na opracovaném povrchu. Nitridovaná vrstva dosahuje tvrdosti 950 až 1000 HV1. Nitridovaný povrch oceli vykazuje vysokou odolnost proti opotřebení, korozi a také dociluje zvýšení meze únavy povrchové vrstvy při střídavém namáhání. Mechanické vlastnosti oceli v zušlechťovaném stavu jsou uvedeny v tab. 3. Doporučené rozmezí teplot pro kalení se pohybuje mezi 870 až 930 °C, popouštění 600 až 740 °C, nitridaci 480 až 570 °C. Teplota přeměny  $A_{c1}$  má hodnotu přibližně 790 °C,  $A_{c3}$  okolo 840 °C.

Tab. 1 Chemické složení oceli 41CrAlMo7S se zvýšeným obsahem síry v hmotnostních procentech

Prvek	Obsah v hm %
<b>C</b>	<b>0,391</b>
<b>Mn</b>	<b>0,85</b>
<b>Si</b>	<b>0,419</b>
<b>P</b>	<b>0,016</b>
<b>S</b>	<b>0,219</b>
<b>Cu</b>	<b>0,06</b>
<b>Cr</b>	<b>1,64</b>
<b>Al</b>	<b>1,033</b>
<b>Mo</b>	<b>0,236</b>
<b>Ni</b>	<b>0,2</b>
<b>W</b>	<b>0,01</b>

V tab. 2 je uvedeno chemické složení oceli, které si předepsal zákazník. Zákazník vycházel z normy EN 10 085, kterou následně upravil podle svých potřeb, a podle toho jsme danou ocel zušlechťovali. V oceli můžeme vidět větší množství síry, protože zákazník měl v minulosti špatné zkušenosti s třískovým obráběním, způsobené nižším obsahem síry v oceli. Nižší obsah síry může způsobit špatnou lámavost třísky, naopak vyšší obsah síry zvyšuje obrobiteľnosť a dělení třísek. Vyloučené sulfidy FeS působí rovněž při obrábění jako tzv. mazadlo, tzn., že vytvářejí mezivrstvy mezi ocelí a rezným nástrojem, která podstatně snižuje opotřebení [19].

Tab.2 Modifikované chemické složení s vyšším obsahem síry

Prvek	Min	Max
<b>C</b>	<b>0,35</b>	<b>0,45</b>
<b>Mn</b>	<b>0,70</b>	<b>1,10</b>
<b>Si</b>	<b>0,10</b>	<b>0,45</b>
<b>P</b>		<b>0,025</b>
<b>S</b>	<b>0,190</b>	<b>0,260</b>
<b>Cu</b>		<b>0,30</b>
<b>Cr</b>	<b>1,50</b>	<b>1,80</b>
<b>Al</b>	<b>0,90</b>	<b>1,30</b>
<b>Mo</b>	<b>0,20</b>	<b>0,30</b>

Tab. 3 Mechanické vlastnosti v zušlechtěném stavu.  $R_e$  – mez kluzu,  $R_m$  – pevnost v tahu,  $A$  – tažnost (počáteční délka  $L_0 = 5,65\sqrt{S_0}$ ),  $Z$  – kontrakce,  $KV$  – nárazová práce.

Označení oceli	Průměr [mm]	$R_e$ min [Mpa]	$R_m$ [Mpa]	$A$ min [%]	$Z$ min [%]	$KV$ min. [J]
41CrAlMo7S	$16 < d \leq 40$	750	950–1150	11	-	25
41CrAlMo7S	$40 < d \leq 100$	720	900–1100	13	-	25
41CrAlMo7S	$100 < d \leq 160$	670	850–1050	14	-	30
41CrAlMo7S	$160 < d \leq 250$	625	800–1000	15	-	30



## 5.2 Popis experimentu

Pro daný experiment byla použita ocel 41CrAlMo7S, která byla vyrobena v Třineckých železárnách. Byla válcována na kontijemné trati a před zušlechtním byly tyče vyrovnány na rovníci lince.

Hlavním cílem experimentu bylo určit varianty ochlazování, teploty kalení a teploty popouštění tak, aby ocel po zušlechtním splňovala požadavky zákazníka z hlediska mechanických vlastností, viz tab. 4.

Tab. 4 Mechanické vlastnosti požadované zákazníkem

Požadované mechanické vlastnosti			
Mez kluzu $R_e$ [MPa]	Mez pevnosti $R_m$ [MPa]	Tažnost A [%]	Nárazová práce KV [J]
min. 585	850–1050 (cílení 850–925)	min. 13	min. 54

V experimentu byly použity 2 průměry tyčí. Používaly se průměry tyčí 41 mm a 50 mm, na kterých bylo následně zkoušeno 6 různých postupů tepelného zpracování. Dané postupy jsou označeny číslicemi 1 a 2 u průměru tyče o velikosti 41 mm a zbylé postupy nesou označení A, B, C, D, které náleží variantám tepelného zpracování průměru tyče o velikosti 50 mm (viz tab. 4). U tyčí nesoucích označení 1 a 2 jsme museli vyzkoušet pouze dvě varianty, protože tyčí nebylo mnoho. U všech variant byly použity různé režimy ochlazování a teploty popouštění. Dle materiálového listu dané oceli se teploty kalení pohybují v rozmezí 870 až 930 °C. Experiment byl proveden při kalicí teplotě vybrané z rozmezí 890 až 910 °C. Jako kalicí médium jsme použili vodu s rozdílnými rychlostmi ochlazování. Doporučená teplota popouštění se pohybuje v intervalech 600 až 740 °C. Materiál byl popouštěn při vybrané teplotě z rozmezí 670 až 730 °C. Ze zušlechtného materiálu byly odebrány vzorky, na kterých se provedly zkoušky tvrdosti, rázem v ohybu, tahem za pokojové teploty a také metalografický rozbor.

Tab. 5 Parametry zušlechtnění ocelových tyčí

Označení	Průměr (mm)	Teplota kalení [°C]	Intenzita kalení [l.s <sup>-1</sup> ]	Teplota popouštění [°C]
1	41	890–910	12/12	700–730
2	41	890–910	16/16	700–730
A	50	890–910	16/16	670–710
B	50	890–910	12/12	670–710
C	50	890–910	12/12	700–730
D	50	890–910	16/16	700–730

Z praktického hlediska bylo vyzkoušeno šest různých variant tepelného zpracování, které můžeme vidět v tab. 5. U všech postupů jsme použili stejnou austenitizační teplotu. Délka ohřevu na kalicí teplotu trvala zhruba 2 minuty a doba výdrže na popouštěcí teplotě v rozmezí 2 až 3 minut. U tyčí s průměrem 41 mm jsme určili teploty popouštění v rozmezí 700 až 730 °C, lišily se také rychlosti ochlazování, které jsme stanovili u první tyče na 12 l.s<sup>-1</sup> a u druhé tyče 16 l.s<sup>-1</sup>. Vzorokly s průměrem 50 mm jsou označeny v tabulce písmeny A a B. Popouštěcí teplota se pohybuje mezi 670 až 710 °C. Intenzita ochlazování tyče A byla 16 l.s<sup>-1</sup>, tyče B 12 l.s<sup>-1</sup>. Tavby C a D mají stejné rozmezí teploty popouštění jako u tyčí s průměrem 41 mm, a to 700 až 730 °C. Rychlost ochlazení tavby C jsme stanovili na 12 l.s<sup>-1</sup> a tavby D na 16 l.s<sup>-1</sup>.

### 5.3 Měření tvrdosti

Po zakalení všech taveb a následném oloupaní tyče byla provedena zkouška tvrdosti podle Brinella dle normy ČSN EN ISO 6506-1. Tato zkouška spočívá ve vlačování indentoru v podobě kuličky do materiálu. Kulička vytvoří na zkušebním vzorku kulovitý vtisk, ze kterého je následně zjištěn jeho aritmetický průměr. Označení tvrdosti se skládá ze značky tvrdosti HB a dalších podmínek zkoušky, jako je průměr kuličky D, síla F a doba zatížení t.

Pro zkoušku se použil Brinellův tvrdoměr, na kterém jsme zvolili maximální hodnotu zatížení 29 420 N, doba zatížení indentoru byla 15 s a průměr kuličky 10 mm. Tvrdost je označena písmeny HBW z důvodů použití kuličky ze slinutých karbidů. Abychom docílili nej přesnější hodnoty měření tvrdosti, na daném vzorku se provedly tři vtisky, ze kterých byl následně vypočítán aritmetický průměr. Podmínky byly stejné pro všechny vzorky uvedené v tab. 6 [13].

Tab. 6 Zkouška tvrdosti podle Brinella

Označení	Průměr tyče (mm)	Průměr kuličky (mm)	Zatížení (kN)	Doba zatížení (s)	HBW
1	39	10	29.42	15	272
2	39	10	29.42	15	299
A	48	10	29.42	15	307
B	48	10	29.42	15	313
C	48	10	29.42	15	272
D	48	10	29.42	15	301

## 5.4 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu patří mezi destruktivní zkoušky a je dobrým ukazatelem houževnatosti nebo křehkosti materiálu. V rámci experimentu byly provedeny zkoušky za pomoci Charpyho kladiva. Cílem zkoušky bylo zjistit hodnoty nárazové práce podle platné normy (ČSN EN ISO 148-1) a hodnoty vrubové houževnatosti. K experimentu bylo použito 18 vzorků s rozměry zkušební tyče 10 x 10 mm, s nominálním průřezem  $S_0 = 80 \text{ mm}^2$  a vrubem V o hloubce 2 mm. Potenciální energie kladiva byla zvolena  $K_{\max} = 300 \text{ J}$  a zkoušení se provádělo za teploty  $20 \text{ °C}$ . Zkouška byla provedena na zkušebním stroji Roell Amsler RKP 450 s označením 9299-7-21. Výsledky zkoušky můžeme vidět v tab.7.

Tab. 7 Zkouška rázem v ohybu za normální teploty

Označení	Průměr tyče (mm)	K max (J)	Nárazová práce KV2, KU2 (J)	Vrubová houževnatost KCV (J/cm <sup>2</sup> )
1	39	300	91.90	114.9
1	39	300	105.80	132.2
1	39	300	56.20	70.3
2	39	300	66.00	82.5
2	39	300	77.00	96.3
2	39	300	62.20	77.7
A	48	300	67.80	84.8
A	48	300	76.00	95
A	48	300	62.20	77.7
B	48	300	76.60	95.8
B	48	300	67.90	84.9
B	48	300	58.30	72.9
C	48	300	73.50	91.9
C	48	300	60.40	75.5
C	48	300	83.40	104.2
D	48	300	70.50	88.2
D	48	300	73.20	91.5
D	48	300	90.00	112.5

## 5.5 Zkouška tahem za pokojové teploty

Jedná se o nejpoužívanější statickou zkoušku, která charakterizuje pevnost materiálu. Princip spočívá v postupném zatěžování zkušební tyče předepsanou rychlostí, většinou až do přetržení, s cílem zjistit napěťové a deformační charakteristiky zkoušeného materiálu. Zkouškou stanovíme hodnoty meze kluzu, meze pevnosti, tažnosti a kontrakce.

Zkouška byla prováděná na trhacím stroji. Pro daný experiment bylo použito 12 vzorků kruhového průřezu o průměru 10 mm, které měly tvar a rozměry dle normy ČSN EN ISO 6892-1. Skutečné rozměry tyčí před zkouškou měly průřez  $S_0 = 78,54 \text{ mm}^2$  a počáteční měřenou délku  $L_0 = 50 \text{ mm}$ . Rychlost zatěžování byla pro všechny vzorky stanovena na 15 mm/min. Na koncích zkušebních vzorků se musely udělat závity z důvodů upnutí daného tělesa do čelisti. Naměřené a vypočtené hodnoty jsou zaznamenány v tab. 8.

Tab. 8 Naměřené hodnoty zkoušky tahem

Označení	Mez kluzu $R_e$ [MPa]	Mez pevnosti $R_m$ [MPa]	Tažnost A [%]	Kontrakce Z [%]
1	714	872	17.70	55.1
1	732	886	18.10	55.2
2	790	929	16.60	53.6
2	777	922	18.00	53.6
A	901	1014	15.80	54.3
A	907	1016	15.90	53.4
B	905	1023	15.80	53.8
B	910	1026	15.50	52.9
C	794	931	16.90	55.4
C	806	936	17.10	56
D	848	973	17.40	55.8
D	848	972	18.00	56.3

Podle naměřených hodnot mechanických vlastností materiálu uvedených v tab. 6 a 7 je patrné, že dané požadavky zákazníka splňují všechny vzorky.

## 5.6 Metalografická analýza

Pro ocel 41CrAlMo7S se provedl ve zkušebnách metalografický rozbor a hodnocení mikrostruktury oceli. Před samotným vyhodnocením mikrostruktury byly na vzorcích zhotoveny příčné výbrusy, které byly následně naleptány v 2% nitalu. Nital slouží k lepší viditelnosti podílu fází. Struktura byla sledována za pomoci optického mikroskopu Olympus F04, na kterém byly následně pořízeny snímky se zvětšením 100 a 1000krát.

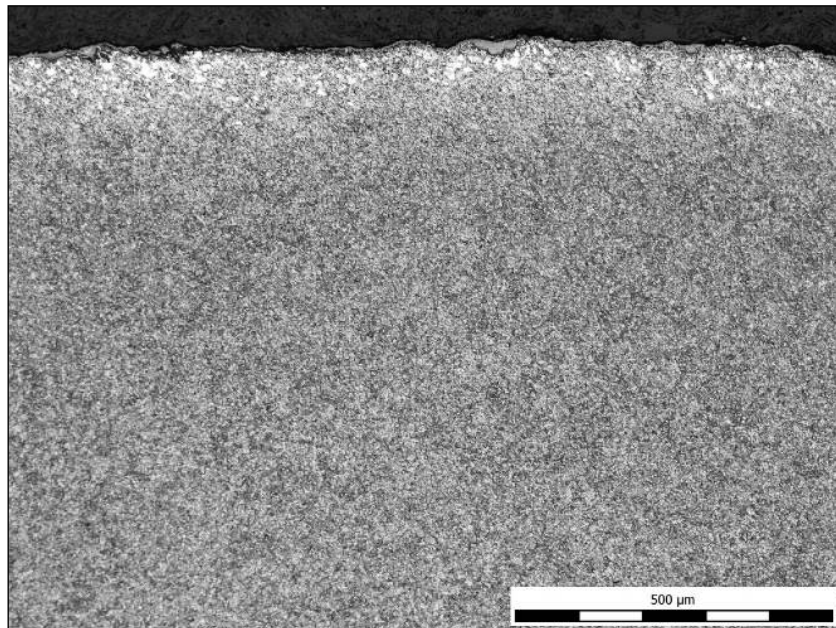
Základní struktura vzorků byla tvořena popouštěným martenzitem, ve kterém se směrem ke středu začal postupně vyskytovat bainit a ferit. K prudšímu nárůstu podílu těchto fází ve struktuře došlo cca v 10 mm od povrchu. Výsledky hodnocení fází pro jednotlivé vzorky jsou uvedeny v tab. 9 s názvem Podíl fází v oceli.

Tab. 9 Podíl fází v oceli

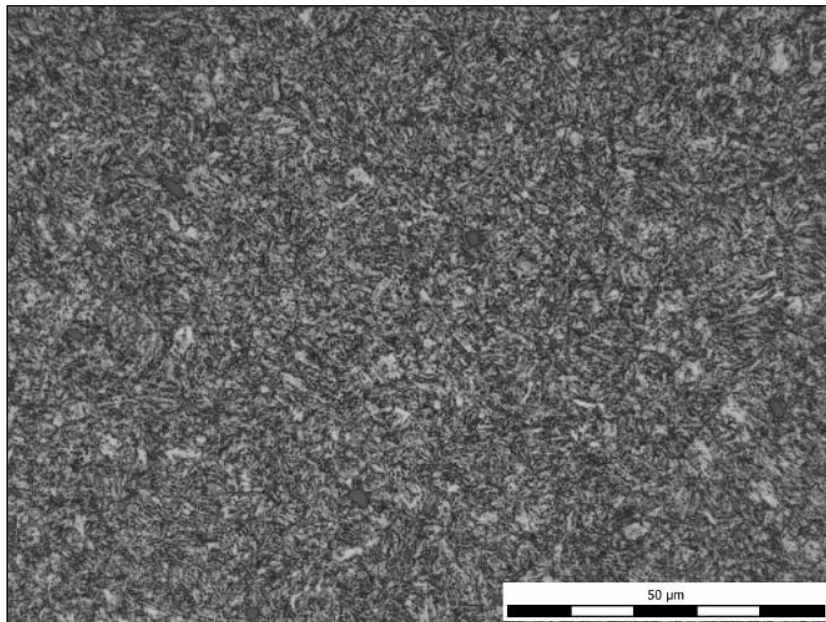
Vzorek	Podíl fází		
	Povrch	1/4	střed
A	100 % M	89 % M + 10 % B + 1 % F	78 % M + 20 % B + 2 % F
B	99 % M + 1 % B	84 % M + 15 % B + 1 % F	60 % M + 35 % B + 5 % F
C	100 % M + stopy B	88 % M + 10 % B + 2 % F	70 % M + 25 % B + 5 % F
D	99 % M + 1 % B	83 % M + 15 % B + 2 % F	70 % M + 25 % B + 5 % F
1	98 % M + 1 % B + 1 % F	82 % M + 15 % B + 3 % F	65 % M + 30 % B + 5 % F
2	97 % M + 2 % B + 1 % F	91 % M + 7 % B + 2 % F	68 % M + 25 % B + 7 % F

V rámci této práce se dále zabývám snímky mikrostruktury, které jsou vyobrazeny v této práci pouze u vzorku A a vzorku číslo 1. Nejprve popíši snímky vzorku A, tedy tyče s průměrem 48 mm (viz obr. 16 a 17), kde je znázorněn detail mikrostruktury na povrchu. Na snímcích můžeme vidět plně zaplněnou martenzitickou strukturu materiálu. Na obr. 16 vidíme zvětšení 100krát, na obr. 17 zvětšení 1000krát. U zakalené oceli můžeme pod povrchem vidět strukturu tvořenou popouštěným martenzitem, s přibývajícím hloubkou se mírně vyskytuje bainit a stopy feritu. Na obr. 18 můžeme vidět, že střed oceli je tvořen z větší části popouštěným

martenzitem s vyšším obsahem popouštěného bainitu. Také lze pozorovat malé množství feritu. Střed vzorku je zobrazen na obr. 19 a 20.

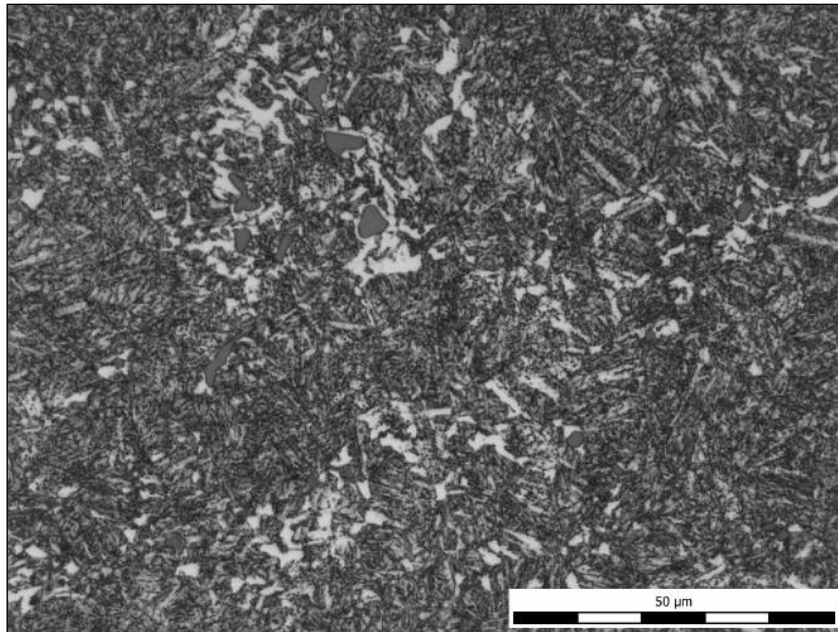


Obr. 16 Struktura u povrchu se zvětšením 100x

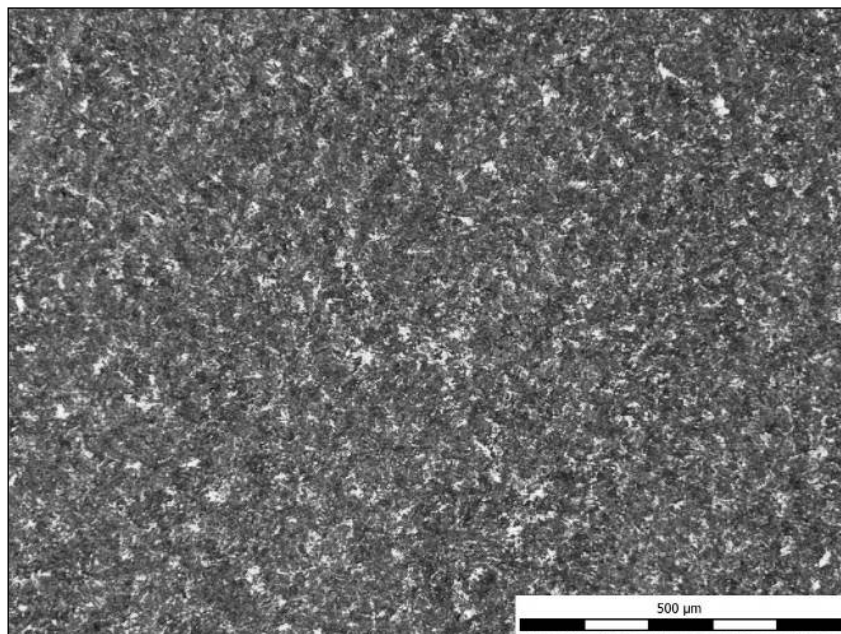


Obr. 17 Struktura u povrchu se zvětšením 1000x



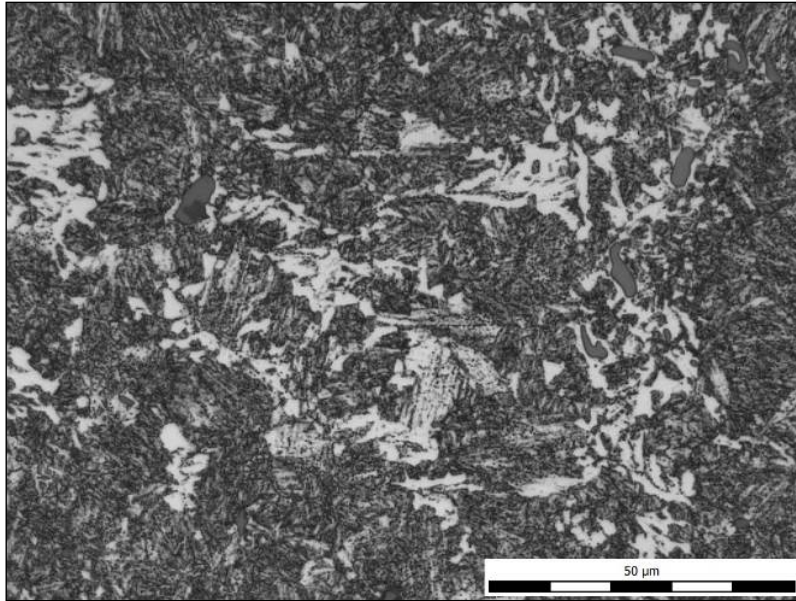


Obr. 18 Struktura v  $\frac{1}{4}$  (průměru od povrchu) se zvětšením 1000x.



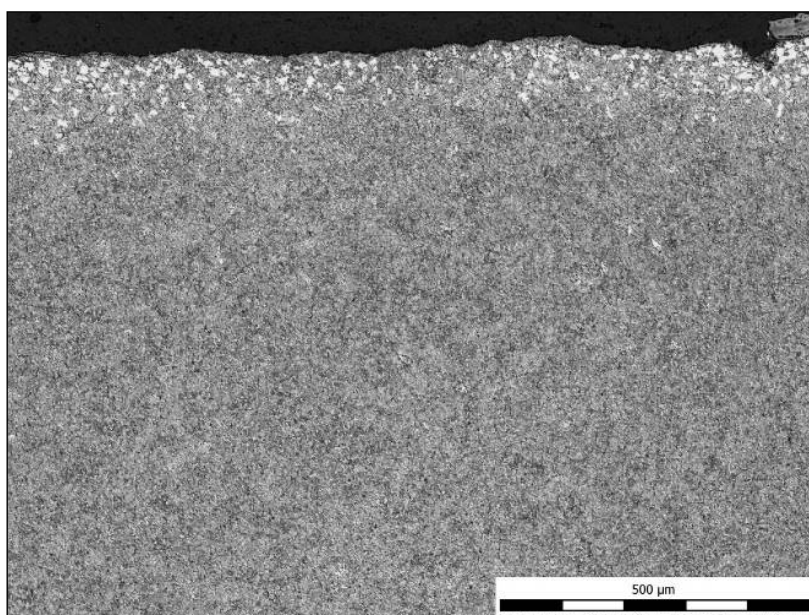
Obr. 19 Struktura ve středu se zvětšením 100x.



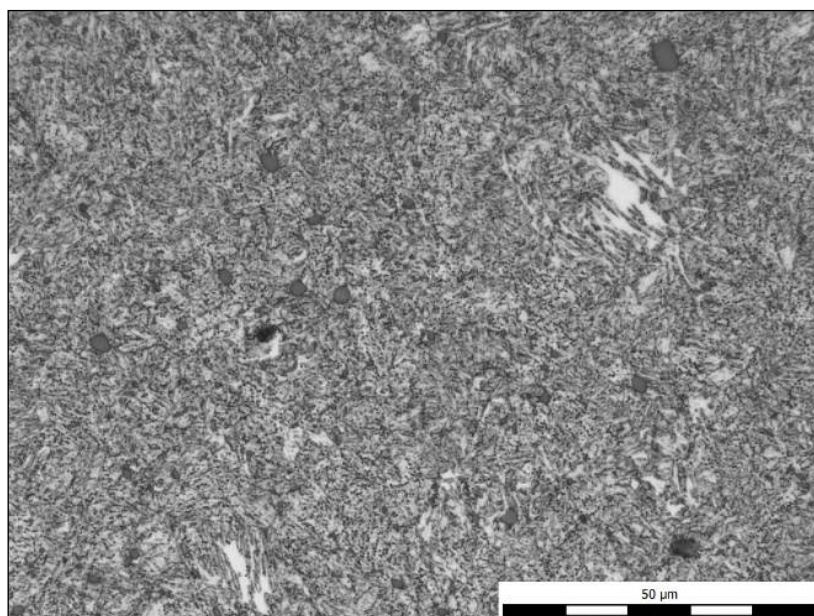


Obr. 20 Struktura ve středu se zvětšením 1000x

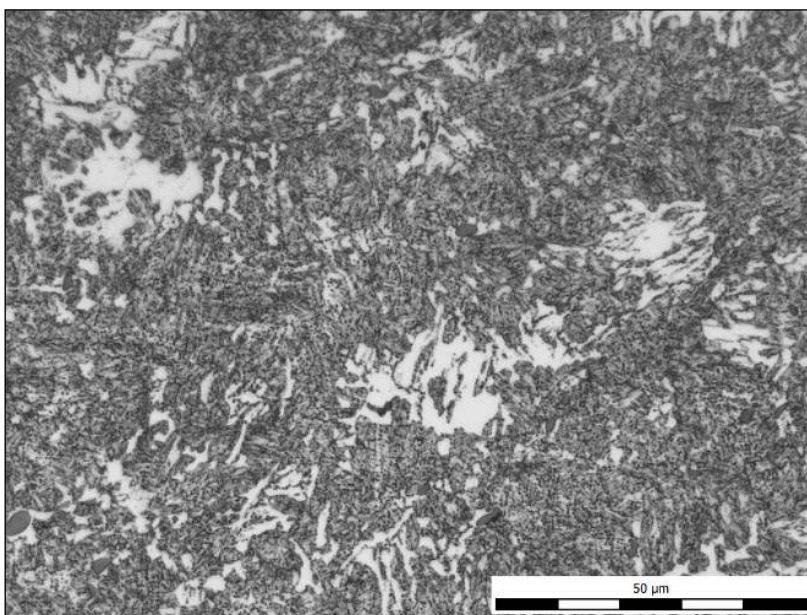
Provedlo se také hodnocení mikrostruktury vzorku číslo 1 s průměrem tyče 48 mm. Povrch byl tvořen velmi jemnými martenzitickými jehlicemi, u snímku se zvětšením 1000krát můžeme vidět také stopy bainitu (viz obr. 21 a 22). Pod povrchem můžeme vidět větší výskyt horního bainitu, který lze rozpoznat podle světlých oblastí, současně s lehkým výskytem feritu a největší převahou popouštěného martenzitu. Strukturu pod povrchem můžeme vidět na obr. 23. U struktury ve středu vzorku převládá jako u všech popouštěný martenzit, ale ze všech vzorků zde můžeme vidět největší oblast bainitu a feritu. Střed struktury je zobrazen na obr. 24.



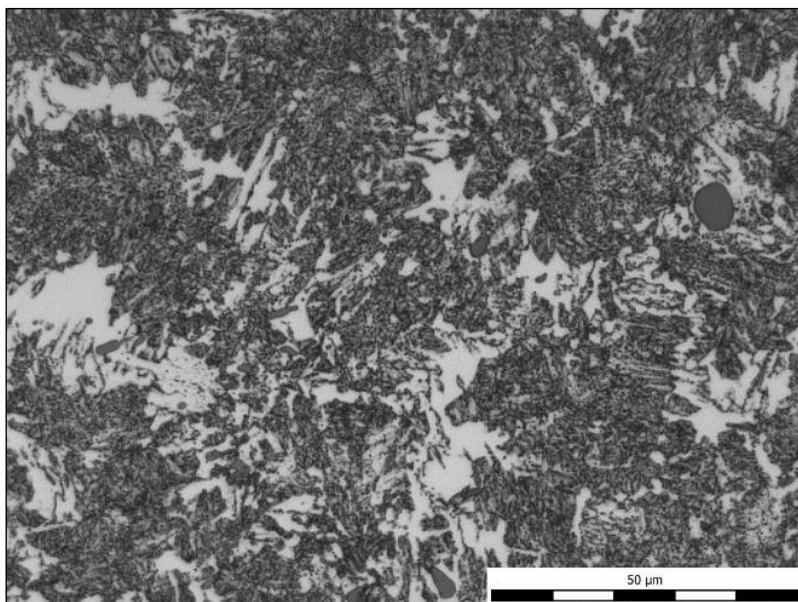
Obr. 21 Struktura u povrchu vzorku číslo 1 se zvětšením 100x



Obr. 22 Struktura u povrchu vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x



Obr. 23 Struktura v ¼ vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x



Obr. 24 Struktura ve středu vzorku číslo 1 se zvětšením 1000x



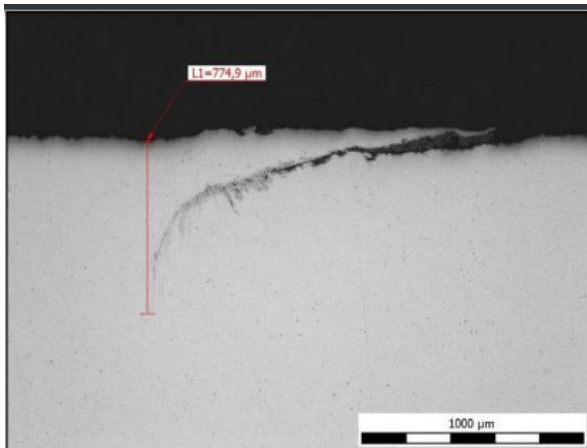
## 5.7 Povrchové vady

U oceli byla provedena pro dané varianty také nedestruktivní zkouška povrchových vad. Úroveň povrchové kvality byla zkoušena na zařízení Circoflux. Circoflux je snímací systém s rotujícími dotykovými sondami, které ukážou i mikrometrové povrchové vady již od hloubky 0,1mm. Snímací systém pokryje rozsah průměru materiálu od cca 10 do 180 mm [18]. Procentuální podíl tyčí s povrchovou vadou je uveden v tab. 10.

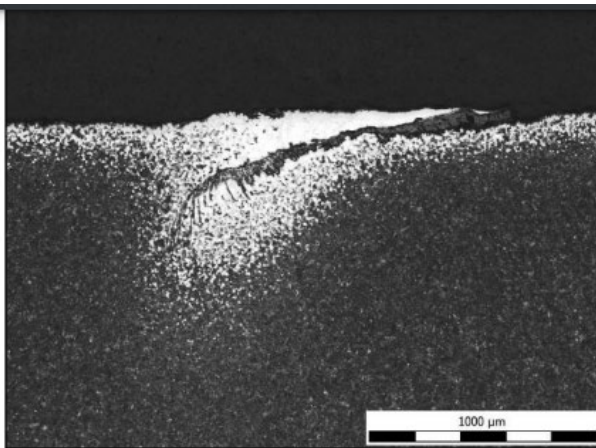
Tab. 10 Povrchové vady

Označení	Průměr	Zkoušená hloubka vady [mm]	Procentuální podíl vadných tyčí
1	41	0,3	12
2	41	0,3	16
A	50	0,38	58
B	50	0,38	30
C	50	0,38	14
D	50	0,38	50

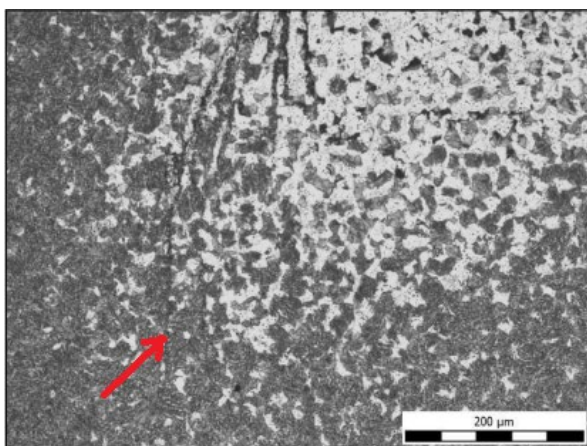
Z pohledu povrchové kvality byly tyče zkoušeny jak po válcování, tak po zušlechtnění. Zkoušení proběhlo na hloubku vady dle normy ISO 9443/C [18]. Následně byly vzorky dodány k metalografickému rozboru s označením výskytu vady. Vady byly sledovány pomocí optického mikroskopu F03. Snímky byly pořízeny se zvětšením 50, 200 a 1000krát. Na příčném metalografickém výbrusu byla zachycena přeložka, zasahující do hloubky 0,77 mm. Vada byla vyplněna okujemi, v kořeni rozvětvena a silně oduhličena. Přeložka byla doprovázena částicemi z reoxidace oceli (viz obr. 25 až 28). Jelikož je tato vada válcovenského původu, nejedná se pravděpodobně o typickou vadu, která po zušlechtnění s vyšší intenzitou ochlazování zvyšuje podíl vadných tyčí. Jiný typ vady nebyl bohužel na odebraných vzorcích nalezen.



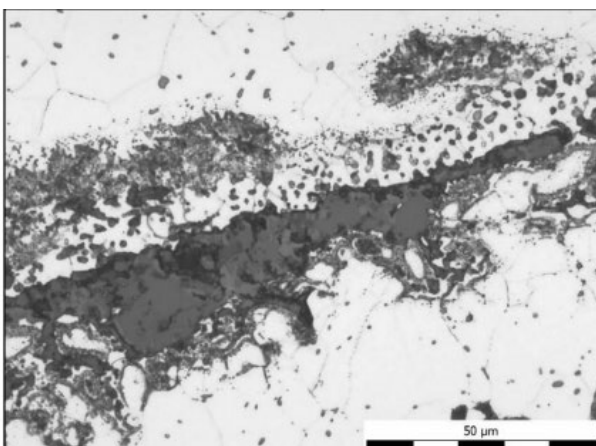
Obr. 25 Přeložka



Obr. 26 Přeložka 2% nital



Obr. 27 Kořen vady



Obr. 28 Reoxidační částice v blízkosti vady

## 6 Diskuze

Porovnáním všech mechanických vlastností oceli 41CrAlMo7S bylo zjištěno, že všechny varianty s různými intenzitami ochlazování při kalení a s různými teplotami popouštění splnily požadavky. Požadavky byly splněny, ale jen některé plnily cílení podle zákazníka. Cílené požadavky se týkaly hlavně meze pevnosti, která byla určena v rozmezí 850 až 925 MPa, tažnosti a hodnoty nárazové práce (viz tab. 3). Bylo provedeno celkově 12 zkoušek, co se týče pevnosti a tažnosti, z toho pouze 3 splňovaly hodnoty meze pevnosti. Tři vzorky tyčí, které splnily cílené požadavky, měly průměr 41 mm. Některé tavby nesplnily cílené požadavky, protože se stoupající teplotou popouštění se pevnost oceli snižuje. Proto měly být zvoleny menší teploty popouštění. Výsledky tažnosti a nárazové práce odpovídaly požadavkům u všech vzorků. Ze zkoušených variant z pohledu mechanických vlastností byla optimální varianta nesoucí označení číslem 1 (viz tab.7).

V další části byla sledována mikrostruktura vzorků dané oceli. Ve struktuře se vyskytuje malé množství zrn feritu, včetně povrchové oblasti. Vzhledem k chemickému složení oceli, která byla kalená vodou, je ferit ve struktuře velmi nečekaný. Výskyt feritu nemusí primárně souviset s ochlazováním při kalení, kde při rychlém ochlazení nemuselo dojít k úplné přeměně na martenzit, ale zásadní vliv může mít ohřev na austenitizační teplotu materiálu. Tím je myšleno, že při rychlém ohřevu se nemusí stihnout rozpustit zrna feritu na austenit. Pro danou jakost byla použita spíše nižší austenitizační teplota, aby nedošlo k přehřátí materiálu a vzniku trhlin. Vzhledem k vysoké rychlosti ohřevu je nutné u indukčních ohřevů cílit na vyšší teploty oproti konvenčnímu ohřevu v peci. Dle literatury se může kalení z nízké teploty projevit změnou kritické rychlosti ochlazování a následným výskytem feritu [6]. Pro příští zušlechtnění této oceli doporučuji zvýšit teplotu austenitizace o cca 20 až 30 °C, abychom dosáhli plnou přeměnu výchozí struktury v austenit.

Z pohledu povrchové kvality byly tyče zkoušeny na zařízení Circoflux, jak již bylo zmíněno. Hloubka necitlivosti byla nastavena na hodnotu 0,0075 mm jak po válcování, tak po zušlechtnění. V chemickém složení oceli se vyskytuje větší množství síry, která je v oceli obecně brána jako nečistota. Větší množství síry v oceli může mít zásadní vliv na výskyt povrchových vad při válcování. Povrchová zkouška nám po válcování neukázala žádné vady, ty však nemusely dosahovat nastavené hloubky zkoušení. Po zušlechtnění materiálu na těchto povolených vadách se už ale mohly iniciovat trhliny. U tavby s průměrem 41 mm se vliv intenzity kalení neprojevil, ale u materiálu s průměrem 50 mm je obecně větší množství

vadných tyčí a projevuje se zde intenzita ochlazování. Nejnižší defektnost tyčí měla varianta číslo 1, jak jsme mohli vidět (viz tab. 9). V rámci bakalářské práce se podrobný rozbor povrchových vad neprováděl, ale detailnější analýza může klidně vést k dalšímu vývoji této jakosti. Vzhledem k vysokému počtu vadných tyčí doporučuji dodávat materiál v loupáném stavu, protože loupáním se odstraní povrchové vady, včetně menších trhlin.

## 7 Závěr

Bakalářská práce byla zaměřena na seznámení se s technologií indukčního kalení a popouštění. Hlavním tématem práce bylo určit vhodné parametry zušlechtní u oceli 41CrAlMo7S. Praktická část byla vykonána na indukční zušlechťovací lince. Indukční kalení je procesem povrchového kalení, které se provádí za účelem zlepšení mechanických vlastností oceli. Hlavní výhoda spočívá v rychlosti zakaleného materiálu a dosažení martenzitické struktury.

V experimentální části bylo hlavním cílem nalézt optimální parametry zušlechtní této jakosti. Bylo provedeno celkem šest různých variant povrchového kalení s dvěma průměry tyčí. Kalicí teplota byla u všech vzorků stejná, měnily se pouze hodnoty intenzity ochlazování a teploty popouštění. U všech zakalených vzorků byla naměřena tvrdost, nárazová práce, vrubová houževnatost a pevnost za pokojové teploty. Po naměření mechanických vlastností oceli se na optickém mikroskopu pořídily mikrostrukturní snímky a snímky s povrchovými vadami. Mikrostruktura po zakalení byla u všech vzorků martenzitická, ale objevoval se také bainit a nečekaně ferit.

Podle zjištěných poznatků v oblasti mechanických a strukturních vlastností a na základě vlivu intenzity ochlazování na vznik povrchových vad doporučuji teplotu austenitizace zvýšit o 20 až 30 °C. Z praktického hlediska navrhuji intenzitu kalení 12 l.s<sup>-1</sup>, teplotu popouštění 700 až 730 °C.



## 8 SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

1. Průběh kalicích teplot. SlidePlayer [online]. ČR: SlidePlayer.cz, © 2022 SlidePlayer.cz Inc [cit. 2022-01-02]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/4066659/>
2. Křivky v diagramu Fe–Fe<sub>3</sub>C. SlidePlayer [online]. ČR: SlidePlayer.cz, © 2022 SlidePlayer.cz Inc [cit. 2022-01-02]. Dostupné z: <https://slideplayer.cz/slide/11750190/f>
3. PÍŠEK, František, Ladislav JENÍČEK, Přemysl RYŠ, Mojmír CENEK, Karel MAZANEC a Antonín HRBEK. Nauka o materiálu. I, Nauka o kovech 4. rozš. a zcela přeprac. vyd. Praha: Academia, 1975.
4. KORECKÝ, Jan. Kalení oceli: pomůcka k výcviku kaličů v průmyslu. 2. vydání. Praha: Práce-vydavatelstvo ROH, 1951. Technické příručky Práce, svazek 70.
5. HYSPECKÁ, Ludmila. Teorie tepelného zpracování. 3. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská, 1985.
6. JECH, Jaroslav. Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka. 4., přeprac. a dopl. vyd. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1983
7. Induction Heating: Heating, Hardening, Annealing, Brazing, Welding. Essen, Německo: Vulkan Verlag, 2016. ISBN 978-3-8027-2391-9.
8. Křivky v diagramu Fe – Fe<sub>3</sub>C. Střední škola průmyslová a umělecká, Opava [online]. ČR: Střední škola průmyslová a umělecká, Opava, 2012, 2011/2012 [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: [https://www.sspu-opava.cz/static/UserFiles/File/\\_sablony/STT\\_I/VY\\_32\\_INOVACE\\_B-06-15.pdf](https://www.sspu-opava.cz/static/UserFiles/File/_sablony/STT_I/VY_32_INOVACE_B-06-15.pdf).
9. VÁŇOVÁ, Petra. Základy tepelného zpracování: Studijní opora. TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA [online]. Ostrava: VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 2011, [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: [http://katedry.fmmi.vsb.cz/Opory\\_FMMI/636/636-Vanova\\_ZTZ.pdf](http://katedry.fmmi.vsb.cz/Opory_FMMI/636/636-Vanova_ZTZ.pdf)

10. MAZANCOVÁ, Eva. Materiály pro náročné technické aplikace – materiály na bázi železa: Studijní opora. TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA [online]. Ostrava: VYSOKÁ ŠKOLA BÁŇSKÁ – TECHNICKÁ UNIVERZITA OSTRAVA, 2013, 2013 [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: <https://www.fmmi.vsb.cz/cs/katedry-a-pracoviste/636/vyukove-opory-katedry/index.html>
11. Závislost křivek martenzit „start“ ( $M_s$ ) a martenzit „finiš“ ( $M_f$ ) na obsahu uhlíku v oceli. Wikipedia: the free encyclopedia [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001- [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: <https://cs.wikipedia.org/wiki/Martenzit>
12. Mat Net: Plameňové a indukčné kalenie [online]. Slovensko: Strojnícka fakulta STU, Katedra materiálov a technológií, 2006 [cit. 2022-01-16]. Dostupné z: <http://www.matnet.sav.sk/index.php?ID=1092>
13. Zkouška tvrdosti dle Brinella. BUREŠ, Jiří. ConVERTER – převody jednotek [online]. [© 2002] [cit. 2013-03-28]. Dostupné z: <http://www.converter.cz/jednotky/tvrдост-brinell.htm>
14. CIBALDI, Cesare. I criteri di scelta e di trattamento degli acciai da costruzione e da utensili: Volume secondo: parte prima, Acciai speciali da costruzioni. 2 vydání. Itálie: AQM, 2007. ISBN isbn 978-8895784021.
15. APPLICAZIONI INDUSTRIALI DELL'ELETTRONICA, Viale delle Industrie, 17-10078 Venaria Reale (To) - Itálie, Sídlo Via Volontari della Liberta 1-2206 ERBA (CO) - TŘINECKÉ ŽELEZÁRNY, a.s. EHFG - 1000 K 1,5-3,5-8/s, EHFG - 600 K 0,8/s, EHFG - 200 K 0,8/s, ELIND JOB.N°1533 (Návod k obsluze a údržbě Linka na tepelné zpracování tyčí)
16. HOLM, T.; OLSSON, P.; TROELL, E. Steel and its Heat Treatment: a handbook. 2012. Švédsko: Swerea IVF, 2012. ISBN 987-91-86401-11-5.
17. ČSN EN ISO 9443 (420019): Třídy jakosti povrchu pro tyče a dráty válcované za tepla. 2019. Brusel: Technická normalizační komise TNK 62 Ocel, 2019.
18. FOERSTER: Efektivita se setkává s nejvyšší přesností [online]. ČR: Institut Dr. Foerster, © 2022 [cit. 2022-03-17]. Dostupné z: <https://www.foerstergroup.cz/cs/cze/produkty/snimaci-systemy-circoflux/>

19. ADOLF, Zdeněk. *Teorie procesů při výrobě železa a oceli: Část II. Teorie ocelářských pochodů*. Ostrava, 2013. Dostupné také z: [https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/teorie-procesu-pri-vyrobe-zeleza-a-oceli-cast-ii-teorie-ocelarskych-pochodu/Adolf\\_Teorie-procesu\\_-pri\\_vyrobe\\_zeleza-a-oceli\\_castII.pdf](https://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/teorie-procesu-pri-vyrobe-zeleza-a-oceli-cast-ii-teorie-ocelarskych-pochodu/Adolf_Teorie-procesu_-pri_vyrobe_zeleza-a-oceli_castII.pdf)
20. BERNS, Hans a Werner THEISEN. *Ferrous Materials: Steel and Cast Iron*. Anglie: Springer - Verlag Heidelberg, August 26, 2008, 430 s. ISBN 978-3540718475.