



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**OPTIMALIZACE TECHNOLOGIE PERLITIZACE
MASIVNÍCH VÝVALKŮ**
OPTIMIZATION OF HEAT TREATMENT FOR STEEL BEAMS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. Martin Dyčka

VEDOUČÍ PRÁCE
SUPERVISOR

doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Bc. Martin Dyčka**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.**
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Optimalizace technologie perlitizace masivních vývalků

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Perlitizace se provádí jako operace průběžným ohřevem a ochlazením válcovaných profilů. Obsahem práce bude provedení teoretické analýzy možných způsobů ovlivnění průběhu perlitizace a ověřit navržené postupy experimentálně.

Cíle diplomové práce:

Provedení teoretické analýzy možných způsobů ovlivnění průběhu perlitizace, experimentální ověření efektivity navržených postupů a metalografická analýza dosažených mikrostruktur.

Seznam literatury:

Fremunt, P., Podrábský, T. Konstrukční oceli. Brno: Cerm, 1996. 267 s.

Pluhař, J., Puškár, A., Koutský, J., Macek, K., Beneš, V. Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu. Praha: SNTL, 1987. 298 s.

Šenberger, J. aj. Metalurgie oceli na odlitky. Brno: Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství VUTIUM, 2008. 310 s. ISBN 978-80-214-3632-9.

Ptáček, L. a kol. Nauka o materiálu II. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002. 384 s. ISBN 80-7204-248-3.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá tepelným zpracováním ocelových vývalků z perlitické oceli pomocí indukčního ohřevu, jehož cílem je zlepšení mechanických vlastností na povrchu vývalků. V teoretické části práce se nachází kapitola věnovaná perlitickým ocelím a indukčnímu ohřevu. V experimentální části byla provedena analýza současného stavu technologie tepelného zpracování a dosažených výsledků. Výpočtový model popisující proces tepelného zpracování byl vytvořen a následně byl použit pro návrh úprav procesu vedoucímu ke zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy. Experimenty s upravenými parametry byly provedeny na lince tepelného zpracování. Byly provedeny analýzy mikrostruktury pomocí SM i EM, byl měřen průběh tvrdosti a byla provedena fraktografická analýza. Výsledkem práce je zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy u navrhovaných úprav procesu až o polovinu oproti stávajícímu stavu.

Klíčová slova: perlit, Ansys, tepelné zpracování vývalků, indukční ohřev

ABSTRACT

This thesis deals with heat treatment of pearlitic steel beams with using of induction heating. The aim of this heat treatment is to improve mechanical properties of steel beams. In theoretical part are described pearlitic steels and theory of induction heating. In experimental part of this thesis analysis of current state of technology with its results was made. Numerical model describing current state of technology was assembled. Then this model was used to recommend adjustments in current technology of heat treatment, which leads to enlargement of heat treated depth. Experiments with adjusted parameters were executed on heat treating machine. Analysis of microstructure using LM and EM, measurement of hardness and fractographic analysis were done. The result of adjustments is enlargement of heat treated depth about half compared with current technology.

Keywords: pearlite, Ansys, heat treatment of steel beams, induction heating

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

DYČKA, M. *Optimalizace technologie perlitizace masivních vývalků*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 64 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Vít Jan, Ph.D..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Optimalizace technologie perlitizace masivních vývalků** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, které jsou součástí této práce.

Datum

Bc. Martin Dyčka

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Vítu Janovi, Ph.D. za pomoc a vynaložený čas při tvorbě této práce. Dále bych chtěl poděkovat Ing. Petru Skalkovi, Ph.D. za rady z oblasti MKP. Velký dík patří taky všem pracovníkům UMVI, kteří se podíleli svými radami a připomínkami na tvorbě této práce. Velký dík patří Bc. Martinu Hudcovi za pomoc při zpracování experimentální části práce.

Dále chci poděkovat své snoubence a rodině za podporu v průběhu psaní diplomové práce a za podporu a pomoc v průběhu celého studia na VŠ.

OBSAH:

| | |
|--|-----------|
| 1. ÚVOD | 2 |
| 2. TEORETICKÁ ČÁST | 2 |
| 2.1 Eutektoidní oceli | 2 |
| 2.1.1 <i>Aplikace eutektoidních ocelí</i> | 3 |
| 2.2 Tepelné zpracování válcovaných profilů | 4 |
| 2.2.1 <i>Ohřev materiálu</i> | 4 |
| 2.2.2 <i>Austenitizace</i> | 5 |
| 2.2.3 <i>Ochlazení</i> | 8 |
| 2.3 Indukční ohřev | 10 |
| 2.3.1 <i>Úvod</i> | 10 |
| 2.3.2 <i>Teorie indukčního ohřevu</i> | 11 |
| 2.3.3 <i>Feromagnetická jádra</i> | 15 |
| 2.4 Metoda konečných prvků | 16 |
| 3. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST | 18 |
| 3.1 Cíle práce | 18 |
| 3.2 Experimentální metody | 18 |
| 3.2.1 <i>Světelná mikroskopie</i> | 18 |
| 3.2.2 <i>Elektronová mikroskopie</i> | 19 |
| 3.2.3 <i>Měření tvrdosti</i> | 20 |
| 3.2.4 <i>Postup přípravy metalografických vzorků</i> | 21 |
| 3.3 Výpočtový model | 21 |
| 3.3.1 <i>Geometrický model</i> | 21 |
| 3.3.2 <i>Materiálový model</i> | 22 |
| 3.3.3 <i>Síť a její hustota</i> | 23 |
| 3.3.4 <i>Definice zatížení a počátečních podmínek</i> | 24 |
| 3.3.5 <i>Postup výpočtu</i> | 26 |
| 3.4 Příprava vzorků na lince tepelného zpracování | 28 |
| 3.5 Experimentální materiál | 29 |
| 3.6 Metodika hodnocení vzorků | 33 |
| 3.6.1 <i>Popis mikrostruktury a jednotlivých vrstev</i> | 33 |
| 3.6.2 <i>Určování hloubky tepelně zpracované vrstvy</i> | 35 |
| 4. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ | 35 |
| 4.1 Vzorek vyrobený pomocí současného nastavení technologie | 35 |
| 4.2 Výpočtový model popisující současný stav | 38 |
| 4.3 Vzorek s předehřevem | 43 |
| 4.4 Vzorek s pomalejším posuvem | 48 |
| 5. DISKUZE VÝSLEDKŮ | 52 |
| 5.1 Přesnost simulace a shoda s experimenty | 52 |
| 5.2 Hodnocení mikrostruktury a mechanických vlastností | 55 |
| 6. ZÁVĚR | 60 |
| 7. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY | 61 |
| 8. SEZNAM ZKRATEK A SYMBOLŮ | 64 |

1. ÚVOD

Rozvoj v oblasti železniční dopravy je spojen se zvyšováním rychlostí vlaků a větším zatížením náprav i komponent železniční trati. Důsledkem tohoto trendu jsou zvyšující se nároky na jakost a mechanické vlastnosti všech částí železniční trati, zvláště těch, které se používají pro různé části výhybek. V Evropě se již přes sto let jako hlavní materiál pro tyto komponenty používá perlitická ocel. V oblasti Ruska šel historický vývoj jiným směrem, v důsledku čehož převažují komponenty se sorbitickou strukturou.

Jedním z hlavních mechanismů degradace komponent železniční trati je opotřebení abrazí, zvláště v obloucích železniční tratě. Intenzita opotřebení se zvyšuje s klesajícím poloměrem oblouku. Opotřebení abrazí lze snížit zvýšením tvrdosti oceli. Zvýšení tvrdosti se dá provést mnoha způsoby, nejčastěji se používá úprava chemického složení oceli pomocí legování nebo tepelné zpracování. Zvyšování tvrdosti pomocí legování (zvláště zvyšováním množství uhlíku) však vede ke zhoršování jiných vlastností, zejména lomového chování oceli. V tomto směru se obecně soudí, že k dalšímu zvyšování uhlíku již nedojde. Zvyšování tvrdosti oceli pomocí tepelného zpracování se používá již ve válcovnách, nebo je provádí subjekty zabývající se výrobou různých komponent železniční tratě. Motivací pro provádění tepelného zpracování až při výrobě konkrétní komponenty železniční tratě je úspora nákladů spojená s nákupem válcovaných profilů bez tepelného zpracování. U nejvíce namáhaných komponent železniční trati, kterými jsou srdcovky, se zvyšování tvrdosti provádí s využitím zpevňujícího mechanismu manganových ocelí. Zvýšení tvrdosti se dá provést například pomocí výbuchu [1].

2. TEORETICKÁ ČÁST

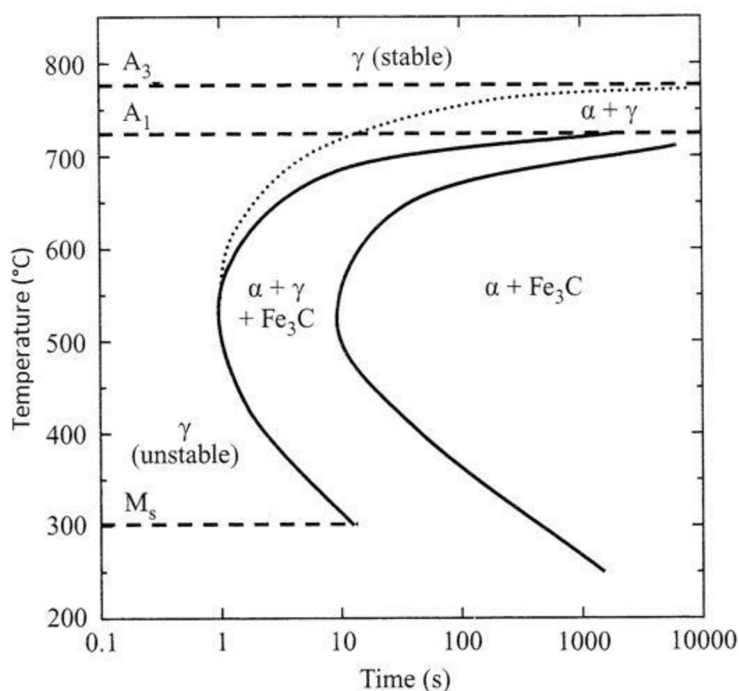
2.1 Eutektoidní oceli

Oceli s přibližně eutektoidním chemickým složením jsou speciální skupinou vysokopevných ocelí odolných proti otěru, které se používají například pro dráty v hudebních nástrojích nebo pro komponenty železniční tratě. Pro dosažení optimálních užitných vlastností musí být mikrostruktura tvořena pouze perlitem. Oceli, které jsou lehce podeutektoidní a obsahují proeutektoidní ferit po hranici původního austenitického zrna, nedosahují tak vysoké tvrdosti a odolnosti proti opotřebení jako čistě perlitické oceli. Je to způsobeno tím, že ferit má mnohem menší tvrdost a pevnost než perlit. Podobně u lehce nadeutektoidních ocelí způsobuje vyloučený sekundární cementit po hranici původního austenitického zrna pokles houževnatosti. Lamelární morfologie perlitu dodává výslednému produktu unikátní kombinaci vlastností, zejména v porovnání s mikrostrukturou tvořenou bainitem nebo popuštěným martenzitem. Tyto vlastnosti jsou výsledkem střídání desek tvrdého cementitu a měkkého feritu. Za rovnovážných podmínek vzniká perlit při eutektoidním rozpadu:

Austenit (γ) \leftrightarrow ferit (α) + cementit (Fe_3C). [2]

V rovnovážném diagramu má eutektoidní bod souřadnice $T=723\text{ }^\circ\text{C}$ a $c=0,78\text{ hm. } \%$ C. Při nerovnovážných podmínkách reálného ochlazování však lze docílit čistě perlitické struktury v podstatně širším rozsahu koncentrace uhlíku a legur. Legury, jako například mangan, křemík, chrom, nikl a molybden, způsobí posun eutektoidního bodu k nižším koncentracím uhlíku. Také

u hypoeutektoidních ocelí s obsahem uhlíku klesajícím až k 0,4 hm. % a hypereutektoidních ocelí s obsahem uhlíku až 0,95 hm. % lze docílit čistě perlitické struktury snížením teploty izotermické přeměny nebo zvýšením rychlosti ochlazování při kontinuálním procesu tepelného zpracování. Vliv teploty izotermické přeměny na výslednou strukturu oceli, která obsahuje 0,5 % uhlíku, je uveden na obrázku 1, jedná se o tzv. IRA diagram. Při rovnovážném ochlazování dochází k vyloučení proeutektoidní fáze, v tomto případě feritu. Při snižování teploty izotermické přeměny se podíl vyloučené proeutektoidní fáze snižuje, až je struktura tvořena čistě perlitem v oblasti blízké tzv. nosu. Přebytek feritu vede k tvorbě tlustších lamel feritu, podobně u hypereutektoidních ocelí vede přebytek uhlíku k tvorbě tlustších lamel cementitu. [2]



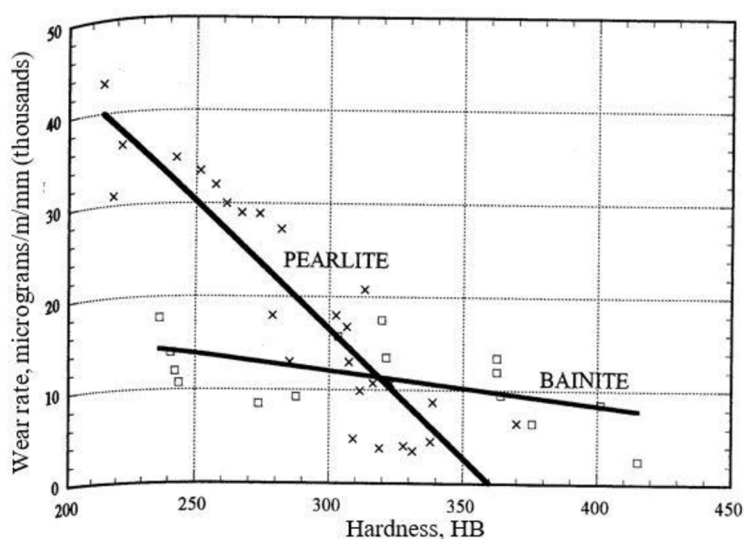
Obr. 1: Diagram IRA oceli s 0,5% obsahem uhlíku. [2]

2.1.1 Aplikace eutektoidních ocelí

Od 19. století se v železniční dopravě používají válcované profily s chemickým složením blízkým eutektoidnímu bodu díky své vysoké odolnosti proti opotřebení. Ve světě jsou každým rokem vyrobeny miliony tun válcovaných profilů, které jsou použity v železniční dopravě. Tyto profily se vyrábí z uhlíkové oceli s obsahem 0,65–0,84 hm. % C a 0,7–1,1 hm. % Mn. Současné požadavky na vlastnosti ocelí vyžadují čistě perlitickou strukturu s vysokou tvrdostí a pevností. Běžné profily s tvrdostí 300–330 HB získávají svou tvrdost díky eutektoidnímu rozpadu, který proběhne během ochlazování na vzduchu. Profily vyšší jakosti s tvrdostí 350–400 HB získávají svou vyšší tvrdost rychlejším ochlazením při procesu tepelného zpracování. Pouze malé procento jakostnějších profilů se vyrábí z ocelí legovaných chromem, molybdenem nebo vanadem. Jako ochlazovací médium při rychlém ochlazení se používá stlačený vzduch, vodní sprcha, olejová nebo polymerní lázeň. Zvýšená rychlost ochlazování snižuje transformační teplotu a snižuje mezilamelární vzdálenost desk perlitu. Nárůst tvrdosti je primárně dán snížením mezilamelární vzdálenosti mezi deskami

v perlitu, zjemnění zrna má minoritní efekt. V čistě perlitických ocelích je zvýšení tvrdosti doprovázeno také zvýšením odolnosti proti opotřebení. [3] [4]

Byly prováděny pokusy o výrobu válcovaných profilů s jinou mikrostrukturou (bainit nebo popuštěný martenzit) za účelem zvýšení houževnatosti. Bylo však zjištěno, že oceli s touto mikrostrukturou mají nižší odolnost proti opotřebení, zejména při vyšších tvrdostech. Obrázek 2 srovnává odolnost proti opotřebení čistě perlitické oceli a bainitické oceli v širokém rozsahu tvrdosti. Lamelární mikrostruktura tvořená cementitem a feritem je odolnější proti opotřebení než struktura acikulárního feritu s karbidy tvořící bainit při tvrdostech od 325 HB. [2]



Obr. 2: Závislost velikosti opotřebení na tvrdosti oceli pro perlitickou a bainitickou strukturu. [2]

2.2 Tepelné zpracování válcovaných profilů

Účelem tepelného zpracování válcovaných profilů je zjemnění perlitické struktury a zvýšení mechanických vlastností tepelně zpracované vrstvy. Skládá se z ohřevu do oblasti austenitu, austenitizace a ochlazení nižší rychlostí, než je kritická rychlost pro vznik bainitu. U válcovaných profilů se tepelné zpracování provádí často pouze v místech, kde je požadována vyšší tvrdost a pevnost, než má výchozí materiál. Tento proces slouží jako alternativa k použití jakostnějších legovaných ocelí.

2.2.1 Ohřev materiálu

Ohřev oceli na austenitizační teplotu je energeticky velmi nákladný, zvláště u válcovaných profilů, které mají vysokou hmotnost. Z tohoto důvodu je snaha šetřit náklady na energii při jejich tepelném zpracování. Z ekonomického hlediska je nejvýhodnější provádět tepelné zpracování přímo z válcovací teploty, nebo pouze s částečným přihřevem. Tento postup sebou nese výraznou úsporu energie a možnost provést ochlazení celého profilu současně. Jako ochlazovací médium lze použít kalící olej, vodní mlhu nebo polymerní lázeň, přičemž ochlazovaná je primárně ta část, kde je žádoucí docílit lepších mechanických vlastností.

Při tepelném zpracování studených profilů jsou následující možnosti ohřevu:

a) Ohřev celého profilu v peci a ochlazení stejným způsobem jako z válcovací teploty

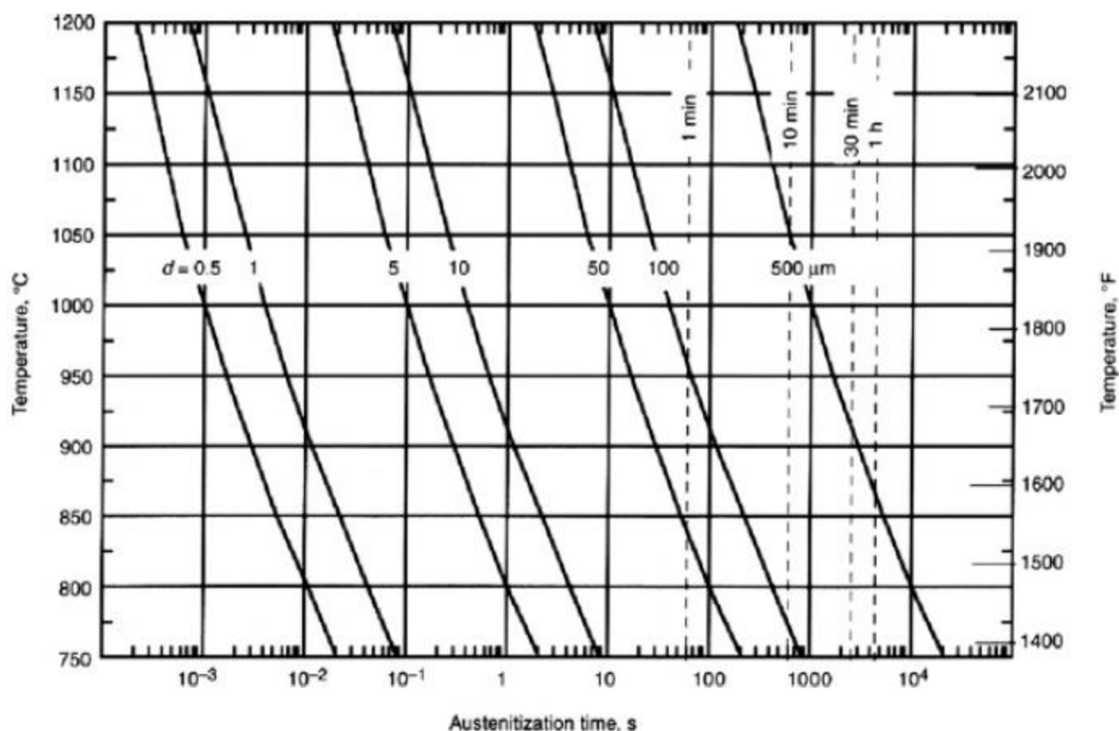
Tento postup je energeticky velmi nákladný, je nutné prohřát celý válcovaný profil na austenitizační teplotu. Ohřev trvá dlouhou dobu, což je spojeno s velkými tepelnými ztrátami zařízení. Proto je snaha provádět ohřev pouze v místech, kde je žádoucí dosáhnout zjemnění zrna. Výhody tohoto postupu jsou stejné jako u tepelného zpracování prováděného z válcovací teploty.

b) Lokální ohřev v požadovaném místě

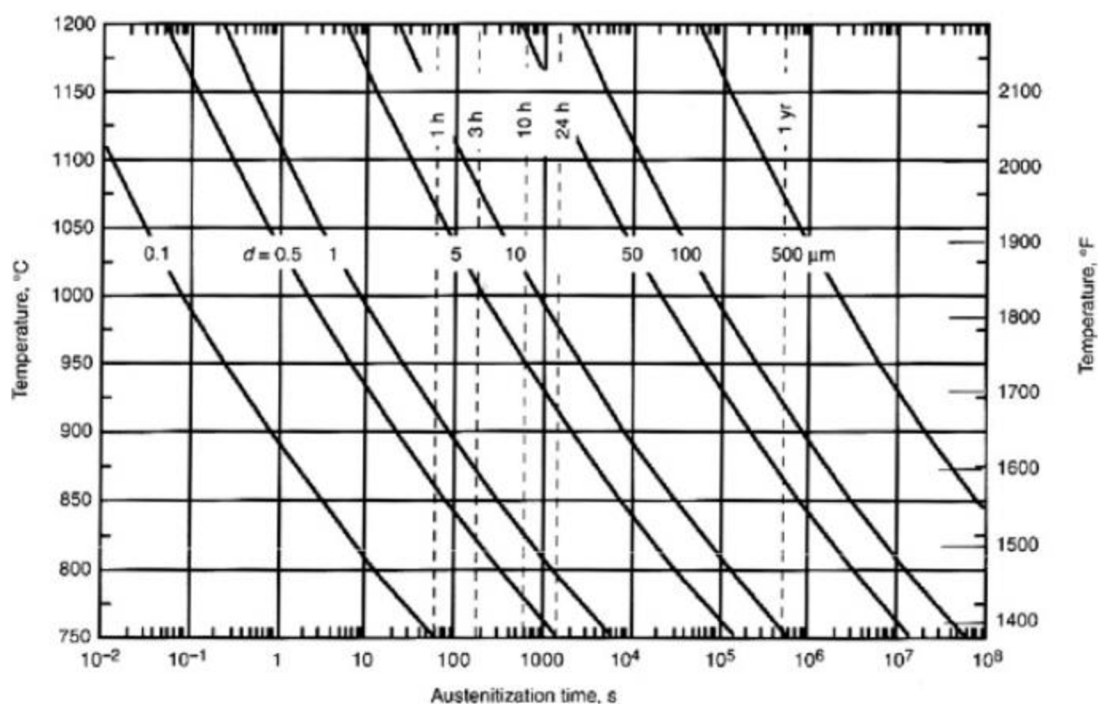
Tento způsob ohřevu vede k nižším energetickým nákladům. Při ohřevu a ochlazení pouze v jednom místě povrchu by však docházelo k velkým deformacím profilu, z toho důvodu se ohřev provádí také na opačné straně, aby se omezily deformace a tím i následná nutnost rovnání. Ohřev lze provádět indukčně nebo plamenem. Výhodou ohřevu plamenem je to, že je velmi intenzivní a není technologicky příliš náročný. Jeho nevýhodou je vyšší energetická náročnost oproti indukčnímu ohřevu a vznik většího množství okují, což je však ovlivněno typem použitého plamene. Indukční ohřev je také intenzivní, přičemž jeho velkou výhodou je to, že teplo není předáváno pouze prostřednictvím povrchu a dále vedeno do středu materiálu tepelnou vodivostí, ale že vznik Joulova tepla probíhá také pod povrchem materiálu. V kapitole 2.3 je podrobně popsán indukční ohřev, který se nejčastěji používá pro kontinuální ohřev při tepelném zpracování.

2.2.2 Austenitizace

Austenitizace je základním úkonem všech procesů tepelného zpracování s překrystalizací. Jedná se o ohřev nad kritickou teplotu dle fázového diagramu a přeměnu feriticko-karbidické struktury na tuhý roztok uhlíku v železe γ . V průběhu austenitizace jsou důležité zejména pochody homogenizace tuhého roztoku a růst zrna. U všech ocelí začíná pochod přeměnou perlitu na austenit, následně dochází k rozpouštění proeutektoidní fáze. Austenitizace má difuzní charakter, probíhá nukleací zárodků a jejich následným růstem. Zárodky austenitu vznikají ve feritu na hranici mezi feritem a cementitem, kde jsou příznivé podmínky pro jejich nukleaci (blízký obsah uhlíku a mřížková příbuznost). Množství zárodků závisí na rychlosti ohřevu, složení oceli a výchozí struktuře. Kinetika austenitizace závisí na rychlosti difuze uhlíku a legur. Nejdelsí difuzní dráha uhlíku je z perlitického cementitu do nově vznikajícího austenitu v místě původního feritu. Čas potřebný k difuzi uhlíku je však tak malý, že z pohledu difuze uhlíku lze austenitizaci perlitické struktury považovat za okamžitý proces (obr. 3). Difuze substitučních prvků je ale mnohem pomalejší. Pro dosažení homogenního rozložení legur v austenitu musí austenitizace probíhat podstatně delší dobu než pro docílení rovnoměrného rozložení uhlíku. Na obrázku 4 je popsána časová závislost mezi dobou k úplné homogenizaci austenitu a teplotou austenitizace pro chrom. [5] [6] [7]



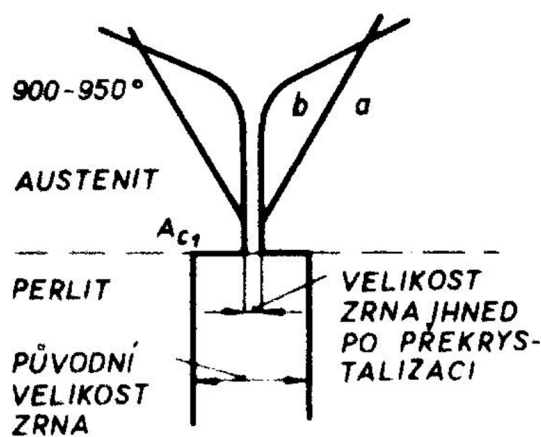
Obr. 3: Teplota a čas, který potřebuje atom uhlíku k difuzi na různé vzdálenosti. [7]



Obr. 4: Teplota a čas, který potřebuje atom chromu k difuzi na různé vzdálenosti. [7]

Důležitým parametrem austenitizace je výsledná velikost zrna, která má vliv na řadu mechanických a technologických vlastností oceli. Rozlišuje se velikost primárního austenitického zrna, které vzniká při tuhnutí odlitku nebo kontislitku z taveniny, a velikost sekundárního austenitického zrna, které vzniká ohřevem při tepelném zpracování.

Na mechanické a technologické vlastnosti má největší vliv velikost sekundárního austenitického zrna. Při tepelném zpracování je velikost sekundárního austenitického zrna funkcí teploty a doby austenitizace. Jejím cílem je získat jemný homogenní austenit. Tyto požadavky jsou však protichůdné, neboť podmínky podporující homogenizaci vedou zároveň k růstu zrna. Dalšími faktory, které ovlivňují velikost sekundárního austenitického zrna, jsou výchozí struktura a rychlost ohřevu. Čím je výchozí struktura jemnější, tím jemnější je také austenit. Nejvhodnější výchozí strukturou pro austenitizaci je jemný zrnitý perlit. Rychlost ohřevu ovlivňuje množství zárodků. Přičemž čím je vyšší rychlost ohřevu, tím vzniká více zárodků, a tím je výsledná struktura jemnější. Austenitické zrno, vzniklé těsně po překrystalizaci, postupem času roste, rychlost růstu je funkcí teploty. Průběh růstu může mít dvojí charakter (obr. 5). [5]



Obr. 5: Závislost rychlosti růstu sekundárního austenitického zrna na typu dezoxidace oceli. a) dědičně hrubozrnná ocel, b) dědičně jemnozrnná ocel. [5]

U ocelí náchylných k hrubnutí roste zrno již při teplotě blízké teplotě transformace, taková ocel se označuje jako dědičně hrubozrnná. Naproti tomu u oceli dědičně jemnozrnné dochází k růstu až při překročení určité kritické teploty. Po překročení této teploty však zrno roste velmi rychle. U dědičně jemnozrnných ocelí je nebezpečné provádět austenitizaci blízko kritické teploty. Výsledná struktura v takovém případě může být tvořena kombinací velmi malých a velkých zrn, což je velmi škodlivé z hlediska mechanických vlastností. Hlavní vliv na sklon oceli k hrubnutí austenitického zrna má způsob dezoxidace. Oceli dezoxidované feromanganem nebo ferosiliciem jsou dědičně hrubozrnné, oceli dezoxidované hliníkem jsou dědičně jemnozrnné. Hliník tvoří na hranicích zrna drobné precipitáty oxidu hlinitého, které brání růstu zrn až do teploty jejich rozpuštění, která se pohybuje kolem 1000 °C. [5]

Dalšími významnými procesy probíhajícími při ohřevu je tvorba oxidů (okují) na povrchu ohřívané součásti a oduhličení. Rychlost tvorby okují je závislá na teplotě ohřevu a jejich výsledné množství na délce ohřevu. Při použití technologie kontinuálního tepelného zpracování je jejich objem malý a výrazně neovlivňují vlastnosti finálního výrobku. Reakce kyslíku s uhlíkem probíhá rychleji než oxidace železa. Výsledný vliv oduhličení na provozní vlastnosti dané součásti mohou být fatální, jestliže velikost oduhličené vrstvy překročí povolenou hodnotu. Rozsah povoleného oduhličení popisují příslušné normy pro dané součásti. Např. norma ČSN EN 13 674-1 definuje povolenou hloubku oduhličení na základě měření

mikrotvrdosti, přičemž hodnota mikrotvrdosti povrchu nesmí být menší než nominální hodnota tvrdosti dané součástí snižená o 7 HBW. Dále definuje, že v hloubce 5 mm pod povrchem se nesmí vyskytovat souvislé feritické síťoví. [8] [9]

Vlivem oduhličení na rychlost rozvoje kontaktní únavy se zabývalo mnoho prací. Bylo zjištěno, že oduhličení do určité hloubky pod povrchem nemá vliv na kontaktní únavovou životnost [10]. Tento výsledek byl později upřesněn v práci Rotthausera a kol., jejímž závěrem je, že oduhličení může prodloužit dobu nukleace podpovrchových trhlin, čímž se zvyšuje únavová životnost dané součásti [11]. Pokud však dojde k oduhličení do nepřijatelné hloubky, dochází k urychlení nukleace podpovrchových trhlin [12].

2.2.3 Ochlazení

Při ochlazování z austenitizační teploty dochází k opětovnému rozpadu austenitu na lamelární perlit. Za rovnovážných podmínek k tomuto rozpadu dochází při překročení eutektoidní teploty, při které jsou ve struktuře ve vzájemné rovnováze fáze austenit, ferit a cementit. Při reálných podmínkách však vzniká perlit z austenitu při nižší teplotě, jak bude popsáno níže.

Strukturální směs feritu a cementitu, vznikající při eutektoidním rozpadu, má specifickou lamelární strukturu. Mezilamelární vzdálenost je často menší než 0,5 μm , tudíž je nutné ji hodnotit na elektronovém mikroskopu. V případě pozorování na světelném mikroskopu se perlitické kolonie s menší mezilamelární vzdáleností, než je rozlišitelná schopnost mikroskopu, jeví jako šedé. Při rovnovážné eutektoidní teplotě je Gibbsova energie austenitu rovna Gibbsově energii směsi feritu a cementitu, tudíž neexistuje hnací síla pro eutektoidní rozpad. Pro vyvolání eutektoidního rozpadu je nutné austenit podchládit pod rovnovážnou teplotu. Čím je větší podchlazení, tím je větší rozdíl volné energie, což je hnací síla reakce. Velký rozdíl volné energie překoná nárůst povrchové energie mezi feritem a cementitem v perlitické kolonii. Výsledkem je, že mezilamelární vzdálenost klesá s klesající transformační teplotou. Závislost mezilamelární vzdálenosti na velikosti podchlazení je dána vztahem:

$$\lambda = \frac{4 \cdot \sigma^{\alpha/Fe_3C} \cdot T_E}{\Delta H_V \cdot \Delta T}, \quad (1)$$

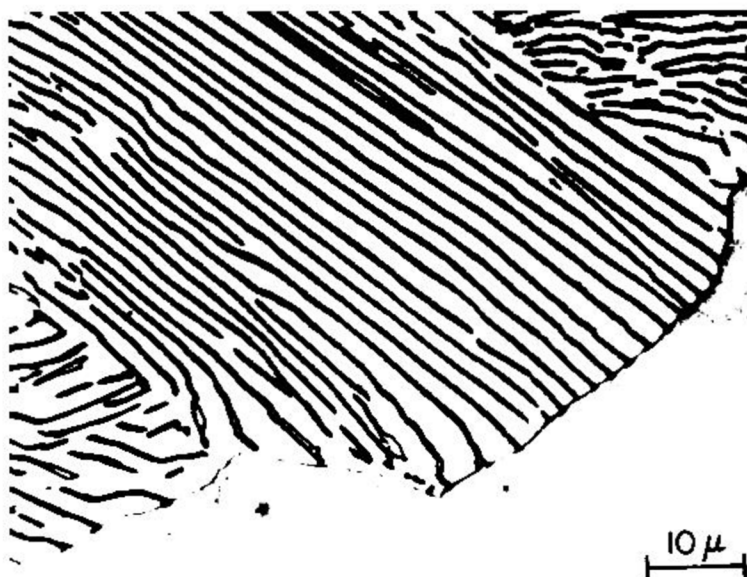
kde: σ^{α/Fe_3C} je mezipovrchová energie vztažená na jednotku plochy,

T_E je rovnovážná eutektoidní teplota,

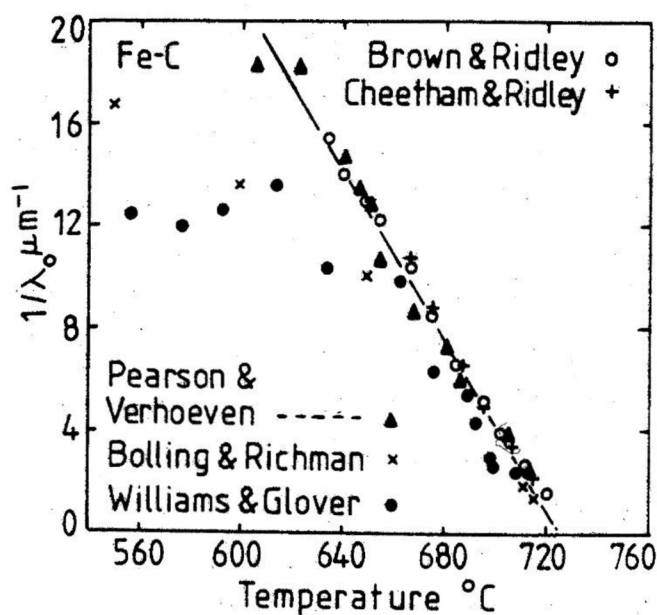
ΔH_V je rozdíl entalpie mezi jednotkovým objemem austenitu a směsi ferit + cementit,

ΔT je podchlazení pod teplotou T_E . [13]

Na obrázku 6 je znázorněn perlit rostoucí do austenitického zrna. Závislost mezilamelární vzdálenosti na teplotě transformace s daty různých autorů je uvedena na obrázku 7.



Obr. 6: Perlit (vlevo) rostoucí do austenitu (vpravo). [6]

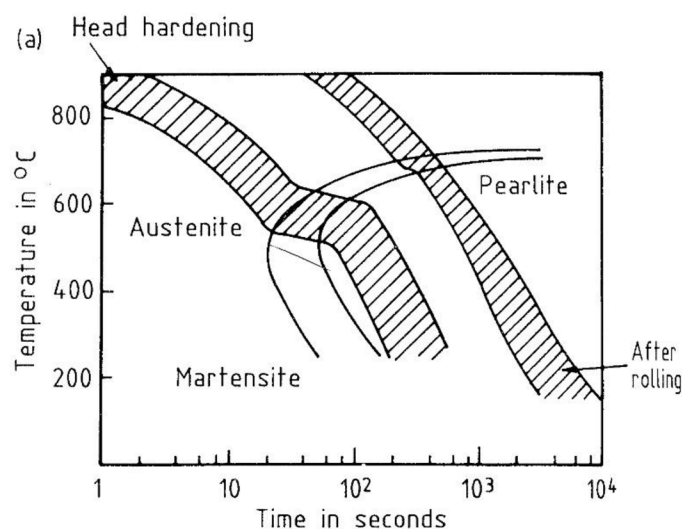


Obr. 7: Závislost mezilamelární vzdálenosti desek perlitu na teplotě izotermického rozpadu, přehled dat různých autorů. [14]

Problematika měření mezilamelární vzdálenosti spočívá v tom, že je třeba tuto vzdálenost měřit na kolonii perlitu, u které jsou jednotlivé desky orientovány kolmo k povrchu výbrusu. Tato skutečnost se však nedá s jistotou určit. Běžně používanou metodou, která se

používá pro stanovení mezilamelární vzdálenosti, je určení minimální vzdálenosti mezi dvěma sousedními deskami. Další metodou je zjišťování průměrné mezilamelární vzdálenosti, která se měří na kolonii perlitu u desek jevících se jako nejtěsněji uspořádané. Při této metodě se používá přímka určité délky nakreslená kolmo k jednotlivým deskám. Určuje se počet desek, které tato přímka protíná. Mezilamelární vzdálenost je pak podíl délky přímky a počtu desek, jež jsou přímkou protnuty. [14]

Ochlazení z austenitizační teploty se provádí pomocí stlačeného vzduchu, ve vodní mlze nebo v polymerní lázni. Intenzita ochlazení musí být taková, aby na povrchu nevznikl bainit a aby tvrdost nepřesáhla hodnoty povolené normou. Rozdíl v ochlazovacích křivkách válcovaného profilu po válcování a při tepelném zpracování je uveden na obrázku 8. [2]



Obr. 8: Rozdíl v křivkách ochlazování válcovaného profilu a tepelně zpracovaného profilu. [2]

2.3 Indukční ohřev

2.3.1 Úvod

Elektromagnetická indukce je metoda ohřevu elektricky vodivých materiálů, jako například kovů. Běžně se používá jako způsob ohřevu před tvářením zatepla, při tepelném zpracování, svařování a tavení kovů. Používá se také při výrobě polovodičů nebo při slinování keramiky.

Indukční ohřev využívá elektrického proudu, který vzniká uvnitř ohřivaného předmětu neboli vsázky. Tyto tzv. vířivé proudy se uvnitř vsázky přeměňují na teplo. Základními komponentami systému pro indukční ohřev jsou induktor, zdroj střídavého proudu o patřičné frekvenci a vlastní vsázka. Induktor, jehož tvar závisí na tvaru ohřivané vsázky, je napojen na zdroj proudu. Při průchodu proudu induktorem vzniká v jeho okolí střídavé magnetické pole, které proniká do vsázky a způsobuje vznik vířivých proudů, které ohřívají vsázku. [15]

Využití indukčního ohřevu v průmyslových aplikacích postupem času nahrazuje ohřev plamenem, oproti kterému má řadu výhod: [15]

- Rychlejší ohřev: tím, že teplo vzniká v určité hloubce pod povrchem a není předáváno pouze prostřednictvím povrchu, lze docílit vyšších rychlostí ohřevu ve srovnání s konvenčním ohřevem v peci nebo plamenem.
- Menší tvorba okují: ztráty materiálu v důsledku tvorby okují jsou menší díky rychlejšímu ohřevu a absenci zplodin spalování plynu v plynových pecích.
- Rychlejší náběh a odstavení zařízení: oproti ohřevu v peci má indukční ohřev mnohem menší tepelnou setrvačnost.
- Snadná automatizace procesu
- Tiché, bezpečné a čisté pracovní prostředí
- Nízké požadavky na údržbu

2.3.2 Teorie indukčního ohřevu

Jak již bylo zmíněno, systém pro indukční ohřev se skládá z induktoru, zdroje střídavého proudu a ohřivané vsázky. Pro pochopení indukčního ohřevu je rozhodující interakce mezi induktorem a vsázkou, roli zdroje střídavého proudu můžeme redukovat pouze na fakt, že dodává střídavý proud o určité frekvenci do induktoru.

Při indukčním ohřevu se uplatňují dva mechanismy přenosu energie na vsázku, respektive její přeměnění na tepelnou energii. Tyto mechanismy jsou: energetické ztráty za vzniku tzv. Joulova tepla a energetické ztráty spojené s magnetickou hysterezí. První z těchto mechanismů je jediným při ohřevu nemagnetických materiálů (hliník, měď, austenitické oceli a uhlíkové oceli nad Currieho teplotou) a dominantním při ohřevu většiny feromagnetických materiálů (uhlíkové oceli pod Currieho teplotou). Vedlejším mechanismem vzniku tepla při indukčním ohřevu jsou hysterezní ztráty. Zjednodušeně lze popsat jako tření mezi magnetickými doménami při jejich natáčení ve směru neustále se měnícího magnetického pole. Energie potřebná k natáčení se mění na teplo. [15] [16]

Vířivé proudy, vznikající ve vsázce, se chovají stejně jak klasický elektrický proud, tudíž potřebují uzavřený elektricky vodivý okruh. S daným vířivým proudem je spojen pokles napětí U , který je dán Ohmovým zákonem $U=R \cdot I$, kde I značí elektrický proud a R elektrický odpor. Když dojde k poklesu napětí, elektrická energie se přemění na tepelnou energii podle vztahu $U \cdot I = I^2 R$, kde součin $U \cdot I$ vyjadřuje elektrický výkon. [15] [16]

Magnetické pole vzniká kolem každého vodiče, kterým prochází elektrický proud (stejnoseměrný nebo střídavý). Jestliže protéká vodičem stejnosměrný proud, vzniká v jeho okolí podle pravidla pravé ruky magnetické pole, jehož energetický potenciál závisí na velikosti proudu, který vodičem protéká. Se vzrůstající vzdáleností od vodiče jeho intenzita klesá podle vztahu:

$$B = \frac{\mu_0 \cdot I}{2 \cdot \pi \cdot R}, \quad (2)$$

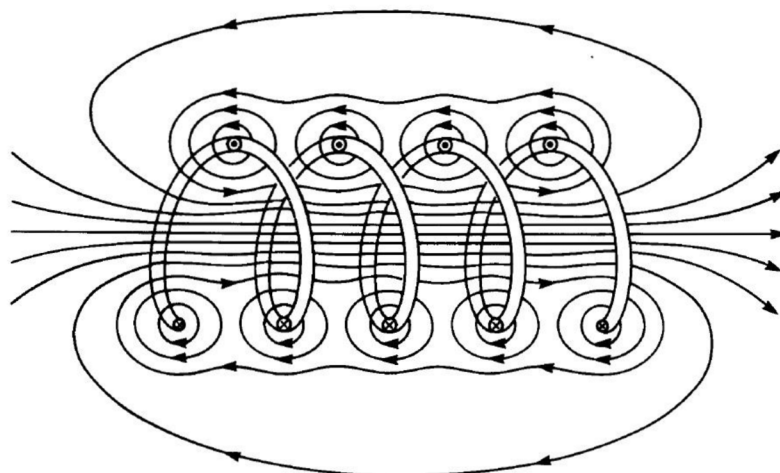
kde: μ_0 ... permeabilita vakua [H/m],

I ... proud protékající vodičem [A],

R ... vzdálenost od vodiče [m].

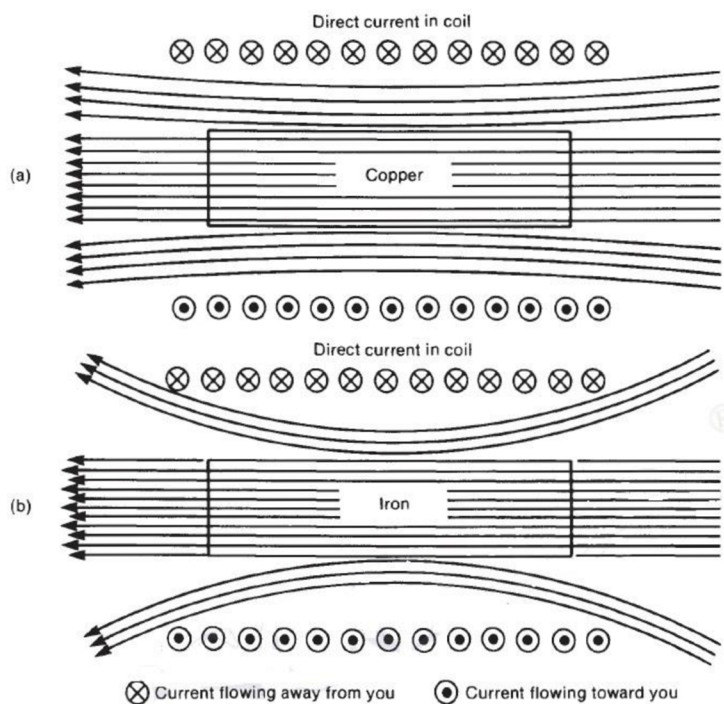
Tento vztah platí pro dlouhý přímý vodič. Intenzita magnetického pole klesá lineárně s rostoucí vzdáleností od vodiče. [16]

Pokud proud protéká solenoidovou cívkou, výsledná síla magnetického pole se zvětšuje s počtem závitů cívky. Mezi závitů cívky má magnetické pole od jednotlivých částí drátu opačný směr, tudíž se odečítá (obr. 9). [15] [16]



Obr. 9: Magnetické siločáry vznikající při průchodu proudem solenoidovou cívkou. [15]

Pokud je do cívky, kterou protéká stejnosměrný proud, vložen předmět, dochází k ovlivnění magnetického pole uvnitř cívky v závislosti na permeabilitě vloženého materiálu (obr. 10). [15] [16]



Obr. 10: Rozdíl mezi chováním nemagnetického (nahore) a magnetického materiálu (dole).

[15]

Pokud je vložený předmět nemagnetický (relativní permeabilita blízka 1) magnetické pole zůstane téměř neovlivněno. Naopak pokud je vložený předmět magnetický (vysoká permeabilita) počet siločar výrazně vzroste, což znamená, že dochází k zesílení magnetického pole uvnitř cívky. [15] [16]

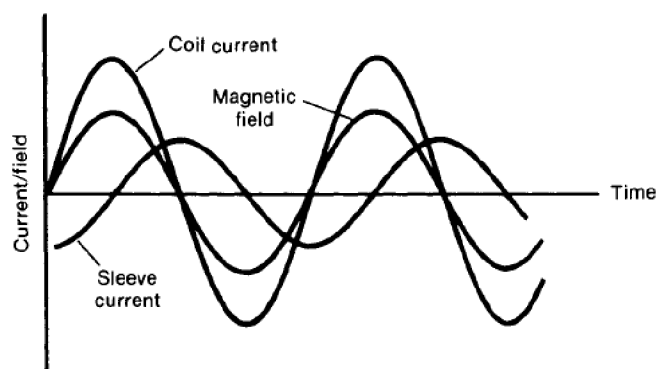
Pokud je vodivý předmět vložen do magnetického pole cívky, kterou protéká stejnosměrný proud, žádné vířivé proudy nevzniknou. Pokud se ale proud v cívce změní na střídavý, dojde ke vzniku vířivých proudů a vývinu tepla. Při použití střídavého proudu se kolem vodiče stejně jako u stejnosměrného proudu vytváří magnetické pole, ale jeho intenzita a orientace se v čase mění. V důsledku toho se počet magnetických siločar procházejících předmětem také mění. Počet indukčních čar procházejících určitou plochou se nazývá magnetický indukční tok. V polovině 19. století Faraday zjistil, že změna magnetického toku v určitém předmětu indukuje napětí. Pro případ tenkého plíšku vloženého do magnetického pole solenoidu formuloval Faradayův zákon:

$$E = -N(\Delta\theta_{\beta}/\Delta t), \quad (3)$$

kde: N ... počet závitů cívky [-],

$\Delta\theta_{\beta}/\Delta t$... rychlost změny magnetického toku [Wb/s].

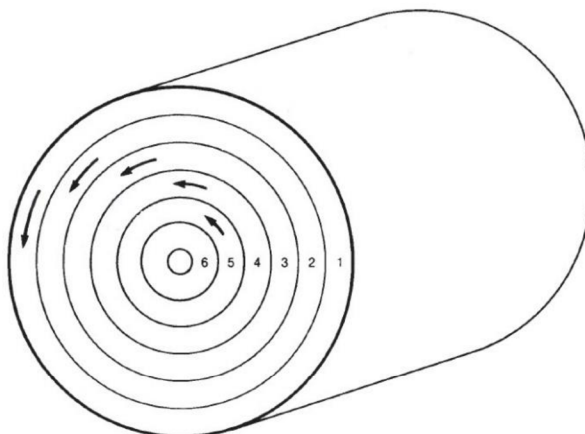
Jak již bylo popsáno výše, intenzita magnetického pole závisí na velikosti proudu. Střídavý proud, procházející drátem nebo solenoidovou cívkou, má své minimum a maximum shodné s minimem a maximem intenzity magnetického pole (obr. 11). [15] [16]



Obr. 11: Průběh proudu a intenzity magnetického pole v čase. [15]

V místě maxima nebo minima proudu a intenzity magnetického pole je hodnota členu $\Delta\theta_{\beta}/\Delta t$ rovna nule. Z toho plyne, že maximální indukované napětí vzniká v předmětu tehdy, když proud cívkou prochází nulou. Navíc vlivem znaménka mínus ve Faradayově zákoně má indukovaný proud opačný směr než proud v cívce. [15] [16]

V případě tenkého plechu byl indukovaný proud v celém objemu plechu stejný, jeho velikost byla závislá na proudu protékajícím cívkou a na tvaru plechu. Pokud je do magnetického pole vložen reálný předmět větší tloušťky, je jeho chování složitější. Tuto situaci znázorňuje obrázek 12, kde je do magnetického pole vložena tyč, která je rozdělena do určitého počtu vrstev. [15] [16]



Obr. 12: Rozložení indukovaných proudů v tyči, která je vložena do magnetického střídavého pole. Velikost šipek je úměrná velikosti proudu indukovaného v dané vrstvě.
[15]

Intenzita magnetického pole je největší mezi vnitřním průměrem cívky a svrchní vrstvou tyče. Určité množství magnetického toku proniká skrze vnější vrstvu tyče, ve které indukuje vířivé proudy. Jak již bylo řečeno, indukovaný proud má opačný směr než proud v cívce. Indukovaný proud vytváří vlastní magnetické pole, jež má opačný směr než magnetické pole vyvolané cívkou. V důsledku toho dochází k zeslabení vnějšího magnetického pole na první vrstvě, a tím pádem v následujících vrstvách je velikost indukovaných proudů nižší. Obecně lze napsat, že velikost indukovaného proudu plynule klesá se vzdáleností od povrchu tyče nezávisle na tom, jestli je tyč z magnetického nebo nemagnetického materiálu. Tento jev je známý jako skin efekt. [15] [16]

Matematické vyjádření rozložení vířivých proudů v tělese je velmi složité. Pro jednoduchý případ kruhové tyče lze určit, že velikost vířivých proudů klesá exponenciálně se vzdáleností od povrchu. Tento jednoduchý model však umožňuje určit efektivní hloubku vniku, která je definována vztahem:

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi * f * \gamma * \mu_0 * \mu_r}}, \quad (4)$$

kde:

f ... frekvence střídavého proudu tvořícího magnetické pole [Hz],

γ ... konduktivita [S/m],

μ_0 ... permeabilita vakua [H/m],

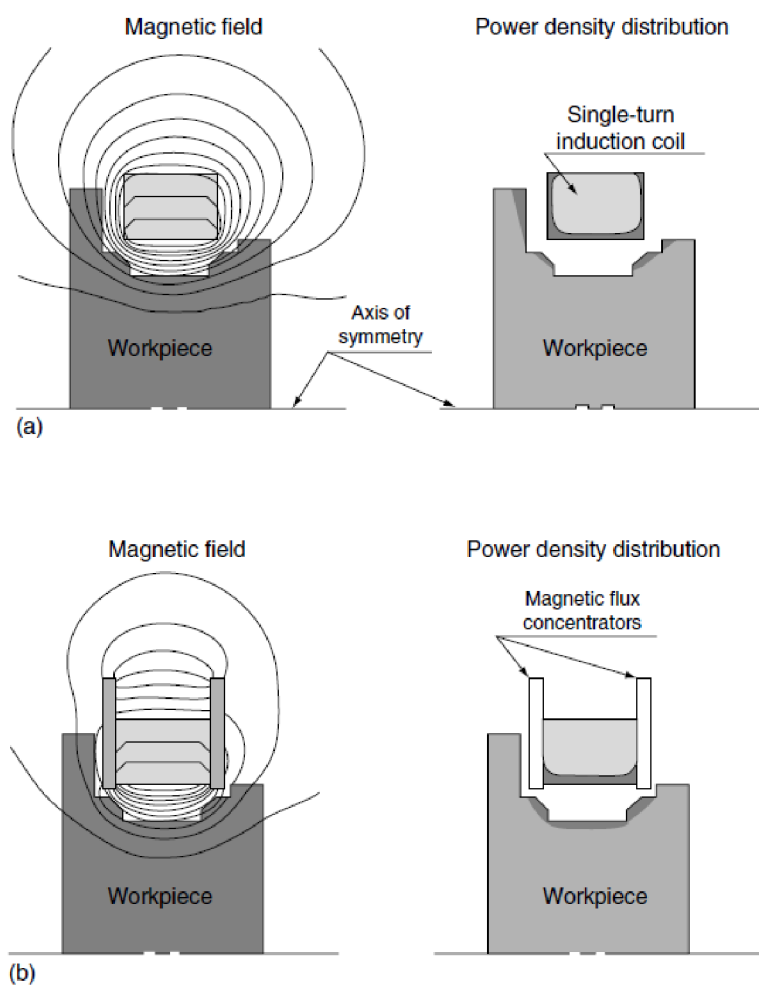
μ_r ... relativní permeabilita ohřivaného materiálu [-].

Hloubka vniku je vzdálenost od povrchu tělesa směrem do středu, kde intenzita magnetického pole klesla na 37 % své původní hodnoty. Hustota energie v této hloubce je 14 %

své původní hodnoty na povrchu tyče. U magnetických ocelí závisí hloubka vniku především na relativní permeabilitě, která je jednak závislá na teplotě (nad Currieho teplotou je rovna 1), ale i na intenzitě magnetického pole (pokles permeability při magnetické saturaci). [15]

2.3.3 Feromagnetická jádra

Technologie indukčního ohřevu zajišťuje lokalizovaný rychlý ohřev dané součásti pomocí magnetického pole vytvořeného kolem induktoru. V případě ohřevu složitějších součástí, kdy je třeba také použít induktory složitějších tvarů, je nutné pro docílení požadovaného profilu ohřevu ovlivnit rozložení magnetického pole kolem induktoru. Pokud tohoto cíle nelze dosáhnout úpravou konstrukce induktoru, lze použít koncentrátory magnetického toku, neboli feromagnetická jádra. Vliv jádra na rozložení magnetického pole kolem induktoru je znázorněn na obrázku 13. Feromagnetický materiál představuje snadnější cestu pro indukční čáry, ty se v tomto materiálu proto koncentrují. Protože napětí generované v ohřivaném tělese je úměrné podílu $\Delta\theta/\Delta t$, neboli rychlosti změny počtu indukčních čar procházejících tělesem, větší počet indukčních čar vede ke vzniku většího napětí a tudíž i větších proudů. [15]



Obr. 13: Vliv přítomnosti feromagnetického jádra na ohřivaný profil vsázky. [15]

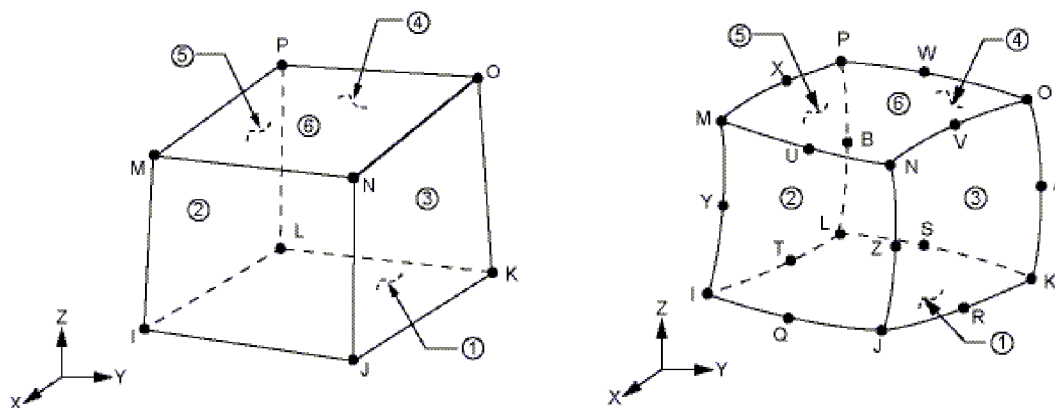
Jak již bylo popsáno, schopnost materiálu v sobě koncentrovat magnetické pole je dána jeho permeabilitou. Materiály používané pro feromagnetická jádra mají relativní permeabilitu v rozmezí 100–1000 v závislosti na intenzitě magnetického pole, ve kterém pracují. Při jejich ohřátí nad Currieho teplotu dochází k poklesu relativní permeability na 1 a jádro přestává plnit svůj účel. Materiály používané pro výrobu feromagnetických jader lze rozdělit do dvou základních skupin: (1) křemíková ocel ve formě tenkých plechů tvořících laminátovou strukturu, která se používá při nižších frekvencích, nebo (2) ferity vyrobené práškovou metalurgií pro použití za vyšších frekvencí. [15]

Pro nízké a střední frekvence se používá křemíková ocel stejně jako u transformátorů nebo elektromotorů. Masivní kus takové oceli by se v magnetickém poli velmi rychle ohříval, proto je jádro tvořené jednotlivými tenkými plechy, které jsou od sebe navzájem elektricky izolované vhodnou povrchovou úpravou. Tloušťka plechů by měla být co nejmenší, čím je plech tlustší, tím jsou delší dráhy vířivých proudů, které v nich vznikají, a tím pádem i vyšší energetické ztráty a zahřívání jádra. Pro frekvenci 3 kHz je maximální doporučená tloušťka 0,38 mm, pro frekvenci 10 kHz je to již jen 0,2 mm. Při použití vyšších frekvencí se používají jádra vyráběná práškovou metalurgií z keramiky a feritu, velikost feritických částic musí být velmi malá– maximálně 40 μm a musí být od sebe navzájem elektricky izolovány, většinou keramikou. Protože ve všech feromagnetických jádrech dochází k určitým ztrátám, při kterých vzniká teplo, je potřeba je chladit. V případě vrstvené struktury ocelových plechů je chlazení snadné, protože se dotýkají induktoru, který je sám chlazený a má dobrou tepelnou vodivost. U slinutých struktur keramiky a feritů je problémem nízká tepelná vodivost keramiky, která odděluje jednotlivá feritická zrna. Tyto jádra se dají použít jen do určitých výkonů a mají nižší životnost než jádra z křemíkové oceli. [15]

2.4 Metoda konečných prvků

Metoda konečných prvků (MKP) je jednou z numerických metod používaných pro řešení inženýrských a matematických problémů. Nejčastěji se používá při řešení strukturní analýzy, přenosu tepla, toku tekutin, přenosu hmoty nebo při elektromagnetických výpočtech. Analytické řešení problémů, na jejichž řešení se používá MKP, zpravidla neexistuje nebo jej lze jen obtížně určit. Řešení problému pomocí MKP vede na řešení soustavy algebraických rovnic. Výsledkem výpočtu jsou přibližné hodnoty proměnných na diskrétním počtu bodů. [17]

Základním procesem při výpočtu pomocí MKP je diskretizace, při které dochází k rozdělení modelu na určitý počet prvků. Tvar prvku pro 2D simulace bývá nejčastěji trojúhelník nebo čtverec, u 3D úloh se používá čtyřstěn nebo kvádr. V rozích prvků se nacházejí tzv. uzly, pro přesnější výpočty lze použít i prvky, které mají uzly také ve středu všech stran (obr. 14). Celý objem modelu musí být vyplněn prvky tak, aby nezůstalo žádné volné místo a aby byl každý uzel sdílen alespoň s jedním dalším prvkem. Výsledkem diskretizace je tzv. síť, která je tvořena všemi prvky. Čím je síť jemnější, tím je delší výpočetní čas, proto je snaha používat hrubou síť a zjemňovat ji jen v místech, kde probíhá studovaný děj. [17] [18]



Obr. 14: Krychlový prvek používaný pro simulace ve 3D. vlevo: jednoduchý 8 uzlový prvek, vpravo: 20 uzlový prvek pro přesnější výpočty. [19]

Prvním krokem výpočtu je popsání každého prvku jednoduchou rovnicí nebo sadou rovnic, které lokálně aproximují rovnice popisující studovaný problém, ty mají většinou charakter parciálních diferenciálních rovnic. Pro popis každého prvku stačí použít algebraické rovnice pouze v případě, že je studovaný problém nezávislý na čase. Pokud je studovaný problém závislý na čase, je třeba použít jednoduché diferenciální rovnice. Ve druhém kroku je vytvořen globální systém rovnic z jednotlivých prvkových rovnic pomocí transformace lokálních souřadnic každého uzlu do globálních souřadnic. Je třeba brát v úvahu rozdíly v orientaci jednotlivých prvkových souřadných systémů a správně je přenést do globálního souřadného systému. Vyřešením globálního systému rovnic obdržíme přibližné řešení daného problému, které však není úplně přesné. Přesnost řešení je dána:

- typem studovaného problému a vhodností MKP pro tento problém,
- jemností sítě, přičemž jemnější síť poskytuje přesnější řešení,
- velikostí časového kroku u časově závislých problémů.

Zjemňování sítě a kroku u časově závislých výpočtů vede k růstu výpočetního času, což je limitující faktor při zpřesňování výpočtu. [17] [18]

3. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

3.1 Cíle práce

Tato práce je zaměřena na studium tepelného zpracování ocelových profilů. Cílem práce je popsat současnou technologii tepelného zpracování ocelových profilů a navrhnout její úpravy, které povedou ke zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy.

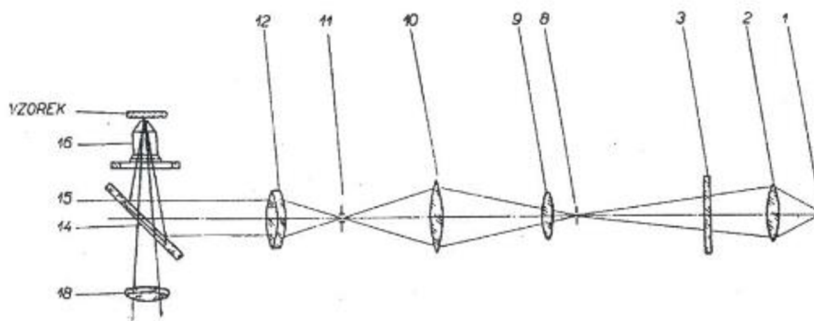
Cíle práce lze rozdělit do několika dílčích částí:

- Vytvoření výpočtového modelu pro popis současného stavu technologie tepelného zpracování a ověření shody výsledků výpočtů s reálným průběhem procesu.
- Návrh úprav procesu tepelného zpracování, které povedou ke zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy. Následné ověření účinnosti těchto úprav pomocí navrženého výpočtového modelu.
- Provedení experimentů s využitím navržených parametrů na lince tepelného zpracování, metalografická analýza vzorků, určení hloubky tepelně zpracované vrstvy a diskuze přesnosti výpočtového modelu při změnách podmínek procesu.
- Provedení zkoušek mechanických vlastností pomocí tahové zkoušky a analýza výsledků, zejména s ohledem na minimální hodnoty mechanických vlastností požadovaných normou ČSN EN 13674-1.

3.2 Experimentální metody

3.2.1 Světelná mikroskopie

Světelná mikroskopie je základní technika pro kvalitativní i kvantitativní analýzu povrchu metalografického výbrusu. Mezi její hlavní výhody patří snadnost obsluhy a rychlé získání požadovaných informací, mezi nevýhody pak nízká hloubka ostrosti a rozlišovací schopnost. Jako zdroj světla se u světelného mikroskopu používá výbojka, žárovka nebo LED diody. Světlo je optickou soustavou přes různé filtry vedeno do objektivu a poté je od vzorku odraženo do okuláru k oku pozorovatele nebo na čip kamery (obr. 15, [20]). Použité světelné záření je většinou nepolarizované, ale mikroskop umožňuje také pozorování v polarizovaném světle, což lze s výhodou použít pro orientační fázovou analýzu. [20]



Obr. 15: Schéma funkce světelného mikroskopu, 1... zdroj světla, 2... kondenzor, 3... tekutý filtr pro pohlcení tepelných paprsků, 8... aparturní clona, 9, 10, 12... čočky osvětlovacího tubusu, 11... polní clona, 14... planparalelní skličko, 15... kruhové zrcadlo (pro pozorování v tmavém poli), 16... objektiv, 18... achromatická čočka vizuálního tubusu [20]

Pro vyhodnocení vzorků v této práci byl použit mikroskop Olympus DSX510 (obr. 16). Mikroskop je moderní konstrukce s přímým uspořádáním. Umožňuje zvětšení až 4000x, výrobce uvádí maximální rozlišovací schopnost 0,01 μm . Mikroskop umožňuje pozorování v tmavém poli a v polarizovaném světle. Polarizované světlo bylo použito pro analýzu proeutektoidních fází. Ferit, na rozdíl od cementitu, zůstává černý při změně roviny polarizace. [21]

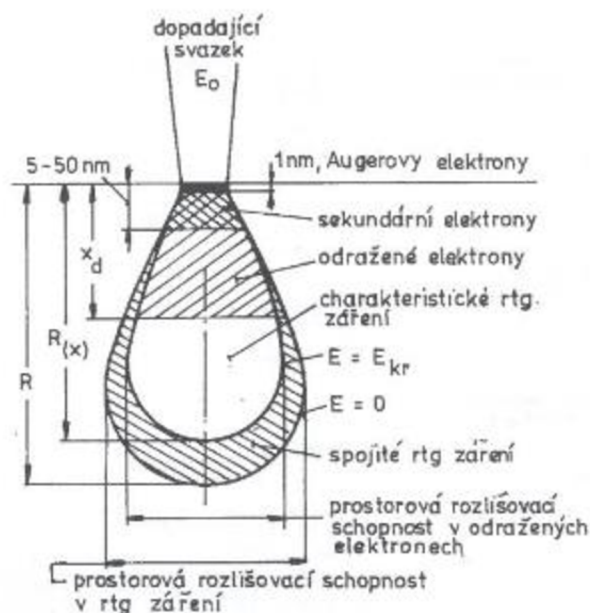


Obr. 16: Světelný mikroskop Olympus DSX510 použit v této práci. [21]

3.2.2 Elektronová mikroskopie

Na rozdíl od světelného mikroskopu, který pro zobrazení používá světlo, využívá elektronový mikroskop fokusovaný svazek elektronů. Rozlišovací schopnost elektronového mikroskopu je závislá na urychlovacím napětí elektronů (tudíž na jejich vlnové délce, resp. energii). Při vhodném urychlovacím napětí dosahuje elektronový mikroskop oproti světelnému mikroskopu řádově lepší rozlišovací schopnosti. Další výhodou elektronového mikroskopu je mnohem větší hloubka ostrosti. Nevýhodou je, že přístroje jsou značně složité, a tudíž i drahé. Ve světelné mikroskopii dochází většinou k přímému pozorování, u elektronového mikroskopu tomu tak není. Je nutno pomocí vhodného softwaru zpracovat elektrický signál z jednotlivých detektorů, které se poté digitálně převedou na výsledný obraz. Vzorky pro rastrovací elektronovou mikroskopii (REM) musí být vodivé, aby se dopadající elektrony daly ze vzorku odvést. Nahromadění elektronů na nevodivém vzorku způsobuje zkreslení výsledného obrazu. Pokud je vzorek nevodivý, je potřeba ho pokovit nebo nauhličit. Při použití nízkého urychlovacího napětí a malého proudu dopadajících elektronů lze po určitou dobu pozorovat i nevodivé vzorky, není ale možné provést chemickou analýzu. [20]

Při interakci urychleného elektronu s pozorovaným vzorkem dochází ke vzniku různých signálů. Na obrázku 17 je znázorněna tzv. „penetrační hruška“, schéma, které ukazuje, v jaké hloubce pod povrchem dochází ke vzniku příslušných signálů. Pro účely této práce bylo použito sekundárních elektronů, jelikož byla měřena mezilamelární vzdálenost perlitu. Obraz tvořený pomocí detektoru sekundárních elektronů poskytuje lepší informaci o morfologii povrchu než signál z detektoru zpětně odražených elektronů. Zobrazení pomocí sekundárních elektronů bylo použito při hodnocení lomových ploch. [20]



Obr. 17: „Penetrační hruška“ - přehled vzniku různých signálů v elektronové mikroskopii. [20]

3.2.3 Měření tvrdosti

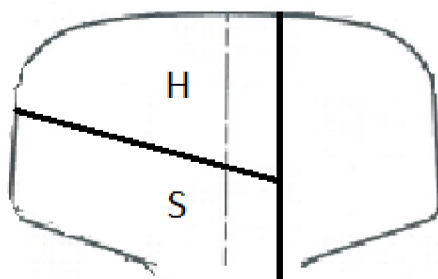
Měření bylo provedeno na tvrdoměru Leco LV 700 (obr. 18). Tento tvrdoměr je vybaven optikou, která umožňuje přesný výběr měřeného místa a přesné měření rozměrů vtisku. Bylo použito měření podle Vickerse, indentačním tělesem byl diamantový jehlan s vrcholovým úhlem 136° . Byl sledován průběh tvrdosti v linii dlouhé 30-40 mm, bylo použito zatížení HV 5, což odpovídá síle 49 N. Doba zatížení byla zvolena na 10 s, vtisky byly zhotoveny v jedné řadě se vzájemnými rozestupy 1 mm. Vzdálenost prvního vtisku od kraje vzorku byla 1 mm. Měření bylo provedeno podle normy ČSN EN ISO 6507-1. [22]



Obr. 18: Tvrdoměr Leco LV 700.

3.2.4 Postup přípravy metalografických vzorků

Vzorky pro hodnocení makrostruktury byly připraveny broušením, leštěním a leptáním v 5% nitalu po dobu 10 sekund. Vzorky pro hodnocení mikrostruktury byly nejprve rozřezány na několik částí, aby bylo možné jednotlivé kusy zalisovat v lisu o průměru 50 mm. Schéma řezu je uvedeno na obrázku 19. Pro další zpracování byly použity pouze části s indexy H (horní část) a S (spodní část). Vzorky byly poznačeny na horní straně stejnými čísly, jako byly značeny dodané vzorky, plus byl přidán index H nebo S. Byly použity lisovací hmoty Multifast green na spodní stranu vzorku, kde bude probíhat broušení, a transparentní Dentacryl jako doplňující hmota. Následně byly vzorky broušeny, leštěny a leptány 2% nitalem po dobu 5 sekund.



Obr. 19: Schéma řezu dodaných vzorků včetně doplňujících indexů.

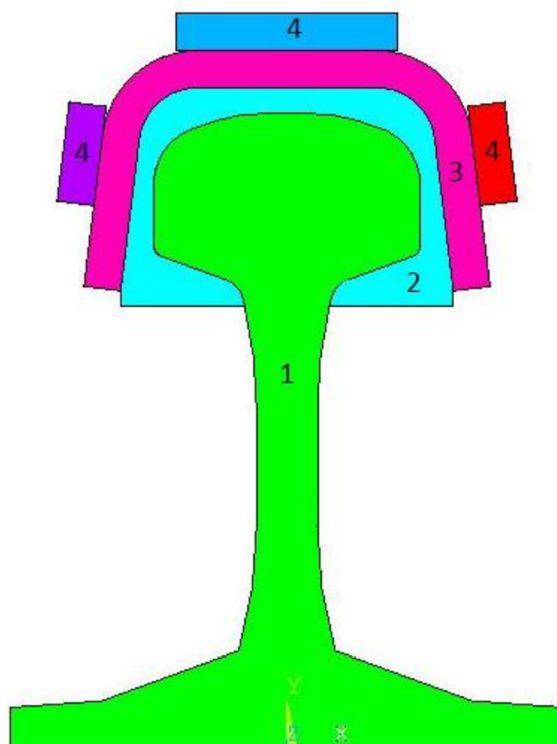
3.3 Výpočtový model

Výpočtový model byl vytvořen v programu Ansys Multiphysics. Tento program umožňuje řešení mechanických, tepelných, elektrických i magnetických úloh včetně jejich kombinace. Výpočtový model popisující indukční ohřev zahrnuje elektromagnetickou část pro přenos energie z induktoru na válcovaný profil a tepelnou část popisující vedení tepla směrem do středu profilu a odvod tepla při ochlazení.

3.3.1 Geometrický model

Tato diplomová práce řeší tepelné zpracování válcovaného profilu, což je samozřejmě 3D úloha. Ansys Multiphysics umožňuje řešení elektromagnetické indukce ve 3D pouze při použití solenoidové cívky jako induktoru. Elektromagnetickou indukci s induktorem složitějšího tvaru lze řešit pouze ve 2D. Z tohoto důvodu bylo nutné hned na začátku zpracovávání výpočtového modelu použít velké zjednodušení problému, a to řešení ve 2D. Toto zjednodušení sebou nese mnoho rizik spojených s nepřesností výpočtu, které budou shrnuty v diskuzi.

Geometrický model pro výpočet je uveden na obrázku 20. Válcovaný profil byl vymodelován podle normy ČSN EN 13674-1, jedná se o profil 60E1. Tvar induktoru byl vymodelován podle jeho výkresu. Velikost vzduchové mezery mezi profilem a induktorem odpovídá reálné vzdálenosti induktoru od profilu při procesu tepelného zpracování. Geometrie feromagnetických jader musela být vzhledem k redukci úlohy do 2D podstatně změněna, jejich šířka odpovídá realitě, umístění však muselo být pozměněno.



Obr. 20: Geometrický model použitý pro simulaci v prostředí Ansys Multiphysics.
1- válcovaný profil 2- vzduchová mezera mezi profilem a induktorem 3- induktor
4- feromagnetická jádra.

3.3.2 Materiálový model

Materiálem válcovaného profilu je perlitická ocel R260. Pro elektromagnetickou část simulace je třeba zadat její permeabilitu (tab. 1) a elektrický odpor (tab. 2), pro tepelnou část simulace je třeba zadat měrnou tepelnou kapacitu nebo entalpii (tab. 3) a tepelnou vodivost (tab. 4). Všechny tyto materiálové vlastnosti byly zvoleny jako izotropní a musí být zadány jako funkce teploty.

Tab. 1: Závislost relativní permeability na teplotě pro materiál profilu. [23]

| teplota [°C] | 25,5 | 160 | 291,5 | 477,6 | 635 | 698 | 709 | 720,3 | 742 | 761 | 1000 |
|----------------------------|------|-----|-------|-------|-----|-----|-----|-------|-----|-----|------|
| relativní permeabilita [-] | 200 | 190 | 182 | 161 | 135 | 104 | 84 | 35 | 17 | 1 | 1 |

Tab. 2: Závislost rezistivity na teplotě pro materiál profilu. [23]

| teplota [°C] | 20 | 100 | 200 | 400 | 600 | 700 | 800 | 900 | 1250 |
|----------------------------------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|----------|
| rezistivita [$\Omega \cdot m$] | 1,80E-07 | 2,32E-07 | 3,08E-07 | 5,05E-07 | 7,72E-07 | 9,35E-07 | 1,13E-06 | 1,16E-06 | 1,24E-06 |

Tab. 3: Závislost součinitele tepelné vodivosti na teplotě pro materiál profilu. [23]

| teplota [°C] | 0 | 100 | 200 | 300 | 400 | 500 | 600 | 700 | 800 | 1000 | 1200 |
|--|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| součinitel tepelné vodivosti [$W/(m \cdot K)$] | 47,7 | 48,1 | 45,2 | 41,3 | 38,1 | 35,1 | 32,7 | 30,1 | 24,4 | 26,8 | 30,1 |

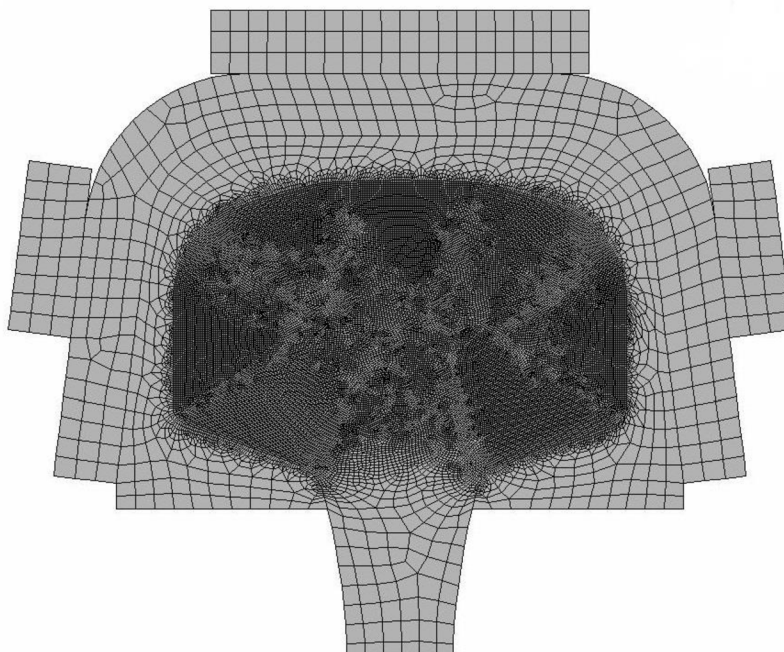
Tab. 4: Závislost měrné entalpie na teplotě pro materiál profilu. [23]

| teplota [°C] | 0 | 27 | 127 | 327 | 527 | 727 | 765 | 765,1 | 927 |
|------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| entalpie [J/m ³] | 0,0E+00 | 9,2E+07 | 4,5E+08 | 1,3E+09 | 2,3E+09 | 3,3E+09 | 3,5E+09 | 3,5E+09 | 4,4E+09 |

Pro materiál induktoru a vzduchové mezery byla nastavena hodnota relativní permeability $\varepsilon_r=1$, ohřev vlastního induktoru byl zanedbán, je uvažováno, že jeho teplota zůstává konstantní a neprobíhá v něm disipace energie elektromagnetického pole. Vznik tepla vlivem elektrického odporu induktoru je také zanedbán. Relativní permeabilita jádra byla nastavena na hodnotu $\varepsilon_r=1000$. V tepelné části simulace se již počítá pouze s válcovaným profilem, ostatní části nejsou uvažovány.

3.3.3 Síť a její hustota

Jak ohřev, tak ochlazení, probíhají primárně v horní oblasti profilu. Dochází i k ohřevu střední části, ale tepelné děje v tomto místě nejsou významné. Z tohoto důvodu byla v horní oblasti použita jemná síť o velikosti elementu 0,3 mm. V ostatních částech modelu byla použita hrubší síť o velikosti elementu 3 mm. Celá síť je znázorněna na obrázku 21.



Obr. 21: Sít' použitá při výpočtu. Je patrné velké zjemnění sítě v horní oblasti a plynulá návaznost na hrubší síť v ostatních oblastech modelu.

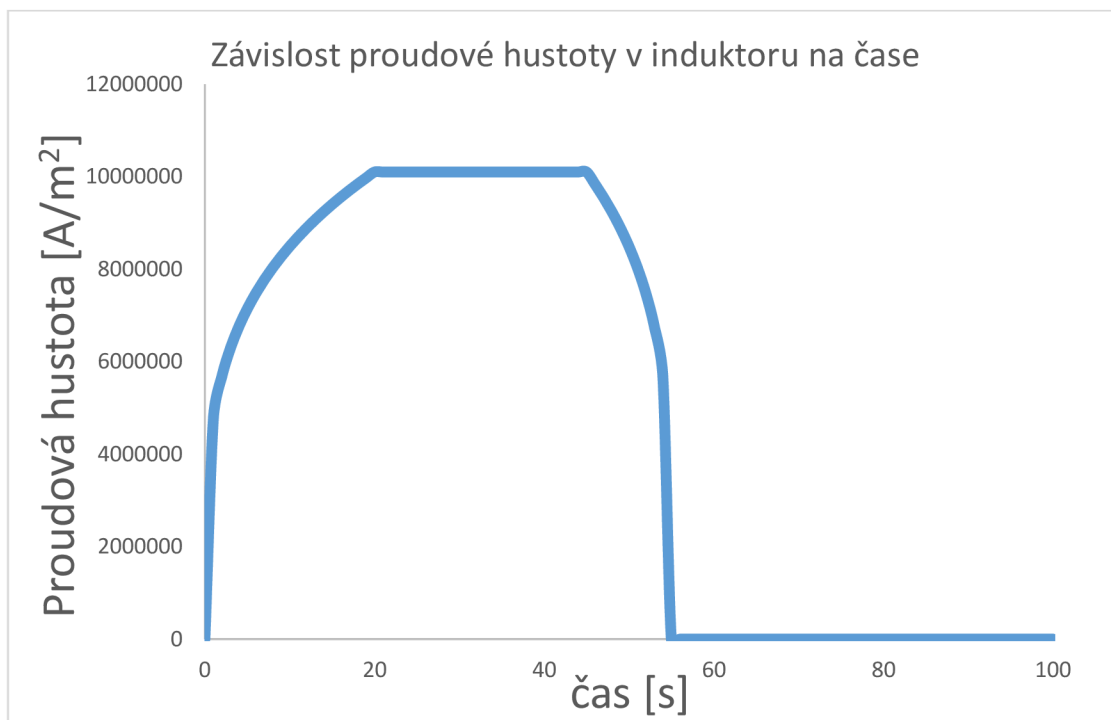
Pro dosažení co nejpřesnějšího výsledku by měla být zvolená velikost elementů co nejmenší. Při výpočtu elektromagnetické indukce proniká magnetické pole pouze do určité hloubky pod povrchem, jak je popsáno v kapitole 2.3.2. Pro teplotu profilu 20 °C je dle vztahu (4) hloubka vniku rovna 0,00095 m = 0,95 mm při dosazení hodnot dle tabulek 1 a 2 a frekvence 2500 Hz. Hodnota hloubky vniku je větší než zvolená velikost elementu, z toho lze usuzovat,

že výsledek elektromagnetické simulace bude mít dostatečnou přesnost. Při zvyšování teploty klesá relativní permeabilita i konduktivita, čili hloubka vniku bude růst a přesnost elektromagnetické části výpočtu by se měla zvyšovat.

3.3.4 Definice zatížení a počátečních podmínek

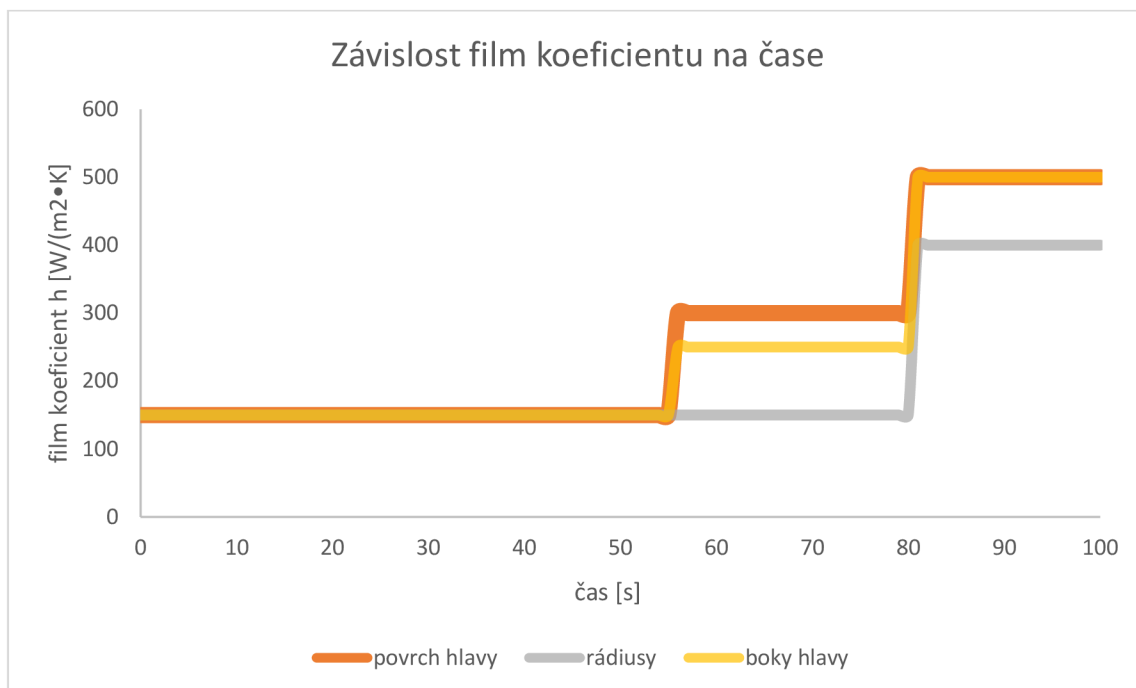
Výpočet elektromagnetického ohřevu je nutné rozdělit do řešení dvou na sebe navazujících problémů: Prvním problémem je výpočet elektromagnetického chování modelu (dále problém 1) a druhým problémem je výpočet tepelného chování modelu (dále problém 2). Jako zatížení pro problém 1 je zadán proud procházející induktorem. Výsledkem výpočtu je množství generovaného Joulova tepla (Joule heating generation) pro každý element ohřívaného profilu. V ostatních elementech (induktor, vzduchová mezera, jádra) nemůže ke vzniku Joulova tepla dojít, protože jejich elektrický odpor není definován. Hodnoty generovaného Joulova tepla jsou následně použity jako zatížení pro problém 2. Při řešení tohoto problému se již počítá pouze s ohřívaným profilem (číslo 1 na obrázku 20 v kapitole 3.3.1), ostatní části geometrického modelu nejsou uvažovány. Tepelné ztráty vlivem radiace a konvekce jsou do výpočtu zahrnuty pomocí tzv. film koeficientu. Počáteční podmínkou je teplota pro každý uzel profilu v daném čase. Tato počáteční podmínka je buď zadána ručně pro čas $t=0$, nebo je jako počáteční podmínka použit výsledek předcházejícího výpočtu pro čas $t \neq 0$. Zde je třeba upozornit, že všechny zadané fyzikální vlastnosti materiálu ohřívaného profilu jsou závislé na teplotě, čili správná teplotní počáteční podmínka je klíčová pro správný výsledek simulace.

Proudová hustota procházející induktorem byla předem zvolena, její časový průběh je znázorněn na obrázku 22. V reálném procesu probíhá ohřev nejdříve vedením tepla z místa ohřívaného induktorem do místa, kde elektromagnetický ohřev neprobíhá. Tento jev není možné ve 2D simulaci modelovat. Proto byl zvolen postupný nárůst proudové hustoty v průběhu 20 sekund až na její maximální hodnotu $101 \cdot 10^5 \text{ A/m}^2$, aby bylo alespoň částečně napodobeno reálné chování, kdy se induktor ke zkoumanému místu postupně blíží. Doba výdrže na maximální proudové hustotě je dána délkou induktoru a rychlostí pohybu ohřívaného profilu pod induktorem. Když se zkoumaný průřez profilu ocitne za induktorem, tak je stále ovlivňován jeho magnetickým polem. Intenzita pole klesá lineárně se vzdáleností, proto je na obrázku 22 vidět určitý doběh proudové hustoty od času $t=45 \text{ s}$. V následujícím čase již není profil zatížen Joulovým teplem vznikajícím při indukčním ohřevu.



Obr. 22: Závislost proudové hustoty v induktoru na čase pro použitý výpočtový model.

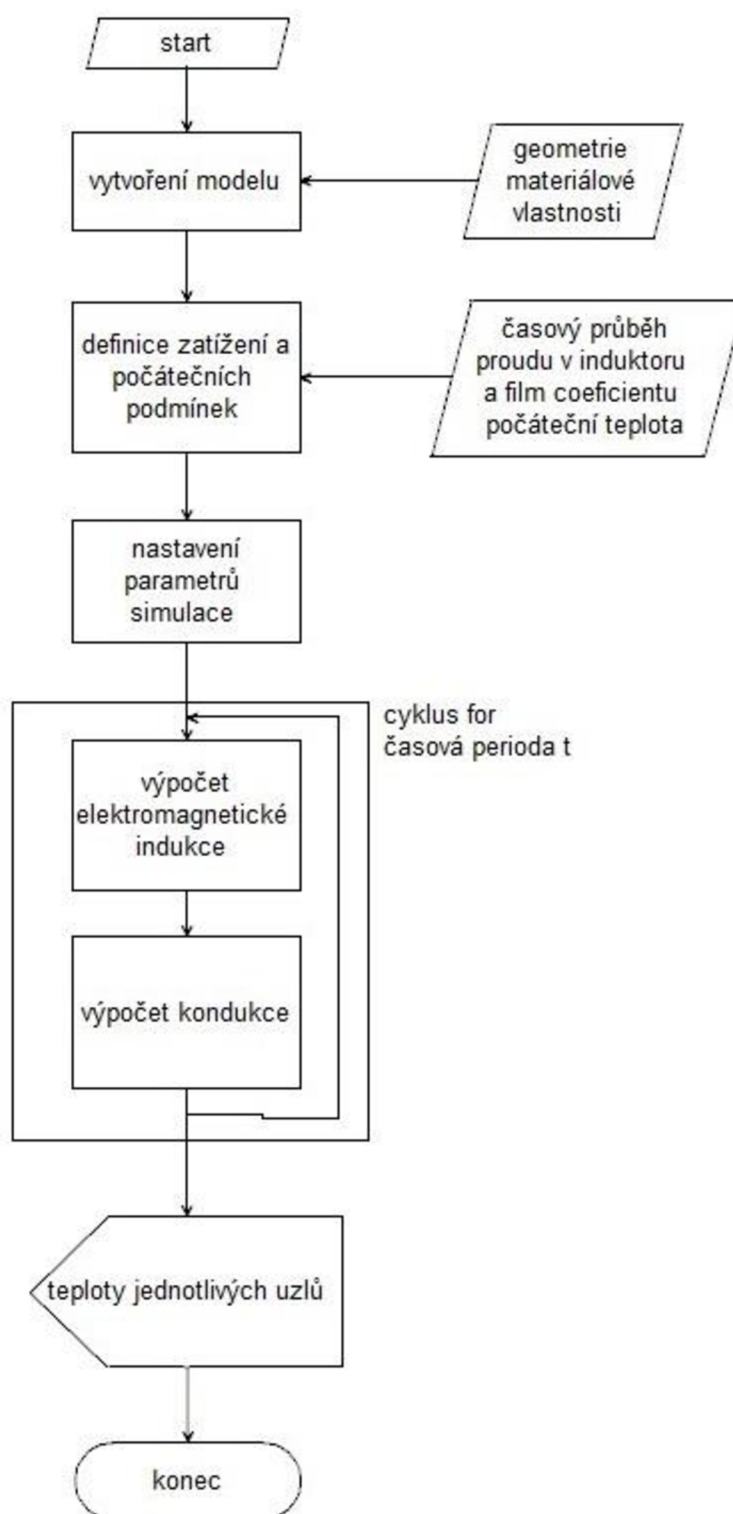
Dalším zatížením, které není výsledkem předcházejících výpočtů, je hodnota film koeficientu. Tento koeficient představuje ztrátu tepla vlivem konvekce, čili vlivem okolní atmosféry (vzduchu), který proudí kolem ohřívaného profilu. Radiace, která je významná za vysokých teplot, byla v této simulaci zanedbána. Absence ztrát tepla vlivem radiace byla částečně kompenzována zvýšením film koeficientu. Toto zjednodušení způsobuje nepřesnosti výpočtu zvláště za vysokých teplot. Časový průběh hodnoty film koeficientu je uveden na obrázku 23. Po čas indukčního ohřevu (prvních 55 sekund) byla jeho hodnota nastavena na $150 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, tato hodnota reprezentuje ochlazování vlivem konvekce, čili styku s okolní atmosférou. Po skončení indukčního ohřevu byla jeho hodnota mírně zvýšena, protože dochází ke zvýšeným tepelným ztrátám vlivem odvodu tepla do místa, které je již ochlazováno vzduchovou sprchou a vlivem zrychleného proudění vzduchu kolem ohřívaného profilu, které je způsobeno také blížící se vzduchovou sprchou. Odvod tepla do místa, které je ochlazováno vzduchovou sprchou, je podobný problém, jako náběh proudu v induktoru při ohřevu, jak bylo popsáno výše. Ve 2D nelze tento proces přesně vystihnout, vliv tohoto efektu byl zohledněn právě zvýšením film koeficientu. V čase $t=80 \text{ s}$ dochází k prudkému nárůstu hodnoty film koeficientu, což odpovídá dosažení vzduchové sprchy. Intenzita ochlazování je v reálném procesu dána tlakem a množstvím stlačeného vzduchu, který je foukán tryskami na profil.



Obr. 23: Závislost film koeficientu na čase pro výpočtový model.

3.3.5 Postup výpočtu

V předchozí kapitole byla simulace elektromagnetického ohřevu rozdělena na 2 problémy: elektromagnetickou indukci a kondukcí (vedení tepla) směrem z ohřivaného povrchu do středu ohřivaného profilu. Elektromagnetická indukce se dá v určitém smyslu považovat za statický děj, alespoň při konstantní frekvenci a proudu. Výsledkem této části simulace je hodnota generovaného Joulova tepla v určitém místě ohřivaného tělesa. Tato hodnota je mimo jiné závislá na hodnotě elektrického odporu a permeability daného materiálu, přičemž obě tyto fyzikální veličiny jsou teplotně závislé. Teplota ohřivané součásti se však v čase mění, proto výsledek elektromagnetické simulace platí jen v daný čas a tomu příslušnou teplotu. Z tohoto důvodu je tedy nutné simulaci rozdělit do určitých časových intervalů o délce t , kdy v rámci tohoto časového intervalu považujeme úlohu za statickou. Na počátku intervalu dojde k výpočtu elektromagnetické části simulace, určení generovaného Joulova tepla a následně se tento výsledek použije jako zatížení v druhé části simulace, tedy kondukcí tepla, které probíhá po čas t . Výsledkem na konci intervalu je změna teploty v každém místě ohřivané součásti. Tyto teploty se použijí jako vstupní data do dalšího intervalu, kde podle nových teplot dojde k aktualizaci hodnot fyzikálních vlastností závislých na teplotě a novému výpočtu elektromagnetické indukce. Následuje opět výpočet šíření tepla po dobu t . Tento postup se opakuje, dokud celkový čas (součet všech intervalů) nedosáhne určité hodnoty. Postup výpočtu je znázorněn pomocí vývojového diagramu (obr. 24).



Obr. 24: Znárodnění postupu výpočtu pomocí vývojového diagramu.

Pro co nejpřesnější výsledek simulace je třeba zvolit co nejmenší časovou periodu t . S jejím snižováním však velmi roste výpočetní čas. Po skončení indukčního ohřevu (pokles proudové hustoty v induktoru na 0) lze cyklus *for* opustit a pokračovat již jen s výpočtem

kondukce, je však třeba odstranit zatížení generované vznikem Joulova tepla, které již pochopitelně nevzniká. Při pokračování cyklu *for* až do konce bude od jisté doby výsledek elektromagnetické simulace (vznik Joulova tepla) roven 0, neustálým opakováním tohoto výpočtu by zbytečně narůstal výpočetní čas. Výsledkem simulace jsou teploty pro všechny uzly a jejich časová závislost. Z těchto dat se dá dále vypočítat rychlost ohřevu a ochlazení.

3.4 Příprava vzorků na lince tepelného zpracování

Vzorky byly připraveny na portálovém stroji HPS-01, který lze vidět na obrázku 25. Vzorek je umístěn na pojízdný stůl, na kterém je upevněn pomocí upínek. Celý stůl se vzorkem se pohybuje pod portálem, na portálu je umístěno veškeré vybavení stroje pro indukční ohřev včetně vlastního induktoru. Maximální délka vzorku je 25 m. Proces tepelného zpracování je řízen z ovládacího panelu vedle stroje. V průběhu procesu se zobrazují všechna procesní data, v případě nutnosti je lze v průběhu měnit bez nutnosti zastavovat proces tepelného zpracování.

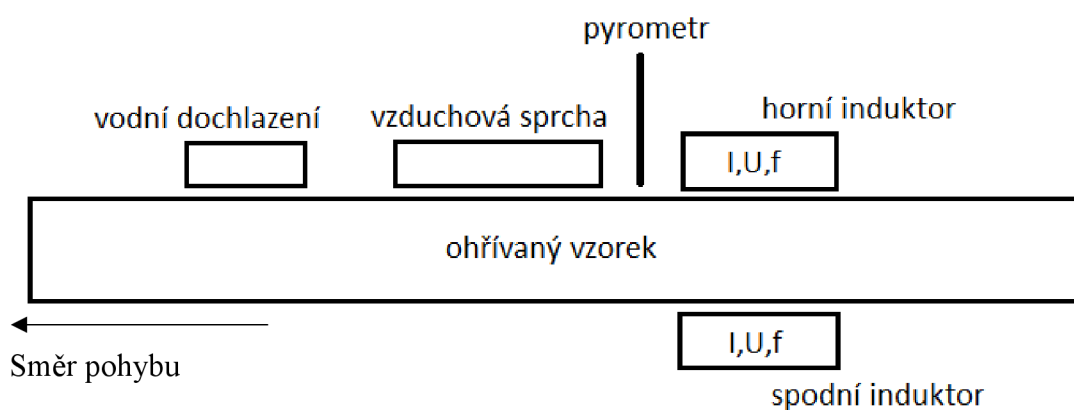


Obr. 25: Portálový stroj HPS-01 použitý pro tepelné zpracování. [24]

Schéma stroje zobrazující aktivní prvky při celém procesu je uvedeno na obrázku 26. Stroj je vybaven dvěma induktory: horním a spodním. Hlavní ohřev v místě, kde je žádoucí zlepšení mechanických vlastností, je prováděn horním induktorem. Spodní induktor slouží k ohřevu druhé strany vzorku za účelem snížení deformací při následném ochlazení. K určitým deformacím přesto dochází, po skončení procesu se vzorky rovnají na hydraulických rovnacích strojích. Teplotu vzorku za induktorem měří ve středu vzorku pyrometr. Hodnota teploty se zobrazuje na ovládacím panelu, nedochází však k automatické regulaci výkonu induktoru na základě této teploty. Výkon obou induktorů je nastaven na základě zkoušek a zkušeností. Hodnota teploty měřená pyrometrem slouží spíše pro kontrolu, zda proces probíhá správně. Přesnost teploty udávané pyrometrem závisí do značné míry na stavu povrchu ohřivaného vzorku, zejména na jeho okujení. Za pyrometrem následuje vzduchová sprcha, která ochlazuje povrch vzorku. Řiditelným parametrem při ochlazování je tlak vzduchu, který je foukán na

vzorek. V dostatečné vzdálenosti za vzduchovou sprchou se nachází vodní sprcha, která slouží k dochlazení vzorku na pokojovou teplotu. Jak je z obrázku patrné, k ochlazování dochází pouze na horní straně vzorku, dolní strana se ochlazuje pomaleji než horní, přičemž dochází k postupnému vyrovnávání deformací, které vznikly při ochlazení horní strany.

Vzorky s předehřevem byly předehřáty v elektrické odporové peci na příslušnou teplotu, poté byly v co nejkratším čase dopraveny na linku tepelného zpracování pomocí jeřábu. V průběhu přepravy došlo k jistému ochlazení, které bude detailněji popsáno v příslušné kapitole.



Obr. 26: Schéma aktivní části linky tepelného zpracování.

3.5 Experimentální materiál

Materiálem, který byl použit pro všechny vzorky v této práci, je perlitická uhlíková-manganová ocel R260 tepelně nezpracovaná ve tvaru 60E2. Její výkres je uveden na obrázku 27 a chemické složení je uvedeno v tabulce 5. Tvrdost oceli v přírodním stavu je 260–300 HBW. Pro výrobu byly použity předvalky ze zásadité oceli vyrobené v elektrické obloukové peci, která je druhotně zušlechťována v lici pánvi, vakuově odplynována a plynule odlévána. Výrobce byl povinen použít účinný postup pro odstraňování okují v průběhu válcování a rovnání. [8]

Materiál pro přípravu metalografických vzorků byl odebrán z prostředku tepelně zpracovaného profilu o délce 2 m, který prošel příslušným cyklem tepelného zpracování. Tloušťka odebraného vzorku byla 10 mm. Vzorek byl z obou stran ofrézován a z jedné strany broušen brusku na plocho. Poté byly ze vzorků odříznuty horní části, které byly dodány k analýzám makrostruktury a mikrostruktury. Seznam dodaných vzorků je uveden v tabulce 6. Fotografie dodaných vzorků je uvedena na obrázku 28. Ze všech cyklů tepelného zpracování byly zhotoveny 2 vzorky, jeden byl určen pro naleptání ke zviditelnění makrostruktury a druhý pro přípravu a pozorování mikrostruktury. Z tepelně zpracovaných profilů s předehřevem byly odebrány vzorky 35A, 35B a 35C z různých míst profilu. Čím později byla daná část profilu tepelně zpracována, tím více se ochladila. Bylo však zjištěno, že rozdíl v ochlazení jednotlivých vzorků před tepelným zpracováním byl minimální, proto byl vyhodnocen pouze vzorek 35A. Dále byly ze všech vzorků vytvořeny zkušební tyče pro tahovou zkoušku. Místo odběru je vyznačeno v normě [8].

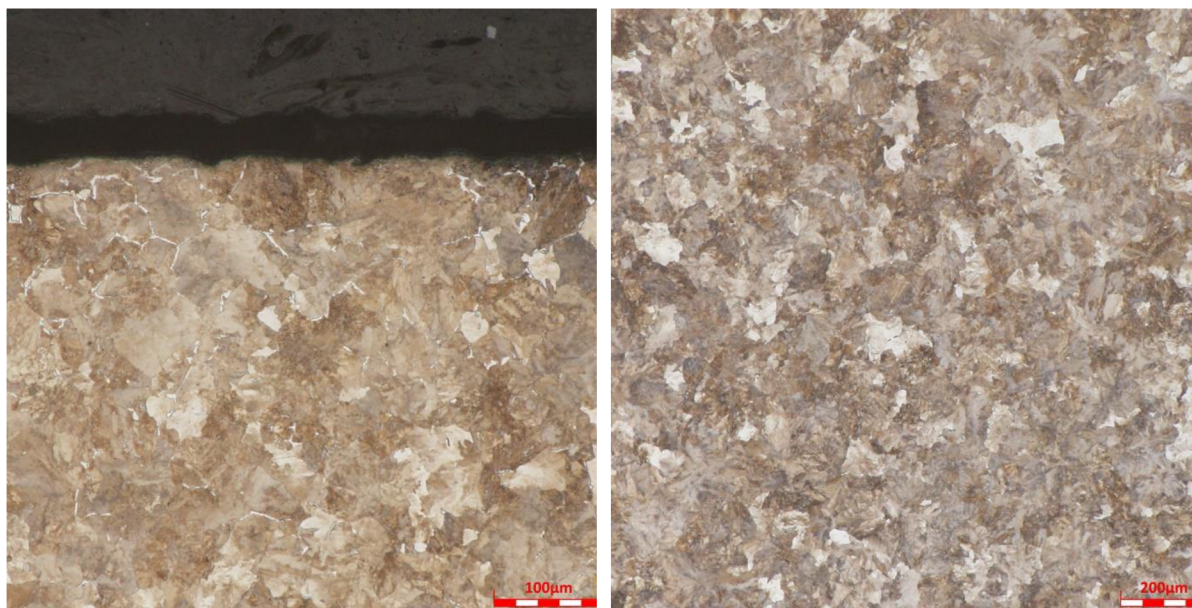
Tab. 6: Tabulka všech vytvořených vzorků.

| OZNAČENÍ VZORKU | POPIS |
|-----------------|---|
| VSTUP | vzorek základního materiálu bez TZ |
| 34A | vzorek, u kterého bylo TZ provedeno běžným způsobem |
| 35A | vzorek, u kterého byl aplikován předehřev 400 °C |
| 35B | vzorek, u kterého byl aplikován předehřev 400 °C |
| 35C | vzorek, u kterého byl aplikován předehřev 400 °C |
| 36A | vzorek, u kterého byla snížena rychlost posuvu |



Obr. 28: Fotografie všech vytvořených vzorků.

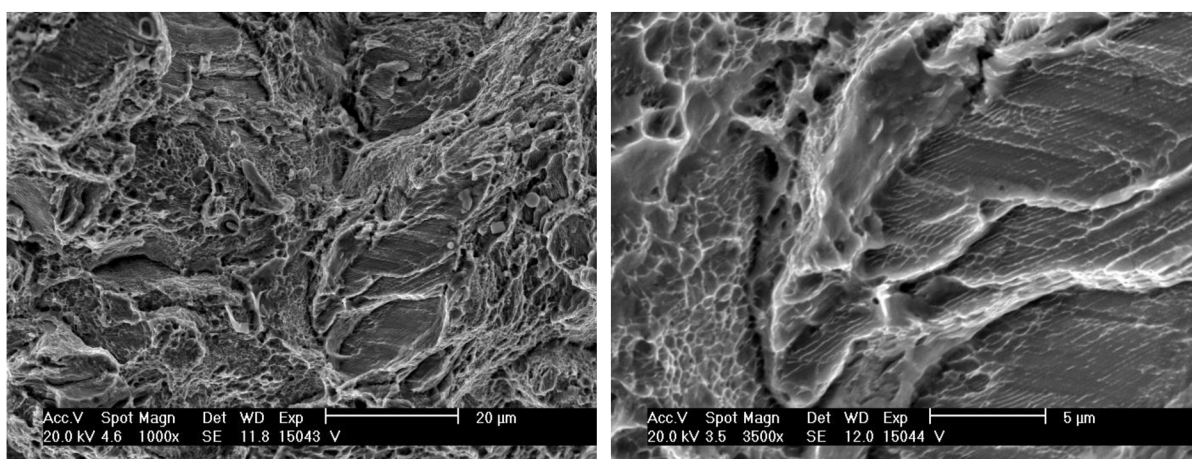
Mikrostruktura oceli je uvedena na obrázku 29. Na povrchu je vidět mírné oduhlíčení, které je podle normy ČSN EN 13674-1 přípustné [8]. Uprostřed vzorku je již mikrostruktura tvořena pouze perlitem, obsah proeutektoidních fází je téměř nedetekovatelný a je menší než 0,1 %. Materiál obsahuje velmi málo vměstků, celkový index oxidické mikročistoty K3 musí být menší než 10 [8]. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 7. Na obrázku 30 jsou uvedeny fotografie lomové plochy. Jedná se o smíšený lom, převažuje tvárné porušení. Jsou však také vidět štěpné fazety.



Obr. 29: Mikrostruktura oceli bez TZ, vlevo: povrch vzorku, zv. 500x, vpravo: střed vzorku, zv. 200x.

Tab. 7: Mechanické vlastnosti získané pomocí tahové zkoušky na základním materiálu.

| č. vzorku | Re [MPa] | Rm [MPa] | A [%] |
|---------------|------------|--------------|---------------|
| 1 | 500 | 994 | 18 |
| 2 | 456 | 989 | 15,6 |
| 3 | 442 | 985 | 15,6 |
| 4 | 446 | 994 | 15,9 |
| <i>průměr</i> | 461 | 990,5 | 16,275 |



Obr. 30: Fotografie lomové plochy po tahové zkoušce vstupního materiálu bez tepelného zpracování. Vlevo: zv. 100x, vpravo: zv. 500x.

3.6 Metodika hodnocení vzorků

3.6.1 Popis mikrostruktury a jednotlivých vrstev

V předchozích kapitolách bylo popsáno tepelné zpracování válcovaných profilů po teoretické i technologické stránce. Pro usnadnění popisu tepelně zpracovaných vrstev ve výsledkové části budou nyní zavedeny a popsány pojmy, které popisují jednotlivé části výsledných mikrostruktur vyskytujících se u všech vzorků.

a) Tepelně zpracovaná vrstva

Jedná se o vrstvu oceli, kde proběhla austenitizace. V této oblasti došlo ke značnému zjemnění zrna a zmenšení mezilamelární vzdálenosti desek perlitu. Velikost perlitických kolonií se liší maximálně o jeden řád. Mechanické vlastnosti této vrstvy jsou lepší než u původního materiálu.

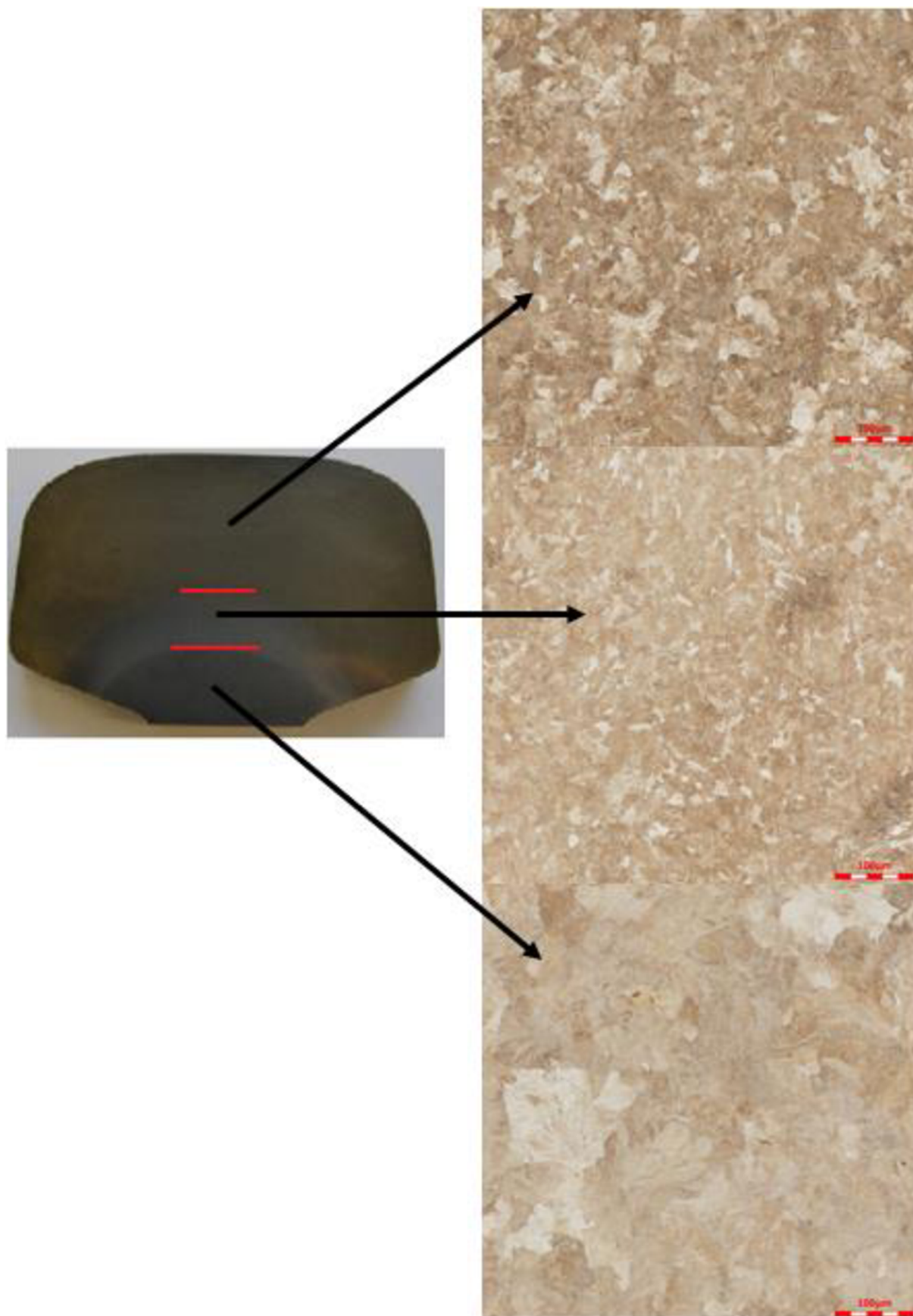
b) Přejímová vrstva

V této oblasti došlo pouze k částečné austenitizaci. Mikrostruktura se skládá ze zbytků původních zrn perlitu, které jsou charakteristické velkou mezilamelární vzdáleností desek feritu a cementitu, a ze zrn perlitu, který vznikl ochlazením a rozpadem austenitu. Nově vzniklý perlit má podstatně menší mezilamelární vzdálenost než původní perlit. Velikost perlitických kolonií původního perlitu a jeho procentuální obsah se liší v závislosti na vzdálenosti od hranice mezi tepelně zpracovanou vrstvou a přejímovou vrstvou. Mechanické vlastnosti této vrstvy jsou horší, než vlastnosti tepelně zpracované vrstvy i než vlastnosti tepelně nezpracovaného materiálu. Hodnota tvrdosti prudce klesá s rostoucí vzdáleností od hranice mezi tepelně zpracovanou a přejímovou vrstvou.

c) Oblast základního materiálu

V této oblasti došlo k ohřevu pod austenitizační teplotu. Doba ohřevu nebyla dostatečně dlouhá k tomu, aby vznikl globulární perlit. Mikrostruktura v této vrstvě je shodná s mikrostrukturou tepelně nezpracovaného vzorku. Mechanické vlastnosti se od tepelně nezpracovaného materiálu liší pouze v mezích statistické chyby při měření.

Všechny 3 vrstvy jsou zobrazeny na obrázku 31 včetně ukázky charakteristického pohledu mikrostruktury. Fotografie mikrostruktury jsou pořízeny se stejným zvětšením, z čehož si lze udělat představu o rozdílu ve velikosti perlitických kolonií.



Obr. 31: Mikrostruktury v jednotlivých vrstvách: nahoře: tepelně zpracovaná vrstva, uprostřed: přechodová vrstva, dole: oblast základního materiálu.

3.6.2 Určování hloubky tepelně zpracované vrstvy

Pro určování hloubky tepelně zpracované vrstvy byly zvoleny 3 odlišné metody, které určují hloubku tepelně zpracované vrstvy na základě různých experimentálních výsledků.

První metodou je ruční měření vzdálenosti mezi povrchem v ose profilu a přechodem mezi tepelně zpracovanou a přechodovou oblastí. Tento přechod je vidět při pohledu na naleptaný makrovýbrus. Jedná se o rychlou a snadnou metodu, jak hloubku tepelně zpracované vrstvy určit. Její přesnost je však diskutabilní, v diskuzi budou výsledky všech tří metod porovnány a učiněny závěry o jejich přesnosti.

Další metodou je určení hloubky tepelně zpracované vrstvy na základě měření tvrdosti. Hloubka tepelně zpracované vrstvy se pak stanoví jako maximální hloubka pod povrchem, kde tvrdost neklesne pod určitou hodnotu. Jako minimální požadovaná tvrdost byla v této práci zvolena hodnota 300 HV 5, což odpovídá průměrné hodnotě naměřené na tepelně nezpracovaném vzorku. Takto měřená hloubka tepelně zpracované vrstvy vypovídá o hloubce ovlivnění materiálu, kde došlo ke zlepšení mechanických vlastností.

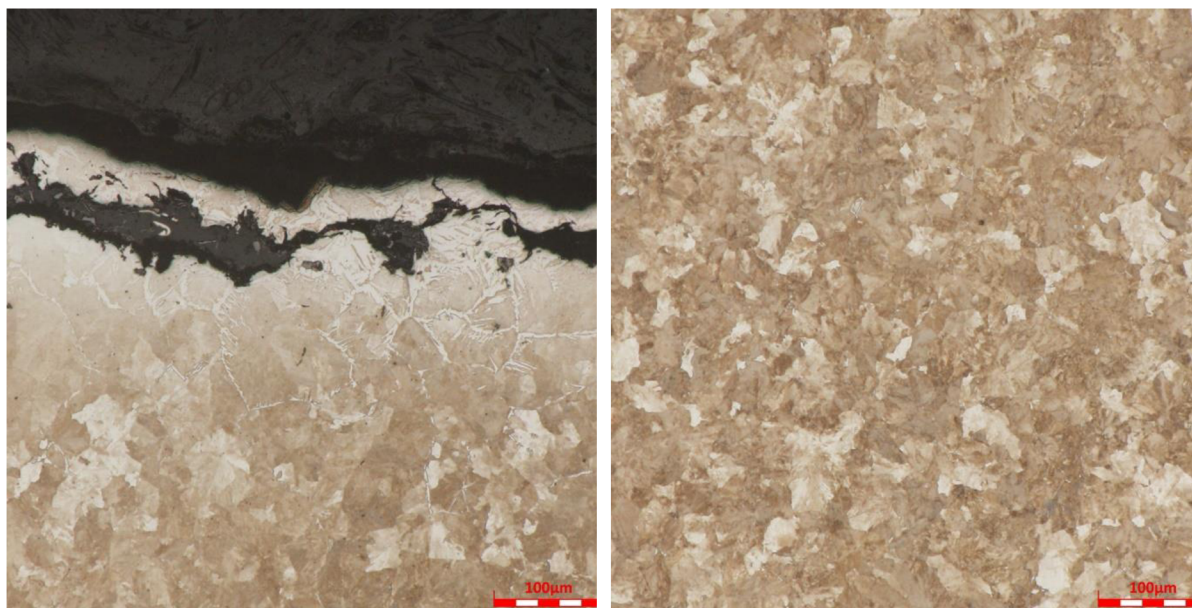
Poslední metodou je určení hloubky tepelně zpracované vrstvy na základě výsledků simulace. Protože jediným výsledkem simulace jsou teploty jednotlivých uzlů v závislosti na čase, je třeba určit takový průběh teploty v dané uzlu, u kterého se dá prohlásit, že v tomto uzlu došlo k úplné austenitizaci (rychlost ochlazování považujeme v tomto případě vždy za správně nastavenou). Tyto údaje by se daly získat z austenitizačního diagramu, tento typ T-t digramu je však v literatuře málo dostupný. Proto byly tyto parametry získány na základě výsledků experimentů prvního vzorku, jak bude popsáno v jedné z následujících kapitol.

4. VÝSLEDKY EXPERIMENTŮ

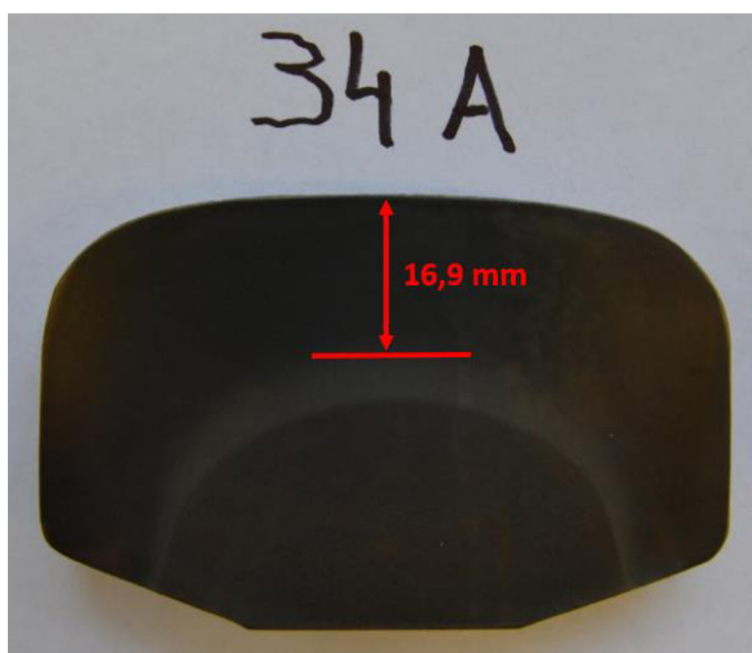
4.1 Vzorek vyrobený pomocí současného nastavení technologie

Tento vzorek má označení 34A. Mikrostruktura je tvořena pouze perlitem. U okraje vzorku je patrné mírné oduhličení, tloušťka souvislého feritického síťoví po hranici původního austenitického zrna dosahuje maximálně do hloubky 0,3 mm, což je dle normy [8] přijatelné. Fotografie mikrostruktury jsou vidět na obrázku 32. Hloubka tepelně zpracované vrstvy byla vyhodnocena dvěma způsoby: měřením na výbrusu naleptaném na makrostrukturu (obr. 33) a podle výsledků měření tvrdosti (obr. 34). Jako měřítko při měření hloubky tepelně zpracované vrstvy na výbrusu posloužila šířka profilu známá z normy.

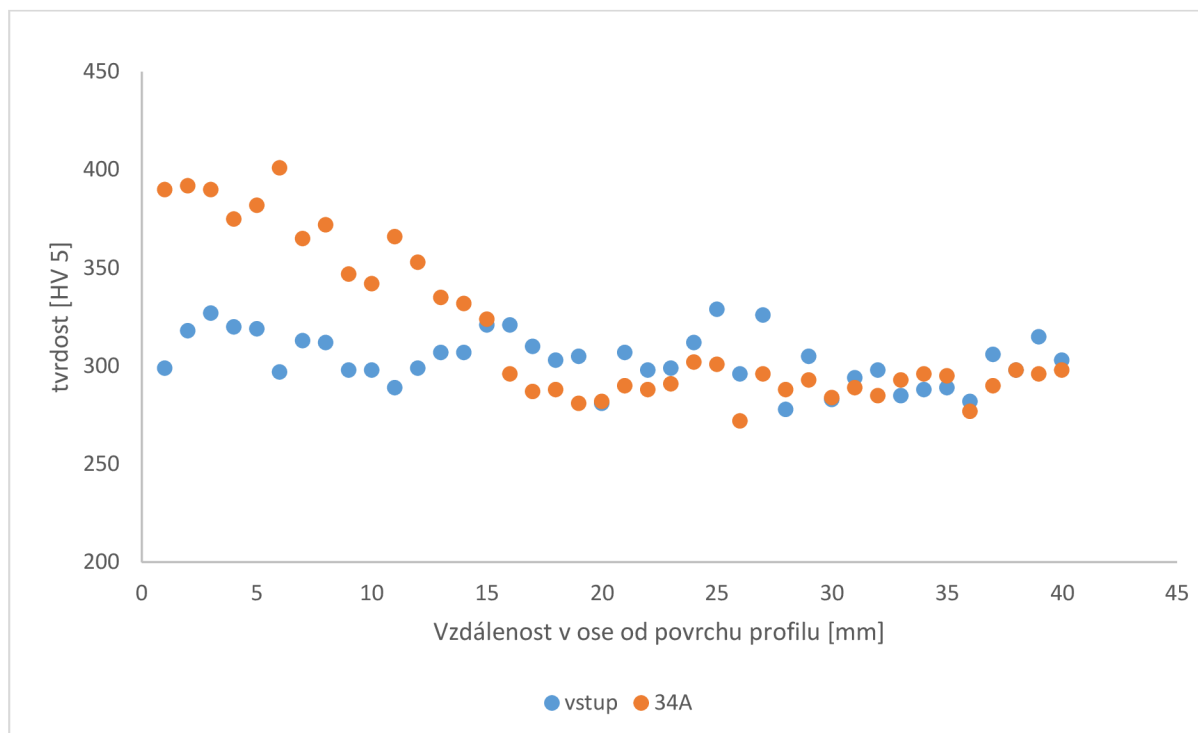
Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 8. Na obrázku 35 jsou uvedeny fotografie lomové plochy. Podle vzhledu lomové plochy se jedná o tvrný lom, štěpné fazety nebyly nalezeny. V tabulce 9 jsou uvedeny naměřené hodnoty mezilamelární vzdálenosti v různých hloubkách pod povrchem. Byly provedeny 4 měření na různých místech v dané hloubce pod povrchem, kde se řez deskami perlitu jevil jako kolmý k rovině výbrusu.



Obr. 32: Mikrostruktura v ose tepelně zpracovaného vzorku 34A, vlevo: na povrchu, zv. 500x, vpravo: v hloubce 5 mm pod povrchem, zv. 500x.



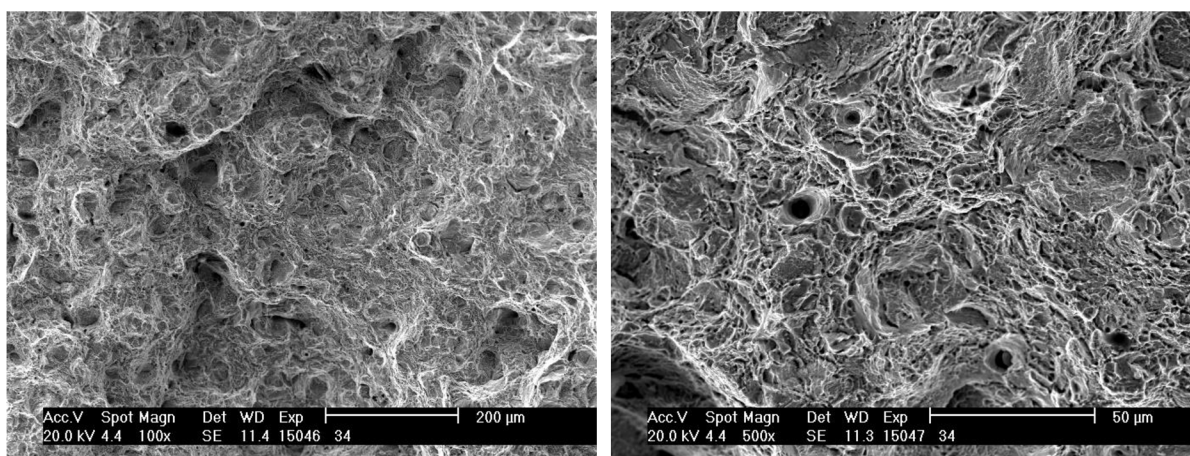
Obr. 33: Horní část vzorku 34A, tloušťka tepelně zpracované vrstvy.



Obr. 34: Srovnání průběhu tvrdosti vzorku 34A a tepelně nezpracovaného vzorku.

Tab. 8: Mechanické vlastnosti získané pomocí tahové zkoušky na vzorku 34A.

| č. vzorku | Re [MPa] | Rm [MPa] | A [%] |
|---------------|----------|----------|-------|
| 1 | 775 | 1202 | 13,8 |
| 2 | 783 | 1210 | 14,3 |
| 3 | 770 | 1199 | 13,9 |
| 4 | 781 | 1209 | 14 |
| <i>průměr</i> | 777,25 | 1205 | 14 |



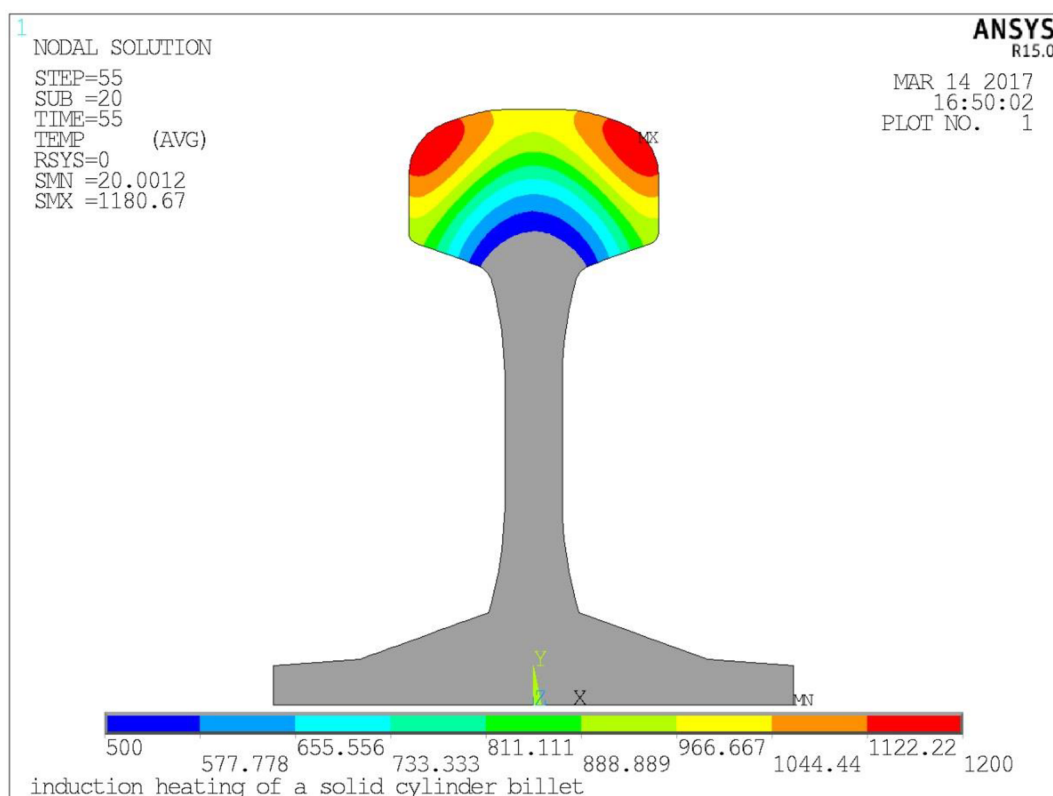
Obr. 35: Fotografie lomové plochy ze vzorku 34A po tahové zkoušce. Vlevo: zv. 100x, vpravo: zv. 500x.

Tab. 9: Naměřené hodnoty mezilamelární vzdálenosti u vzorku 34A.

| bod | mezilamelární vzdálenost d [μm] | | | |
|----------------------------|--|--------------|--------------|--------------|
| | 1 | 2 | 3 | 4 |
| Vzdálenost od povrchu [mm] | 5 | 10 | 15 | 20 |
| měření 1 | 0,062 | 0,106 | 0,094 | 0,47 |
| měření 2 | 0,067 | 0,108 | 0,109 | 0,34 |
| měření 3 | 0,067 | 0,11 | 0,12 | 0,42 |
| měření 4 | 0,065 | 0,098 | 0,114 | 0,38 |
| průměr | 0,065 | 0,106 | 0,109 | 0,403 |

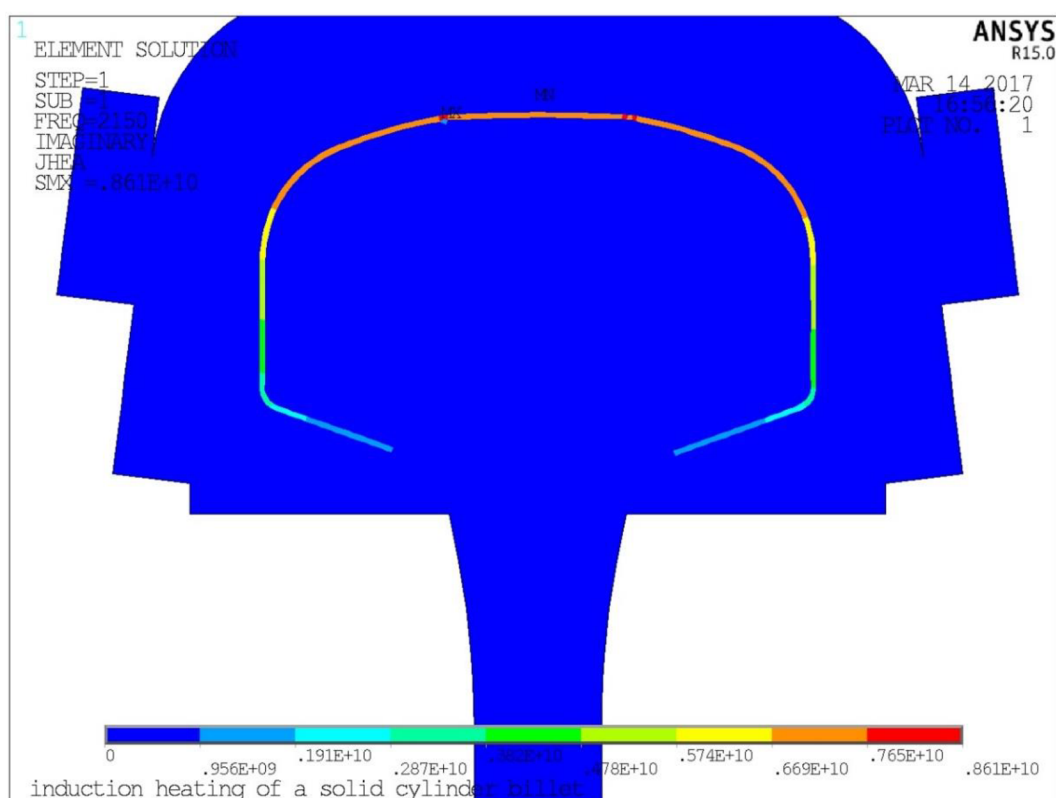
4.2 Výpočtový model popisující současný stav

Struktura výpočtového modelu použitého pro popis současného stavu tepelného zpracování je uvedena v kapitole 3.3. Na obrázku 36 je znázorněna teplotní mapa ohřivaného profilu, na které jsou zobrazeny teploty jednotlivých uzlů v čase $t=55$ s, tedy v čase, kdy proud v induktoru klesne na nulu.

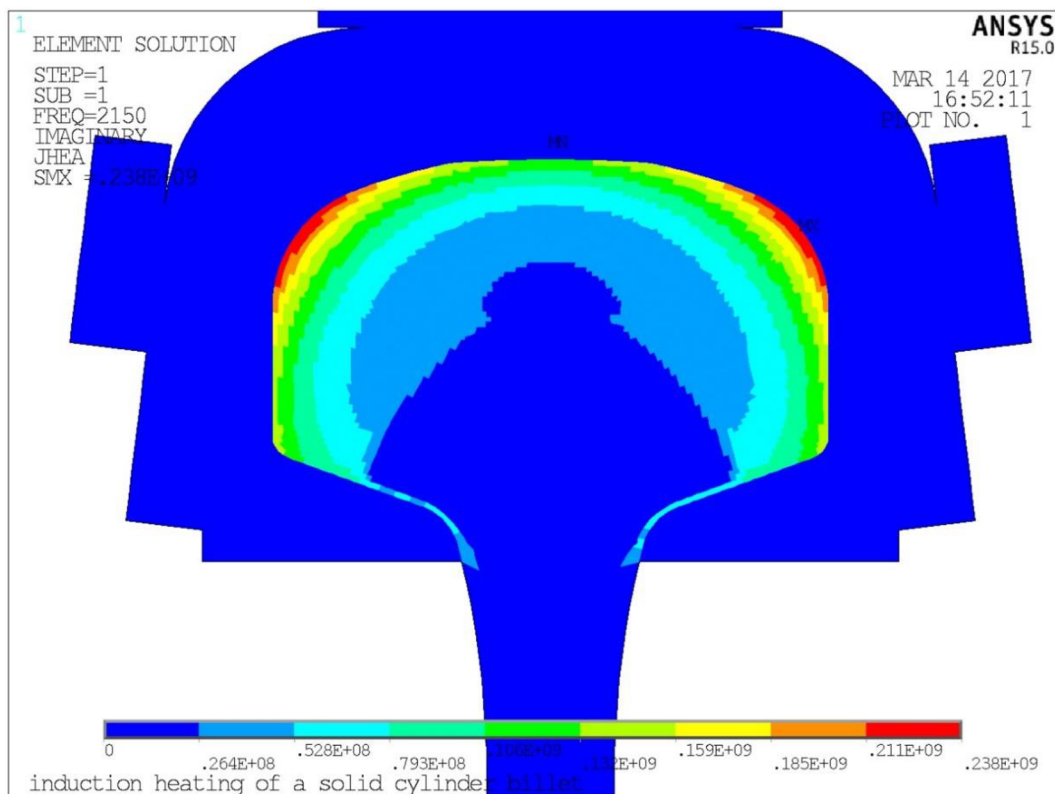
**Obr. 36:** Teplotní mapa v čase $t=55$ s pro vzorek 34A.

Maximální teplota je na povrchu v oblasti rádiusu. Toto místo je z hlediska ohřevu i ochlazování problematické, protože při ohřevu dochází k největšímu vývinu tepla právě v oblasti rádiusu, při ochlazování z této oblasti zase rychle odchází teplo a hrozí vznik bainitu. Srovnání vývinu tepla v horní části ohřivaného profilu je uvedeno na obrázku 37 pro čas $t=0$ s a na obrázku 38 pro $t=55$ s. Lze si povšimnout, že v čase $t=0$ s je teplo generováno poměrně rovnoměrně v tenké vrstvě povrchu. V čase $t=55$ s je však velká část tepla generována právě

v oblasti rádiusu. Je to dáno tím, že v oblasti rádiusu dochází nejdříve k austenitizaci. Při překročení teploty austenitizace dochází k prudkému poklesu permeability a ke zvětšení hloubky vniku. Tento jev je na jednu stranu výhodný, protože teplo vzniká ve větší hloubce pod povrchem a tím se zrychluje průnik tepla směrem do středu materiálu. Na druhou stranu však dochází ke koncentraci generace tepla primárně v místech, které překročily austenitizační teplotu. Oblast osy profilu, která má nižší teplotu, a tudíž menší hloubku vniku, se ohřívá ve větších hloubkách primárně vedením tepla z oblastí rádiusů. Pro oba obrázky byl použit upravený výpočet, kdy hodnota proudové hustoty v induktoru byla nastavena na maximální hodnotu $101e5 \text{ A/m}^2$, výsledné hodnoty tedy neukazují reálnou hodnotu vývinu tepla v daný čas, ale ukazují rozdíl v hloubce vniku a rozložení vývinu tepla mezi studeným a ohřátým profilem.

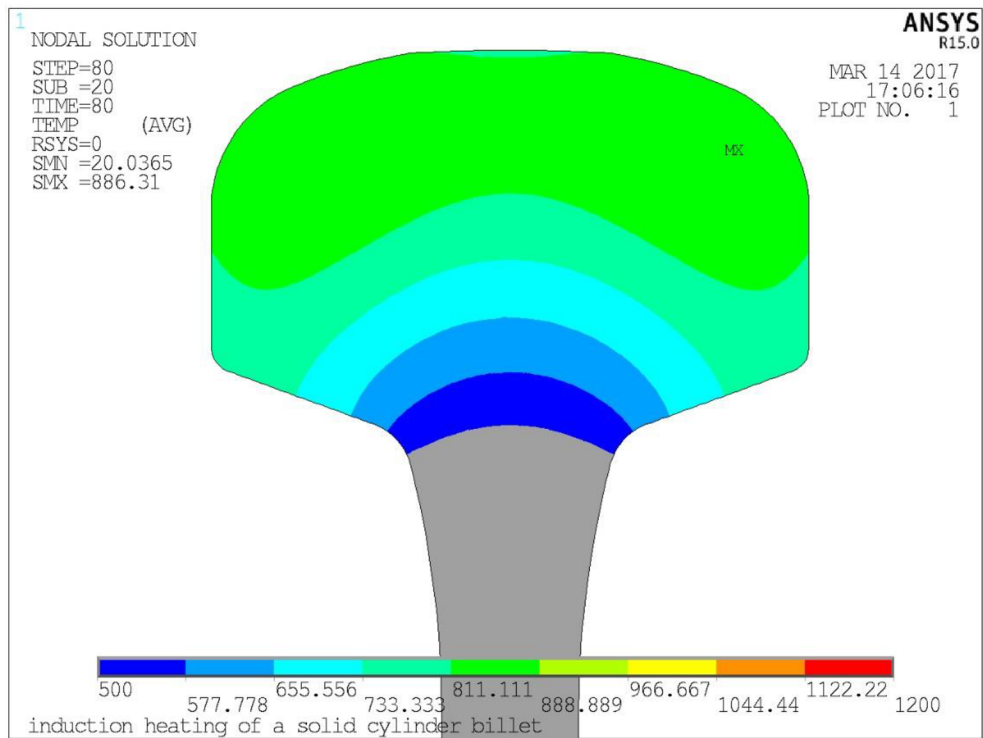


Obr. 37: Mapa rozložení generovaného tepla (Joule heating generation) v horní části ohřívajícího profilu v čase $t=0 \text{ s}$, tedy pro studený stav.

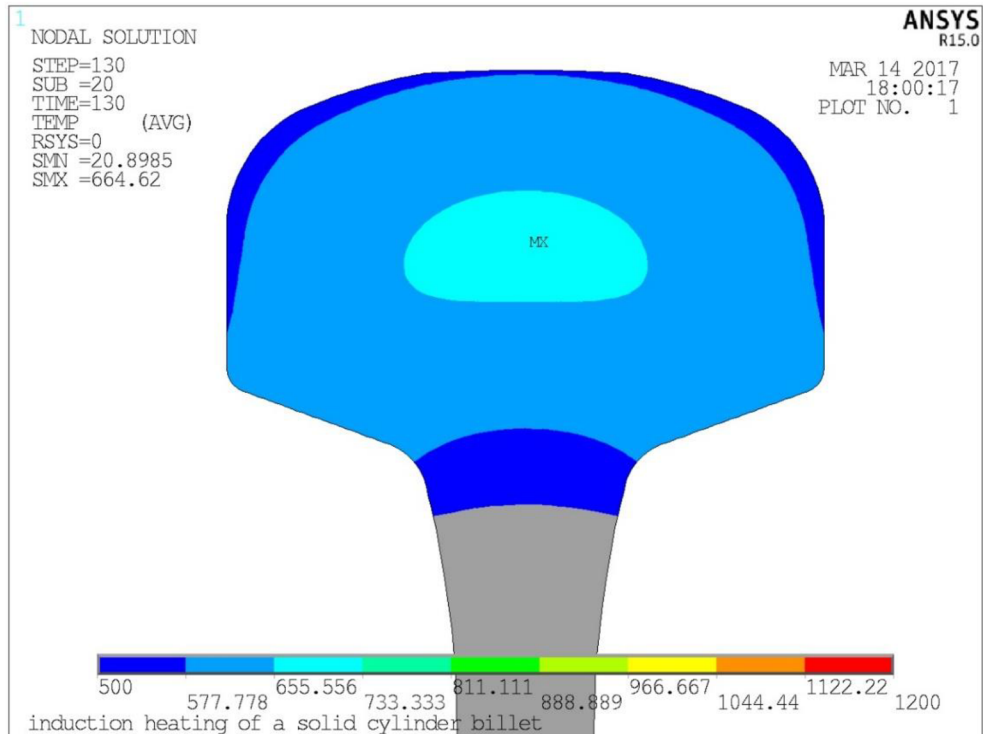


Obr. 38: Mapa rozložení generovaného tepla (Joule heating generation) v horní části ohřivaného profilu v čase $t=55$ s.

Po skončení indukčního ohřevu následuje fáze vedení tepla směrem do středu ohřivaného profilu. V této fázi se povrch ochlazuje vlivem konvekce (popsáno v kapitole 3.3.4), teplota pod povrchem však v jisté vzdálenosti od povrchu nadále roste. Teploty v jednotlivých uzlech těsně před začátkem ochlazování (v čase $t=80$ s) je vidět na obrázku 39. Pro možnost porovnání s obrázkem 36 byla použita stejná barevná škála. Jak je vidět, oblast s rozmezím teplot 811 – 888 °C (zelená barva) se rozšířila do větší hloubky. V intervalu těchto teplot se lze domnívat, že došlo k úplné austenitizaci. Následuje ochlazení vzduchovou sprchou, v simulaci uskutečněné pomocí zvýšení film koeficientu dle obrázku 23 v kapitole 3.3.4. Rozložení teplot po skončení ochlazování (v čase $t=130$ s) je uvedeno na obrázku 40.



Obr. 39: Teplotní mapa před začátkem ochlazování vzduchovou sprchou v čase $t=80$ s pro vzorek 34A.

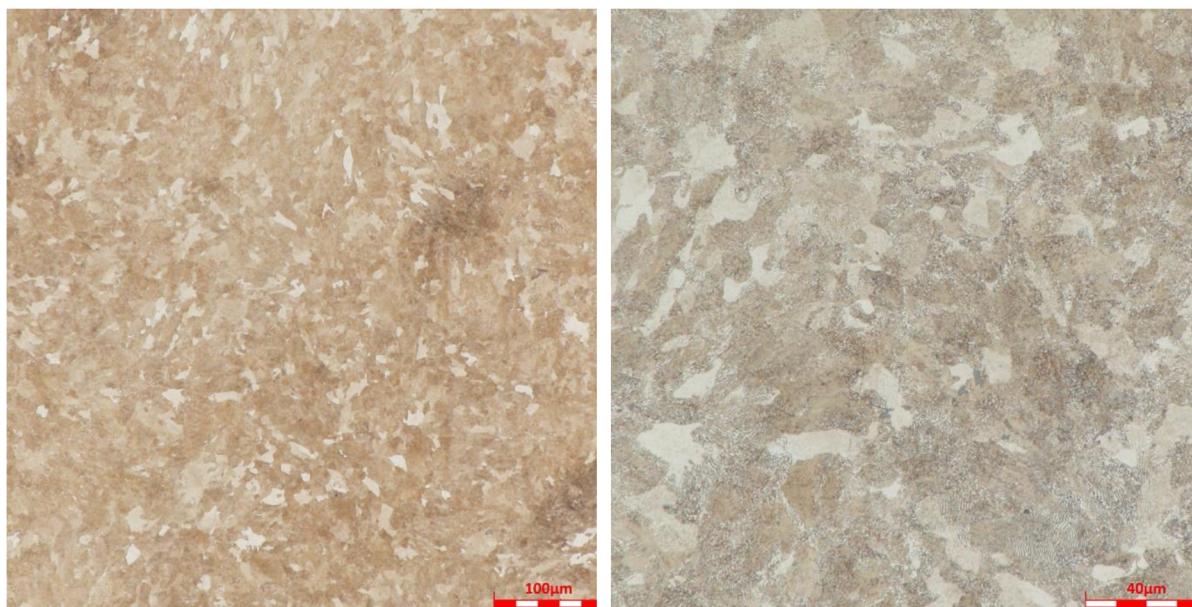


Obr. 40: Teplotní mapa po skončení ochlazování vzduchovou sprchou v čase $t=130$ s pro vzorek 34A.

Nejdůležitějším výsledkem simulace je údaj o hloubce tepelně zpracované vrstvy. V kapitole 3.6.2 byla popsána metodika určování hloubky tepelně zpracované vrstvy na základě výsledků simulace. Nyní jsou k dispozici kompletní výsledky pro vzorek 34A a výsledky výpočtového modelu, je tedy možné určit hledané parametry, při jejichž splnění lze prohlásit, že v daném bodě došlo k austenitizaci. Z měření tvrdosti v předchozí kapitole je známa tloušťka tepelně zpracované vrstvy, která činí 16 mm. V tomto bodě byla provedena metalografická analýza pro určení, zda v tomto bodě proběhla austenitizace až do konce. Výsledky metalografické analýzy jsou uvedeny na obrázku 41.

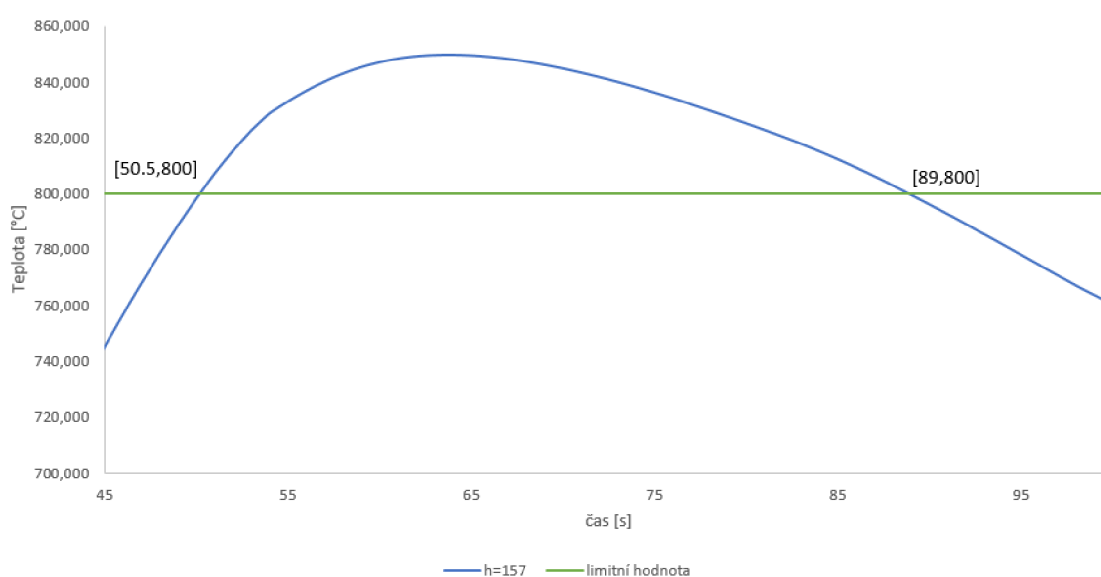


Obr. 41: Mikrostruktura vzorku 34A v hloubce 16 mm pod povrchem, vlevo zv. 100x, vpravo zv. 500x.



Obr. 42: Mikrostruktura vzorku 34A v hloubce 20 mm pod povrchem, vlevo zv. 100x, vpravo zv. 500x.

Pro porovnání je přiložen obrázek 42, na kterém je vyfocena mikrostruktura v přechodové oblasti téhož vzorku ve vzdálenosti 20 mm pod povrchem v ose profilu. Na obrázku 41 vpravo lze vidět, že některé části perlitu vykazují velkou mezilamelární vzdálenost. Je pravděpodobné, že se jedná o perlit, který neprošel austenitizací. Jeho podíl na ploše je v řádu jednotek procent. Zřejmě proto má výsledná mikrostruktura tvrdost srovnatelnou s tepelně nezpracovaným vzorkem. Hloubka tepelně zpracované vrstvy však byla definována jako hloubka pod povrchem, kde tvrdost dosahuje hodnoty 300 HV 5. V tomto bodě tedy nedošlo k úplné austenitizaci, ale podíl neaustenitizovaného perlitu je velmi malý. Průběh teploty v uzlu 16 mm pod povrchem je uveden na obrázku 43. Jako kritéria pro definování hloubky tepelně zpracované vrstvy v následujících simulacích tedy byla zvolena časová výdrž 38,5 sekund nad teplotou 800 °C v uzlu na ose profilu. Přesnosti simulace bude věnována samostatná kapitola v diskuzi výsledků.

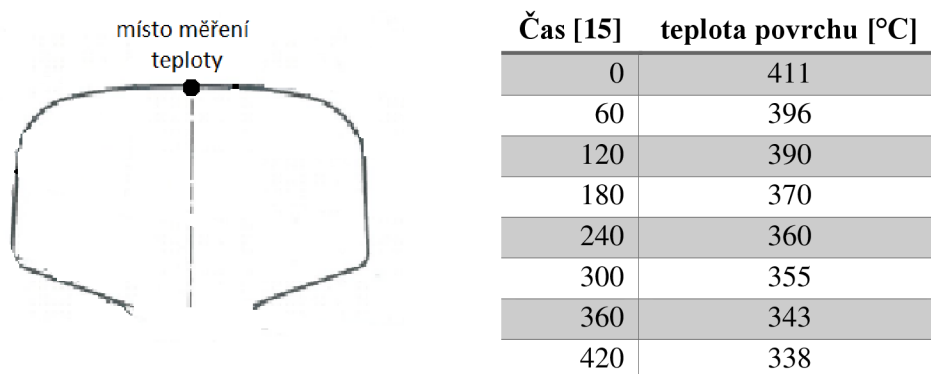


Obr. 43: Časový průběh teploty v uzlu 16 mm pod povrchem v ose profilu.

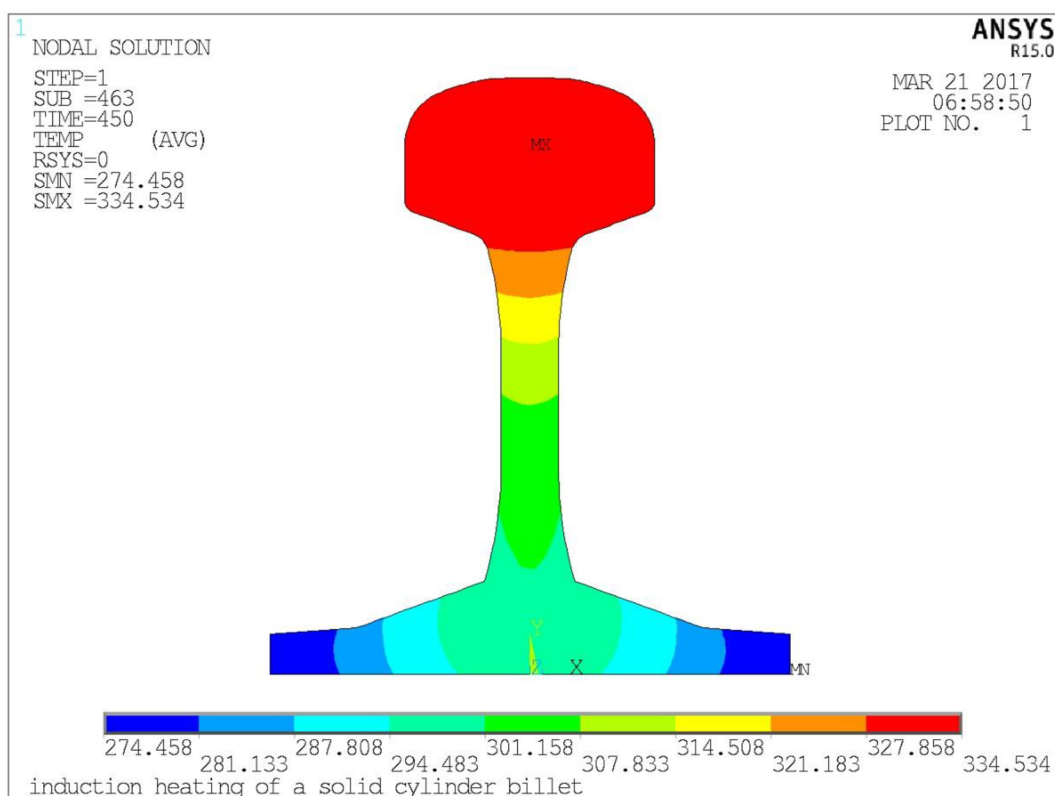
4.3 Vzorek s předehřevem

Cílem práce je popsat současný stav technologie včetně výpočtového modelu. Dalším cílem je navrhnout a ověřit úpravy procesu tepelného zpracování, jejichž výsledkem je zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy. Prvním z těchto návrhů je předehřev válcovaného profilu. Předehřev byl proveden v elektrické odporové peci. Teplota předehřevu byla zvolena na 400 °C, předehřev trval 3 hodiny. Po vytažení z pece byla změřena teplota 411 °C pomocí pyrometru. Při přepravě na linku tepelného zpracování došlo k určitému ochlazení profilu. V pravidelných časových intervalech byla měřena teplota na povrchu profilu pomocí pyrometru s laserovým vodícím paprskem. Výsledky tohoto měření a místo, na kterém byla teplota měřena, jsou uvedeny na obrázku 44. Na základě těchto hodnot bylo spočítáno teplotní rozložení v profilu při počátku tepelného zpracování (obr. 45). Srovnání mezi naměřenými a vypočtenými hodnotami teploty při přepravě profilu na linku tepelného zpracování je uvedeno na obrázku 46. Teplotní rozložení získané výpočtem bylo použito jako počáteční teplotní podmínka v simulaci popsané v kapitole 3.3. Na obrázku 47 je uvedeno teplotní rozložení po skončení ohřevu (v čase $t=505$ s). Hloubka tepelně zpracované vrstvy byla určena pomocí

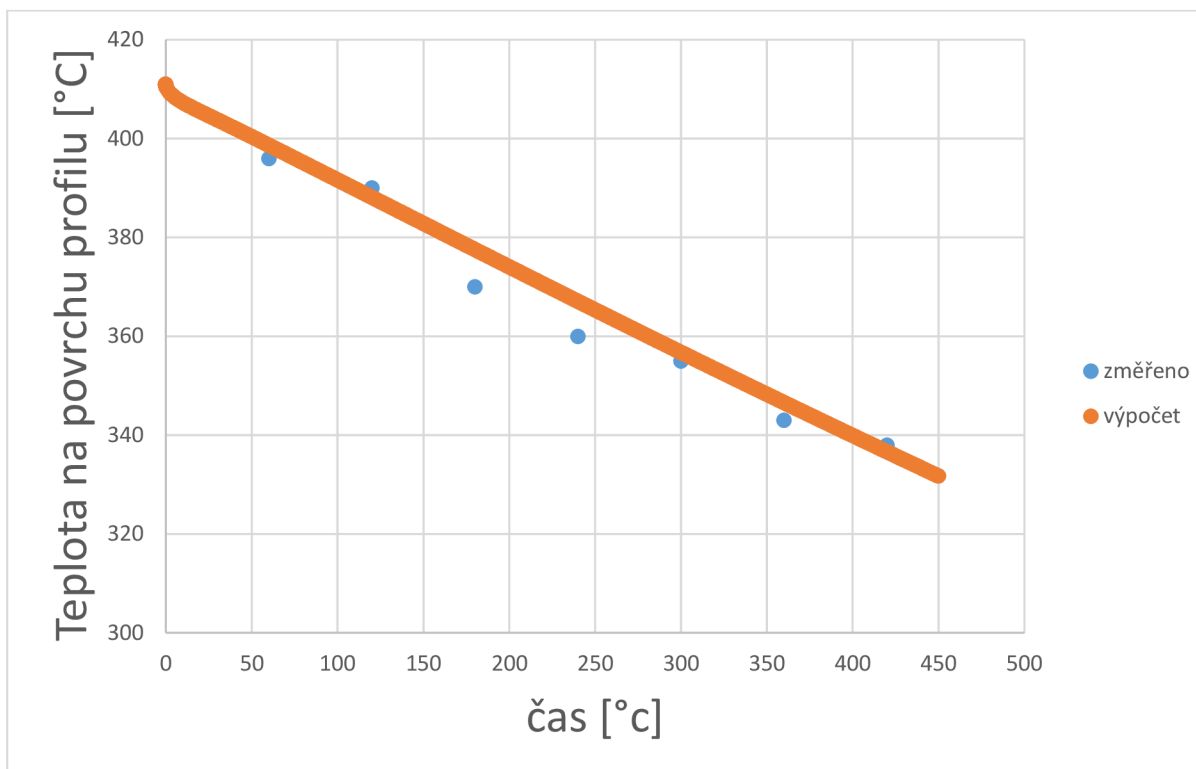
kritérii definovaných v předchozí kapitole. První uzel, který splňuje požadovaná kritéria, se nachází 27 mm pod povrchem. Hloubka tepelně zpracované vrstvy na základě simulace byla tedy určena jako 27 mm. Teplotní průběh v příslušném uzlu je uveden na obrázku 48.



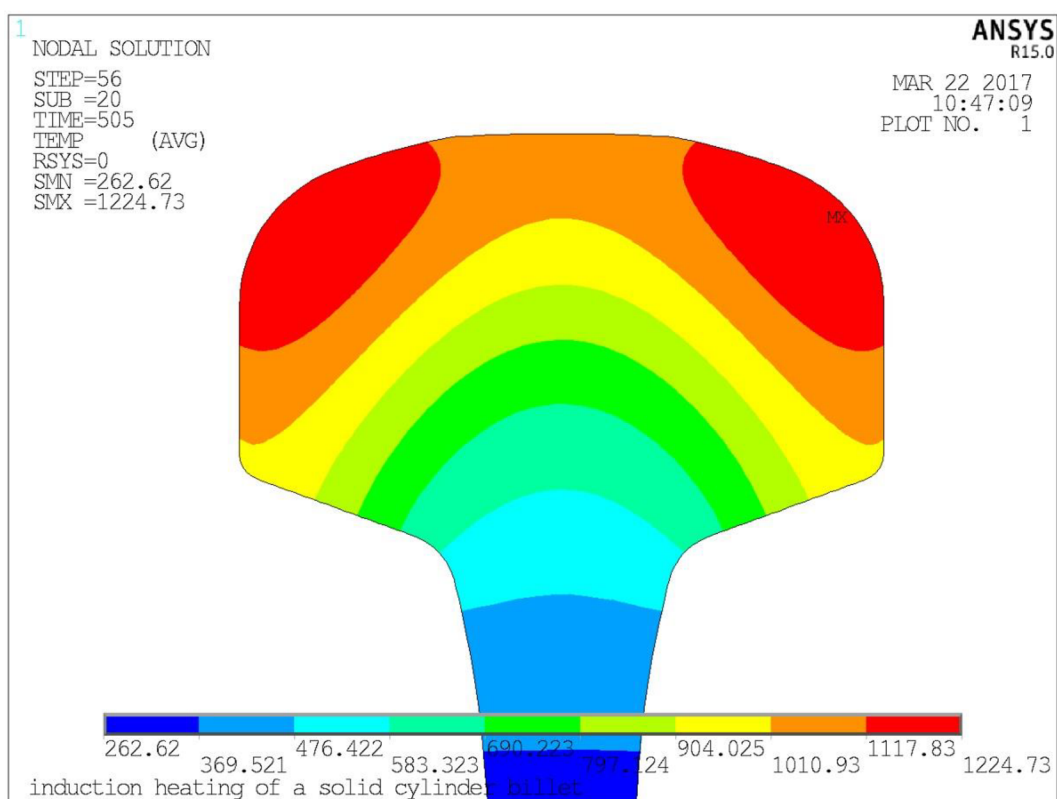
Obr. 44: Časový průběh teploty na povrchu profilu během přepravy na linku tepelného zpracování.



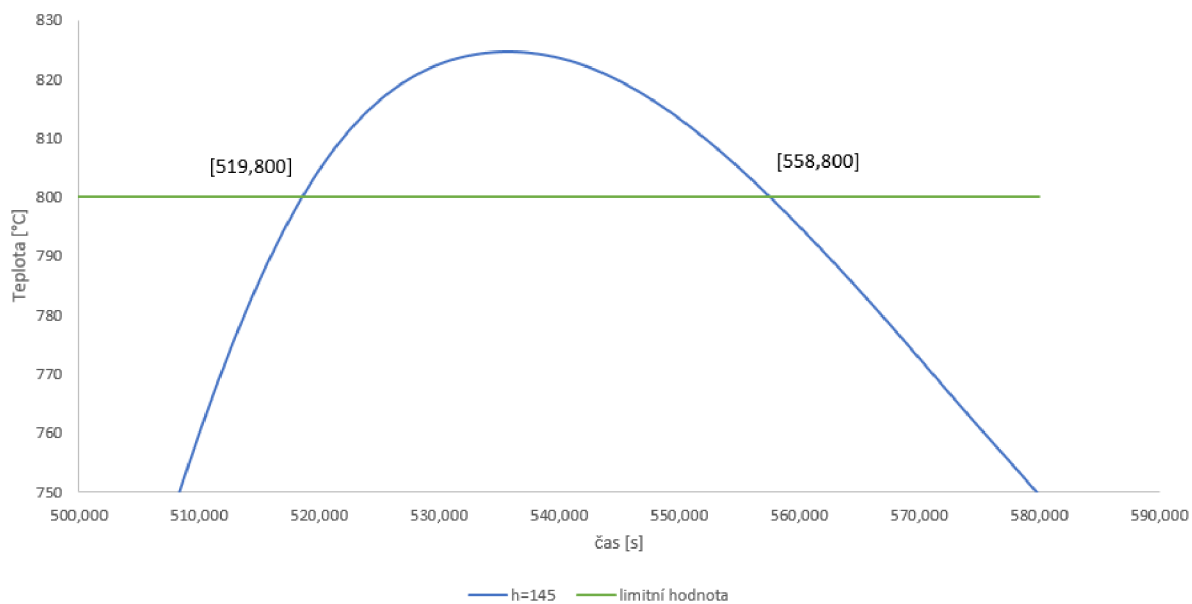
Obr. 45: Vypočtená teplotní mapa profilu před začátkem tepelného zpracování po přepravě na linku tepelného zpracování.



Obr. 46: Srovnání vypočtených teplot a naměřených teplot během přepravy předehřátého profilu z pece na linku tepelného zpracování.

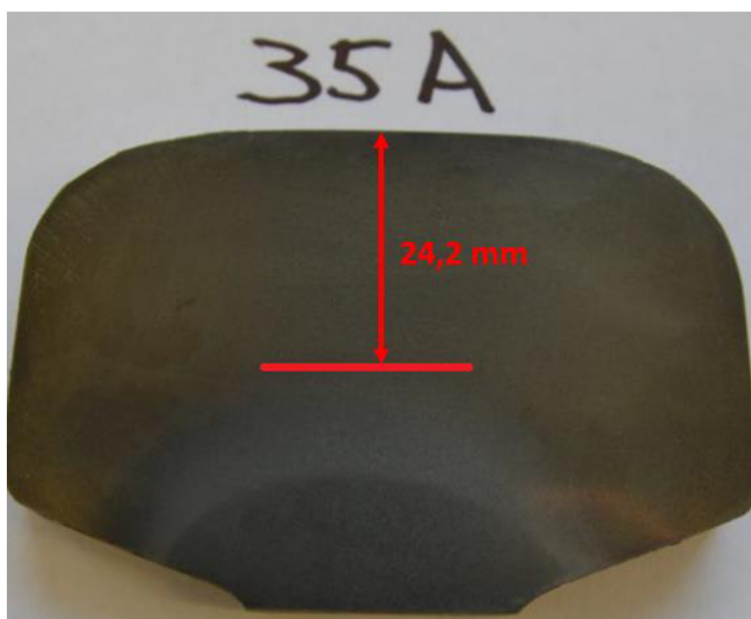


Obr. 47: Teplotní mapa vzorku 35A po skončení ohřevu.

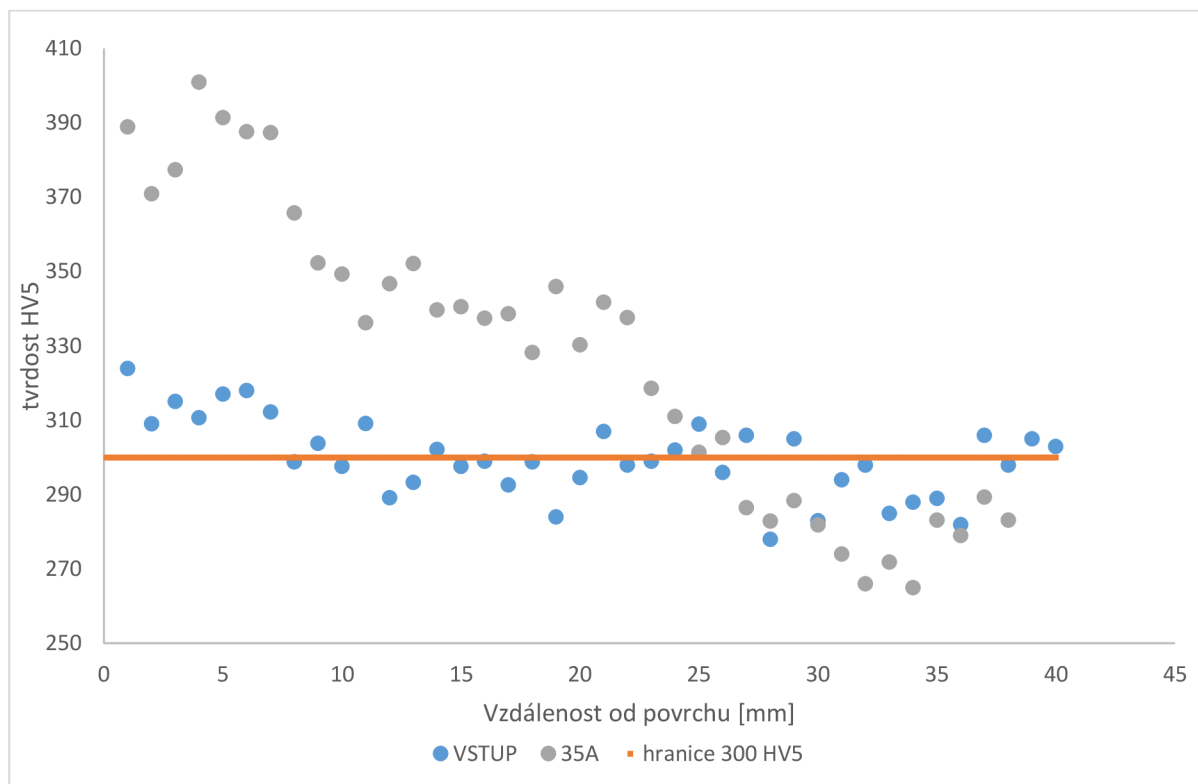


Obr. 48: Průběh teploty v uzlu 27 mm pod povrchem profilu.

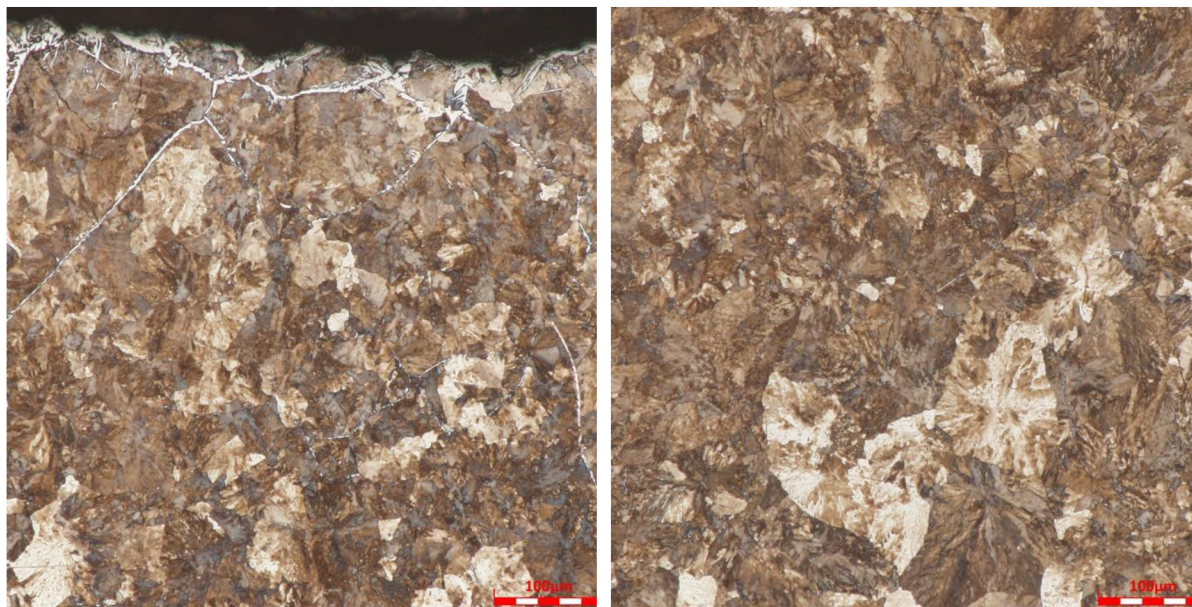
Následně byl tento experiment proveden. Ze zpracovaného profilu byly připraveny vzorky stejným postupem jako u vzorku 34A. Fotografie vzorku leptaného na makro je uvedena na obrázku 49 včetně hloubky tepelně zpracované vrstvy určené pohledem. Hloubka tepelně zpracované vrstvy určená pohledem je 24,2 mm. Výsledky měření tvrdosti jsou uvedeny na obrázku 50 včetně srovnání průběhu tvrdosti s tepelně nezpracovaným materiálem. Podle výsledků měření tvrdosti je hloubka tepelně zpracované vrstvy 24,5 mm (obr. 50). Na obrázku 51 jsou uvedeny fotografie mikrostruktury v ose profilu na povrchu a 5 mm pod povrchem. Lze vidět oduhlíčení na povrchu. Hloubka oduhlíčení je 150 μm , což je dle normy v pořádku [8]. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 10. Na obrázku 52 jsou uvedeny fotografie lomové plochy z EM. Lomová plocha je tvořena pouze štěpnými fazetami.



Obr. 49: Makrovýbrus vzorku 35A se zakótovanou hloubkou tepelně zpracované vrstvy určenou pohledem.



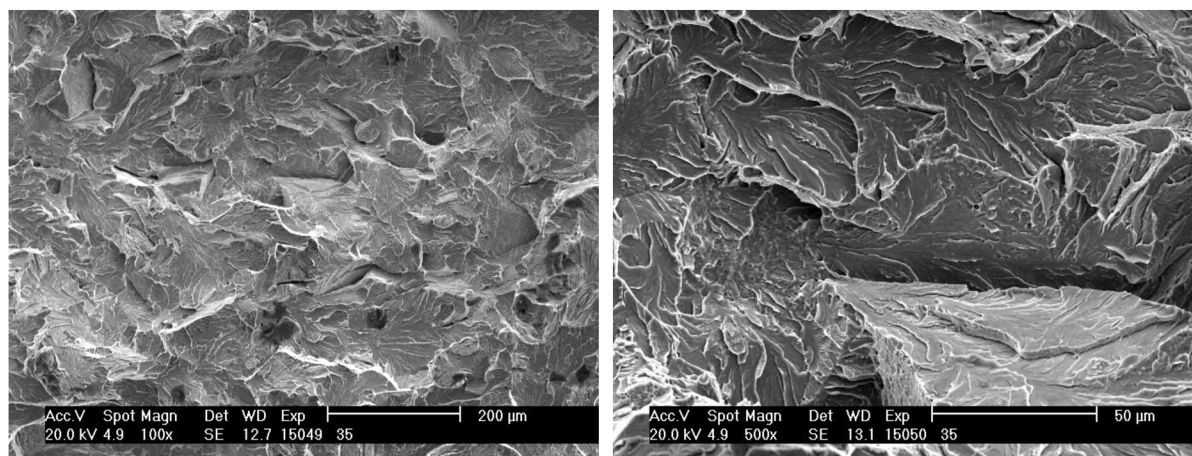
Obr. 50: Srovnání průběhu tvrdosti vzorku 35A a tepelně nezpracovaného vzorku.



Obr. 51: Mikrostruktura vzorku 35A, vlevo: v ose profilu na povrchu, zv. 500x, vpravo: v tepelně zpracované oblasti (hloubka pod povrchem 5mm), zv. 500x.

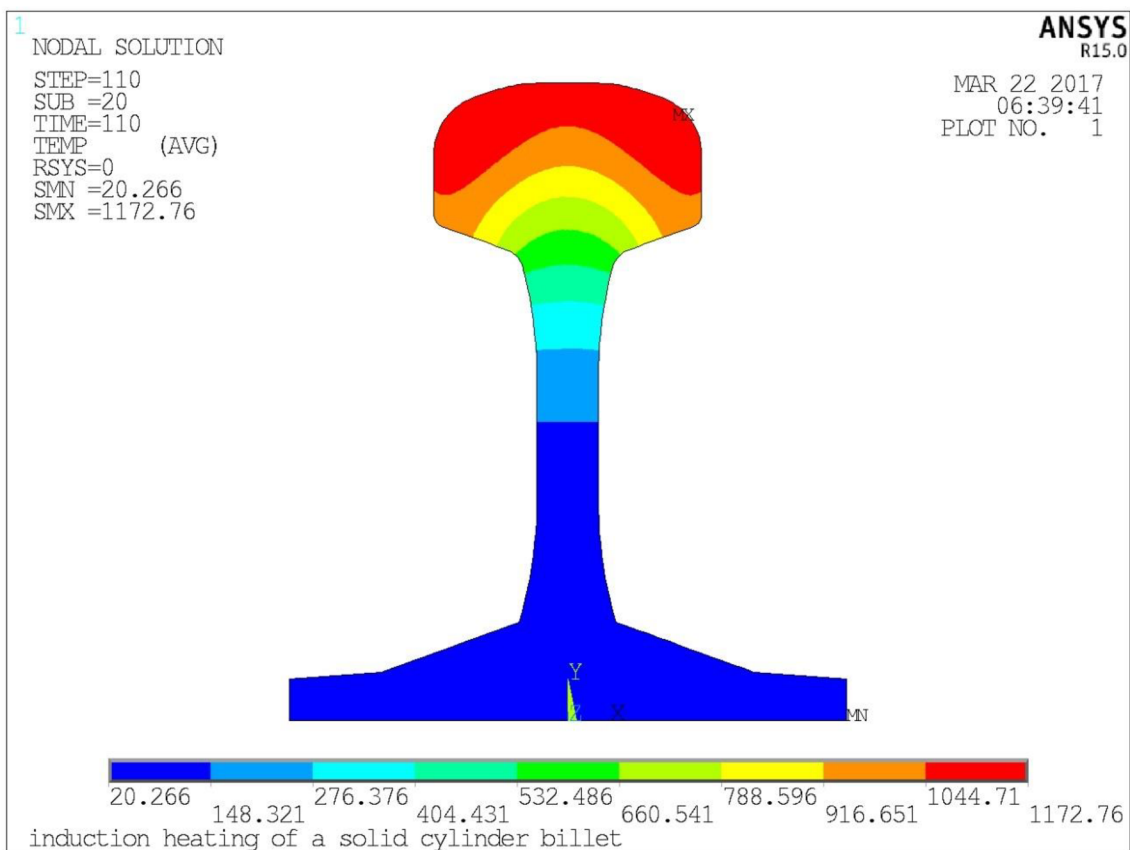
Tab. 10: Mechanické vlastnosti získané pomocí tahové zkoušky na vzorku 35A.

| č. vzorku | Re [MPa] | Rm [MPa] | A [%] |
|-----------|----------|----------|-------|
| 1 | 810 | 1231 | 8,2 |
| 2 | 792 | 1214 | 10 |
| 3 | 816 | 1236 | 7,6 |
| 4 | 797 | 1216 | 10,5 |
| průměr | 803,8 | 1224,3 | 9,1 |

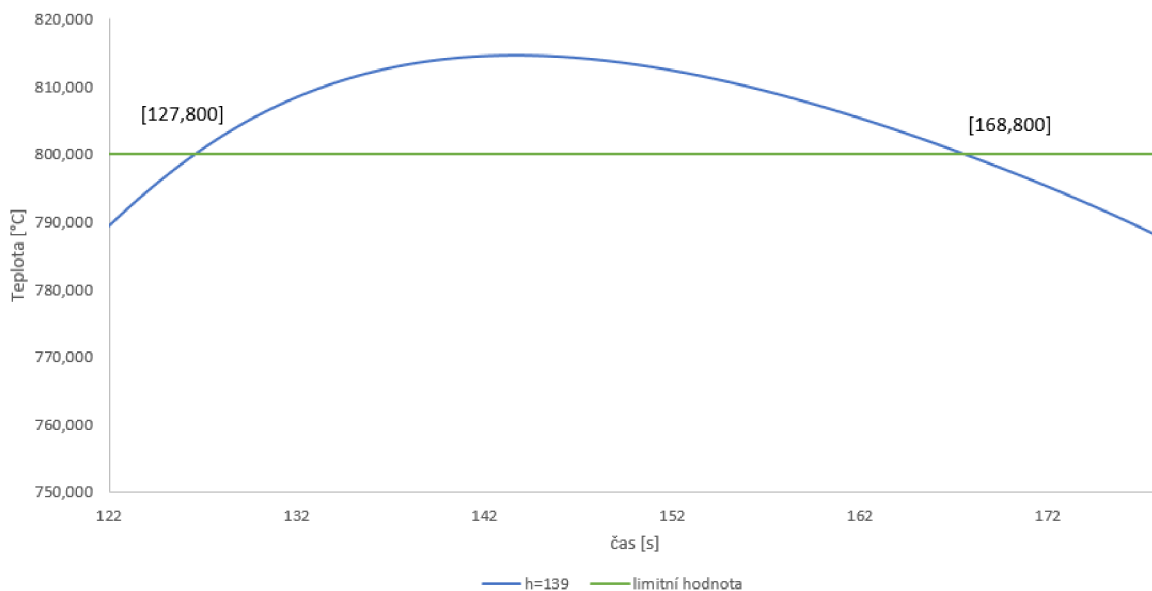
**Obr. 52:** Fotografie lomové plochy ze vzorku 35A po tahové zkoušce. Vlevo: zv. 100x, vpravo: zv. 500x.

4.4 Vzorek s pomalejším posuvem

Další navrženou úpravou procesu tepelného zpracování bylo zpomalení rychlosti posuvu. Byl proveden výpočet pomocí navrženého a již popsaného výpočtového modelu pro poloviční rychlost posuvu, tedy $v=1$ mm/s. V simulaci bylo této změny dosaženo zdvojnásobením délky trvání jednotlivých fází simulace. Kvůli omezení přehřívání povrchu byl snížen výkon induktoru o 15 %, v simulaci realizovaný jako snížení proudu protékajícího induktorem o 15 %. Na obrázku 53 je rozložení teploty po skončení ohřevu v čase $t=110$ s, tedy dvojnásobek oproti délce ohřevu u předchozích vzorků. Hloubka tepelně zpracované vrstvy byla určena podle stejných kritérií, jako u předchozích vzorků. První uzel, který splnil požadovaný průběh teploty, je ve vzdálenosti 33 mm pod povrchem. Časový průběh teploty v tomto uzlu je zobrazen na obrázku 54.



Obr. 53: Rozložení teplot po skončení ohřevu v čase $t=110$ s u vzorku 36A.



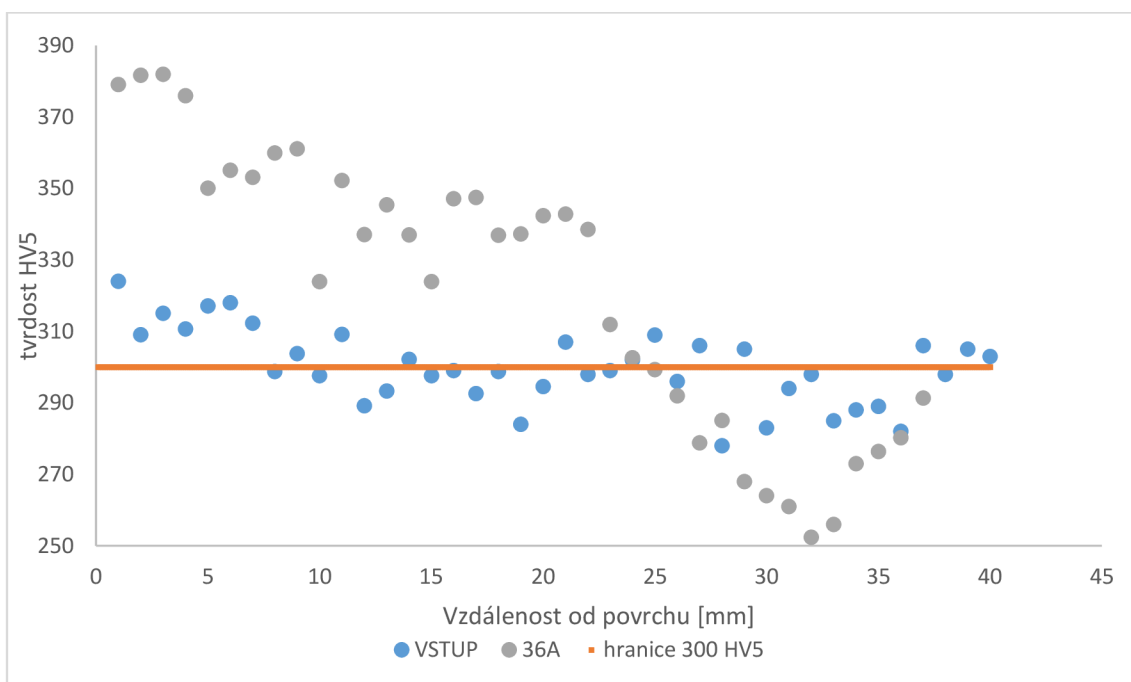
Obr. 54: Časový průběh teploty v uzlu 33 mm pod povrchem v ose profilu u vzorku 36A.

Proces tepelného zpracování byl následně proveden s nastavením stejným jako v simulaci. Vzorek vytvořený z tepelně zpracovaného profilu byl označen jako 36A. Na obrázku 55 je zobrazen výbrus leptaný na makro včetně zakótované hloubky tepelně zpracované vrstvy určené pohledem. Výsledná hloubka určená tímto způsobem je 22,3 mm. Výsledky měření tvrdosti včetně porovnání průběhu tvrdosti s tepelně nezpracovaným vzorkem

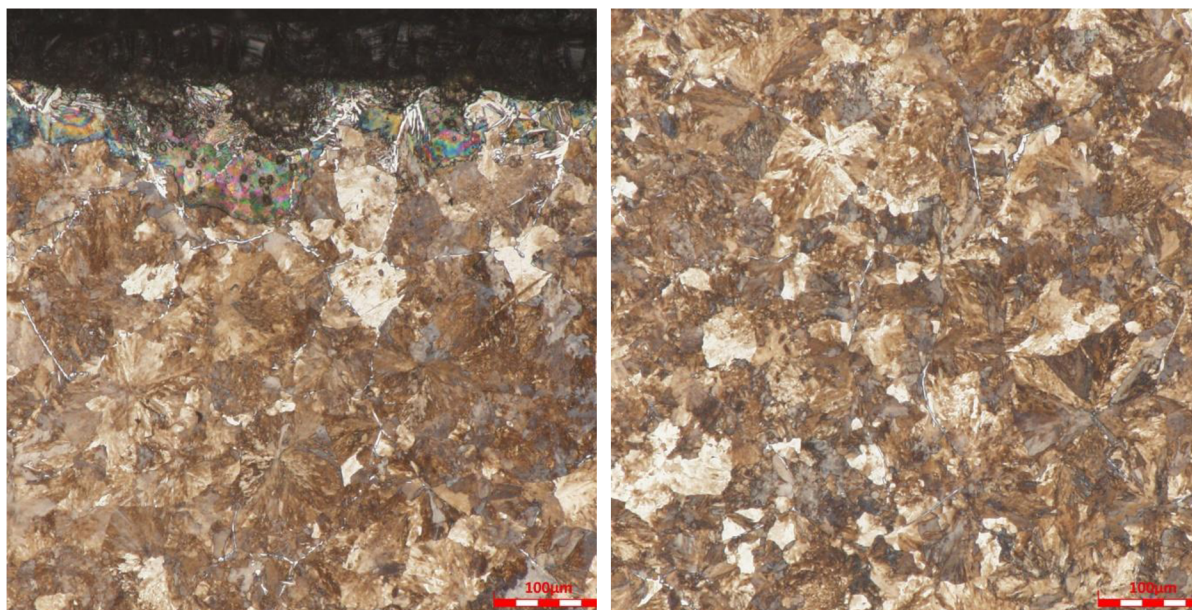
jsou uvedeny na obrázku 56. Hloubka tepelně zpracované vrstvy určená na základě měření tvrdosti je 24 mm. Na obrázku 57 jsou fotografie mikrostruktury na povrchu v ose profilu a 5 mm pod povrchem. Je vidět mírné oduhlíčení na povrchu, které dosahuje maximálně do hloubky 200 μm pod povrchem. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tabulce 11. Fotografie lomové plochy pořízené v EM jsou uvedeny na obrázku 58. Lomová plocha je tvořena výhradně štěpnými fazetami.



Obr. 55: Makrovýbrus vzorku 36A se zakótovanou hloubkou tepelně zpracované vrstvy určenou pohledem.



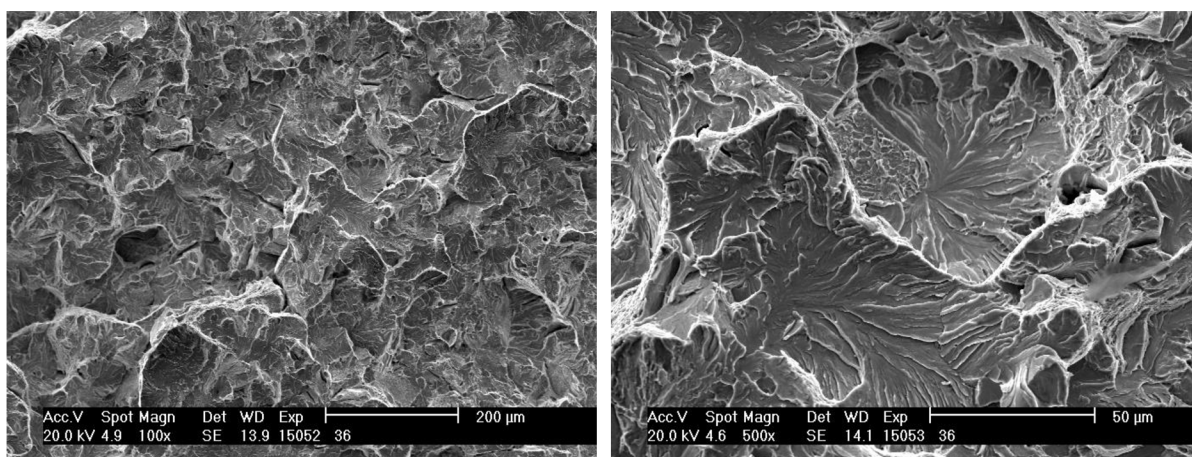
Obr. 56: Srovnání průběhu tvrdosti vzorku 36A a tepelně nezpracovaného vzorku.



Obr. 57: Mikrostruktura vzorku 36A, vlevo: mikrostruktura v ose profilu na povrchu, zv. 500x, vpravo: mikrostruktura v tepelně zpracované oblasti (hloubka pod povrchem 5mm), zv. 500x.

Tab. 11: Mechanické vlastnosti získané pomocí tahové zkoušky na vzorku 36A.

| č. vzorku | Re [MPa] | Rm [MPa] | A [%] |
|-----------|----------|----------|-------|
| 1 | 800 | 1220 | 11,7 |
| 2 | 792 | 1218 | 8,4 |
| 3 | 799 | 1219 | 12,8 |
| 4 | 791 | 1219 | 8,4 |
| průměr | 795,5 | 1219 | 10,3 |



Obr. 58: Fotografie lomové plochy ze vzorku 36A po tahové zkoušce. Vlevo: zv. 100x, vpravo: zv. 500x.

5. DISKUZE VÝSLEDKŮ

Tato práce má dvě hlavní části: tvorbu výpočtového modelu pro popis procesu tepelného zpracování válcovaných profilů a hodnocení mikrostruktury a mechanických vlastností vzorků vyrobených za různých podmínek tepelného zpracování. Tyto dvě části budou diskutovány zvlášť v následujících kapitolách.

5.1 Přesnost simulace a shoda s experimenty

V předchozích kapitolách byla popsána struktura výpočtového modelu a výsledky výpočtů, které byly získány pomocí tohoto modelu. Rovněž byly zmíněny určité limity použitého výpočtového modelu, jeho nedostatky a použítá zjednodušení. K podrobnějšímu popisu těchto faktů dojde v této kapitole.

Nejvýznamnějším zjednodušením, které bylo ve výpočtovém modelu použito, je převedení simulace indukčního ohřevu do dimenze 2D. Jak již bylo zmíněno, program Ansys dokáže ve 3D počítat magnetické pole pouze pro solenoidové cívky, pro cívky obecného tvaru tuto možnost neposkytuje. Transformace problému do 2D sebou nese mnoho navazujících nepřesností a omezení, které již byly v předešlém textu zmíněny a nyní budou shrnuty.

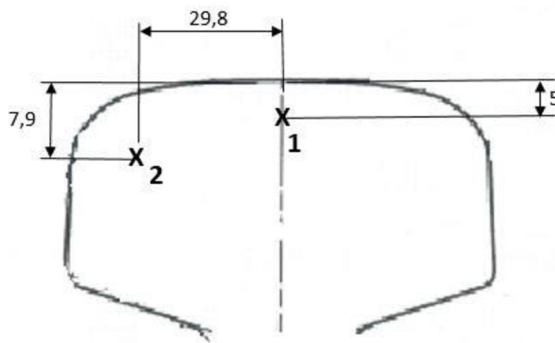
V první řadě bylo nutné upravit tvar induktoru. Ve skutečnosti je induktor tvořen několika měděnými dutými tyčemi, které jsou spájeny dohromady. Uvnitř induktoru protéká chladicí kapalina. Vzhledem k redukci induktoru do 2D bylo nutné použít plný průřez, byl však zachován jeho obrysový tvar a umístění vůči ohřívané součásti. Proud v induktoru musel být zadán v ose kolmé k rovině, v níž je model vytvořen. Ve skutečnosti však proud protéká hlavně v rovině modelu. Změna směru proudu ovlivňuje rozložení magnetického pole kolem ohřívajícího předmětu. Chyba výpočtu, která vzniká vlivem této změny, je umocněna redukcí tvaru feromagnetických jader. Při průchodu proudu v ose kolmé na rovinu modelu koncentrují feromagnetická jádra magnetické siločáry nad induktorem, ale rozložení magnetických siločar pod induktorem ovlivňují jen minimálně. Lze tedy usuzovat, že v místě umístění feromagnetických jader bude výpočet teplot vycházet nižší než ve skutečnosti, naopak v místě bez jader (v oblasti rádiusů) bude teplota ve výpočtu růst rychleji než ve skutečnosti.

Dalším problémem je redukce dynamického procesu do procesu statického. V reálu se ohřívající profil pohybuje pod induktorem, tento pohyb ve 2D simulaci samozřejmě není možné přesně modelovat. Jedná se zejména o problém vedení tepla z ohřívajícího místa pod induktorem do místa před induktorem. Toto vedení tepla způsobuje pozvolnější nárůst teploty, než bylo docíleno ve výsledcích výpočtového modelu.

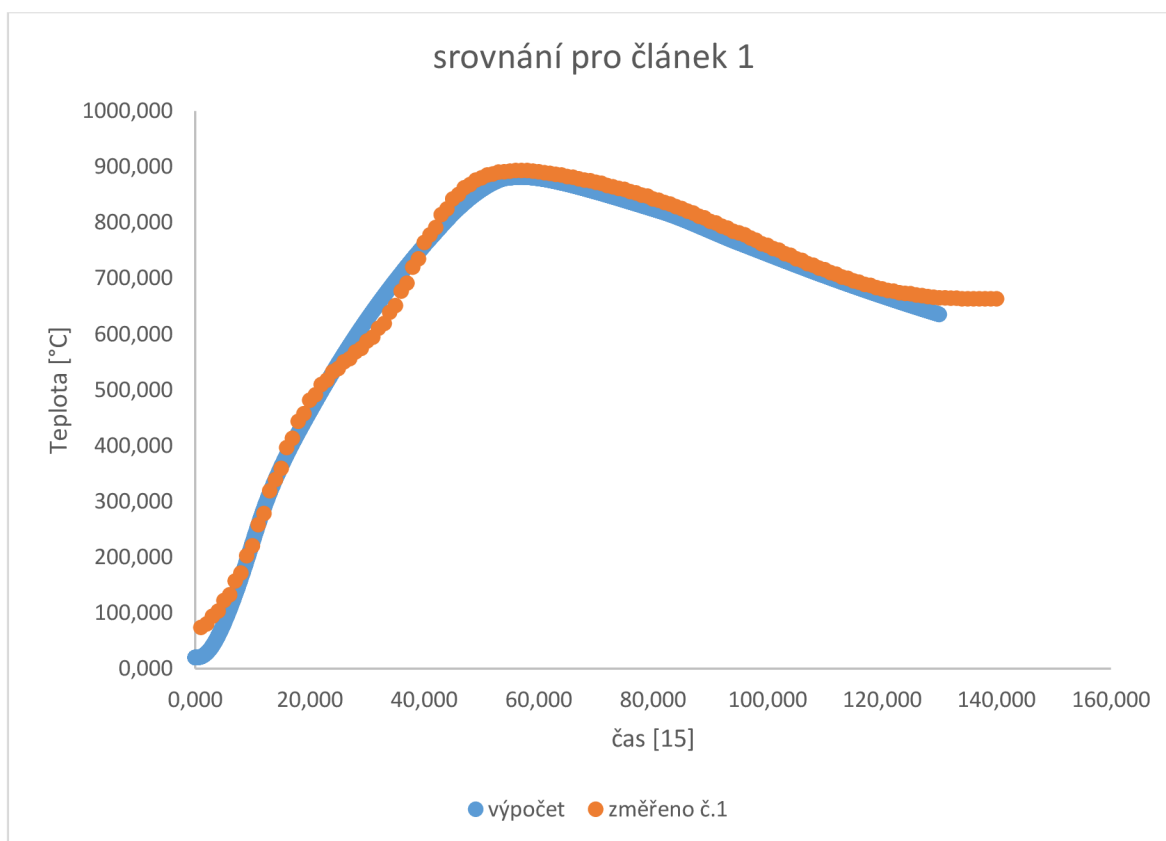
Ostatní autoři, kteří modelují indukční ohřev v programu Ansys, se s problémem redukce úlohy do 2D vypořádávají různými způsoby. U vhodných součástí se používá jako náhrada za skutečný induktor solenoidová cívka [25], toto nahrazení se však používá pouze v případě, že je skutečný induktor kruhový a ohřívající předmět prochází vnitřním průměrem induktoru. U složitějších tvarů tento postup již použít nelze. Autoři článku [26] se věnují indukčnímu ohřevu ozubeného kola s vnitřním ozubením metodou drážka po drážce. Pohyb induktoru uvnitř drážky řeší autoři s použitím iteračního postupu. Autoři však neuvádějí, zda je jejich induktor rovněž redukován do 2D (což sebou nese nepřesnost ve směru proudu), nebo tento problém řeší pomocí 3D induktoru (čemuž nasvědčují schémata v práci). V další práci [27] řeší autoři ohýbání plechu pomocí indukčního ohřevu. Uvádějí, že použili prvek SOLID236 (krychlový prvek s 20 uzly) pro vysítování všech částí modelu, včetně induktoru. Dle manuálu k softwaru Ansys se u tohoto prvku jako zatížení při magnetické simulaci zadává proudová hustota, elektrický proud musí být solenoidiální [19], toto omezení však autoři

nezmiňují. Ani v dalších pracích nebyl nalezen důkaz o použití 3D induktoru bez jakéhokoli omezení.

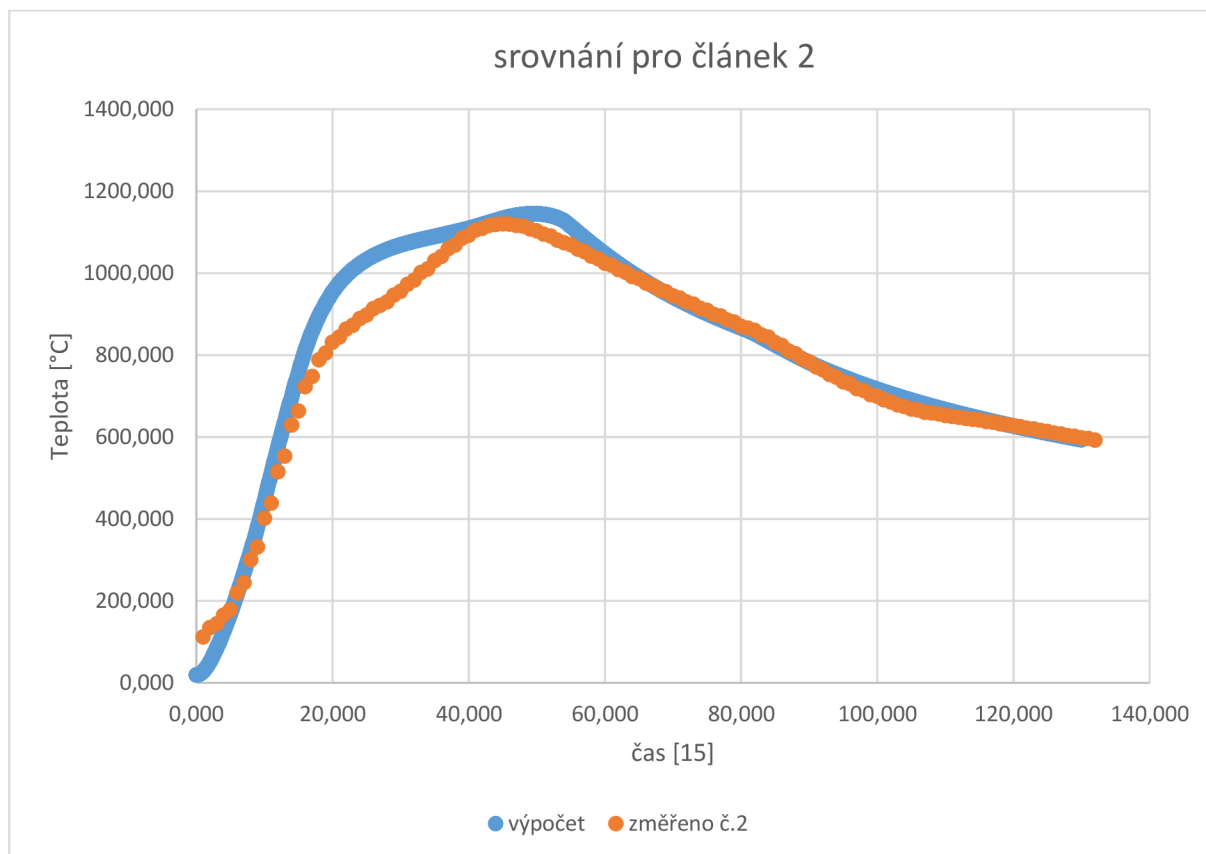
Přesnost navrženého výpočtového modelu byla ověřena měřidlem. Jedná se o válcovaný profil, v němž jsou umístěny dva termočlánky v polohách dle obrázku 59. Porovnání naměřených hodnot a vypočtených hodnot je pro tyto termočlánky uvedeno na obrázcích 60 a 61. Jedná se o termočlánky, které jsou nejbližší povrchu.



Obr. 59: Schéma polohy termočlánků v měřidle teploty.



Obr. 60: Srovnání naměřeného a vypočteného průběhu teploty v místě termočlánku č. 1-osa profilu.



Obr. 61: Srovnání naměřeného a vypočteného průběhu teploty v místě termočláneku č. 2-
rádius profilu.

Z těchto obrázků je vidět, že výpočtový model dosahuje lepší shody s realitou v ose profilu, v rádiusu je odchylka od naměřeného průběhu teploty větší. Menší shoda v oblasti rádiusu je dána pravděpodobně tím, že feromagnetická jádra, jak bylo popsáno výše, ve výpočtovém modelu neplní svoji funkci tak, jako v realitě. Tím pádem dochází ke zvýšené koncentraci generovaného tepla právě v oblasti rádiusů na úkor osy profilu a boků profilu. U obou obrázků je však patrná dobrá shoda s experimentem v maximální dosažené teplotě. V ose profilu je maximální teplota mírně nižší než naměřená a v rádiusu je naopak mírně vyšší než naměřená teplota.

Přesnost simulace u vzorků 35A a 36A lze posoudit pomocí výsledků měření hloubky tepelně zpracované vrstvy. Tato hloubka byla měřena třemi způsoby, které jsou popsány v kapitole 3.6.2. V tabulce 13 je přehled naměřených hodnot hloubky tepelně zpracované vrstvy pomocí jednotlivých metod. Metoda měření, která nejlépe vystihuje skutečnou hloubku tepelně zpracované vrstvy, je metoda měření tvrdosti, protože norma [8] předepisuje minimální hodnotu právě této veličiny. Hodnotu hloubky tepelně zpracované vrstvy změřenou pomocí tvrdosti lze tedy prohlásit za skutečnou hloubku tepelně zpracované vrstvy. Měření průběhu tvrdosti však trvá poměrně dlouhou dobu, je tedy otázka, zda pro orientační určení hloubky tepelně zpracované vrstvy lze použít měření na makrovýbrusu, které je podstatně rychlejší. Rozdíl v naměřených hodnotách mezi těmito dvěma metodami je maximálně 1,7 mm u vzorku 36A, u ostatních vzorků je tento rozdíl menší. Lze tedy říci, že pro orientační měření hloubky tepelně zpracované vrstvy lze použít metodu měření na makrovýbrusu, chyba měření se bude pohybovat maximálně do 2 mm. Měření hloubky tepelně zpracované vrstvy pomocí výsledků simulace vychází dobře pro vzorky 34A a 35A. U vzorku 34A dochází k mírnému

podhodnocení oproti skutečné hloubce tepelně zpracované vrstvy a u vzorku 35A naopak k mírnému nadhodnocení. U vzorku 36A je již rozdíl oproti skutečné hloubce tepelně zpracované vrstvy výrazný. Výpočtový model tedy funguje dobře pro současné nastavení technologie a pro výpočet tepelného zpracování s předeřevem. Pro výpočet s pomalejší rychlostí pohybu ohřívaného profilu se tento výpočtový model jeví jako málo vhodný, chyba v určení hloubky tepelně zpracované vrstvy je velká. U výpočtu s pomalejší rychlostí posuvu profilu se výrazně projevuje chyba výpočtu vzniklá redukcí tvaru induktoru do 2D. Pro výpočet s jinou rychlostí posuvu profilu je třeba výpočtový model upravit a odzkoušet shodu s experimentem.

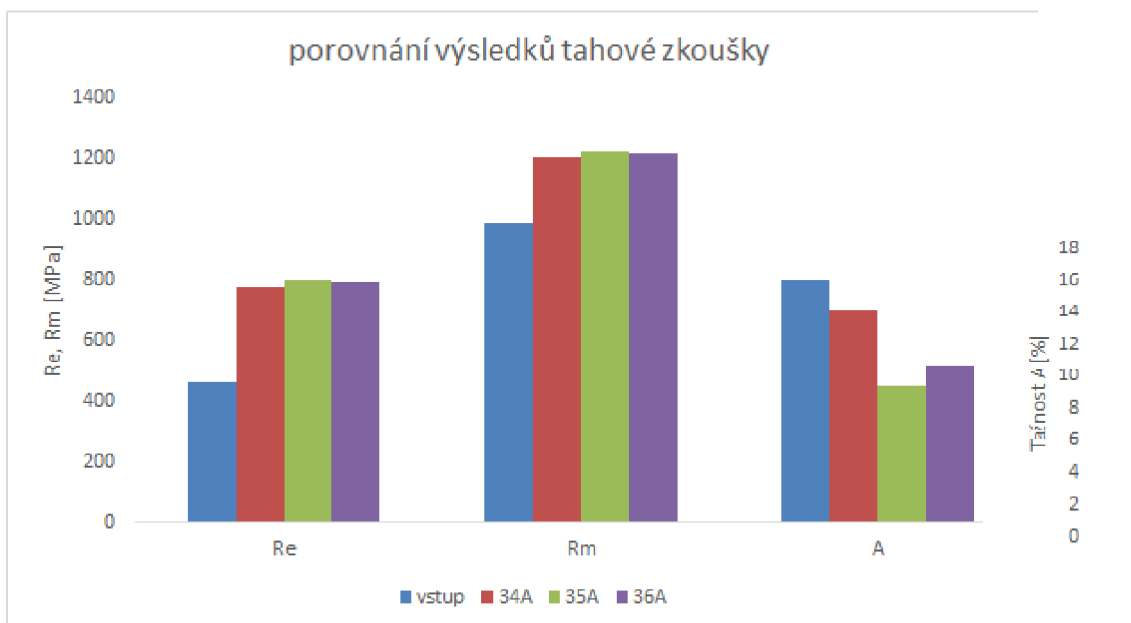
Tab. 12: Přehled naměřených hloubek tepelně zpracované vrstvy pomocí různých metod.

| vzorek | hloubka tepelně zpracované vrstvy [mm] | | |
|---------|--|------|------|
| | 34A | 35A | 36A |
| pohled | 16,9 | 24,2 | 22,3 |
| tvrdost | 16 | 24,5 | 24 |
| výpočet | 15 | 27 | 33 |

5.2 Hodnocení mikrostruktury a mechanických vlastností

Mikrostruktura všech vzorků byla tvořena pouze perlitem (kromě feritu vzniklého vlivem oduhlíčení povrchu), nebyl nalezen žádný bainit, což by bylo podle normy [8] nepřijatelné. Průběh tvrdosti u všech tepelně zpracovaných vzorků vykazuje podobné chování. V tepelně zpracované vrstvě bylo dosaženo zvýšení tvrdosti až na hodnotu 400 HV 5, což je o 100 HV 5 více, než je průměr tvrdosti u tepelně nezpracovaného vzorku. S rostoucí hloubkou pod povrchem tvrdost pochopitelně klesá. Pokles tvrdosti se ale nezastaví na hodnotách tepelně nezpracovaného materiálu, ale klesá k ještě nižším hodnotám. Tento pokles pod hodnoty tvrdosti tepelně nezpracovaného materiálu je pravděpodobně způsoben tepelným ovlivněním základního materiálu, respektive jeho krátkodobým žíháním. Je tedy nutné, aby hloubka tepelně zpracované vrstvy byla větší, než je povolená hloubka opotřebení profilu v provozu.

Srovnání výsledků tahové zkoušky pro všechny vzorky je uvedeno na obrázku 62. Mez kluzu i mez pevnosti u všech tepelně zpracovaných vzorků vzrostly přibližně stejně. Tento výsledek je v pořádku, cílem práce je zvětšit hloubku tepelně zpracované vrstvy, nikoli zlepšit mechanické vlastnosti oproti současnému nastavení technologie. Problémem je však klesající hodnota tažnosti u obou navržených úprav procesu tepelného zpracování. Z lomových ploch příslušných vzorků je vidět změna charakteru lomu z tvárného porušení u vzorku 34A ke štěpnému porušení u vzorků 35A a 36A.



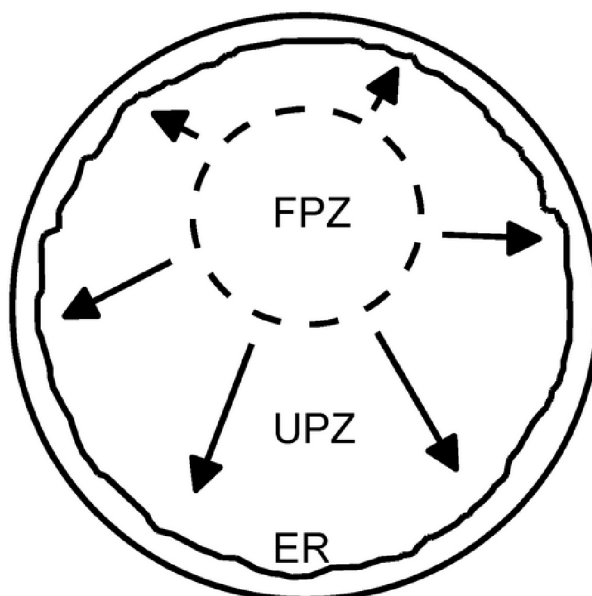
Obr. 62: Srovnání mechanických vlastností jednotlivých vzorků.

Pokles tažnosti by mohl být způsoben vyšší teplotou v místě odběru tyče pro tahovou zkoušku. Tento jev je popsán v literatuře [28], kde autoři zkoumají vliv podmínek ochlazování na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti perlitické oceli. Závěrem jejich práce je, že při vyšší teplotě austenitizace (950 °C) dochází k výraznějšímu poklesu tažnosti oproti vzorkům austenitizovaných na teplotách 850 °C. Vliv vyšší teploty austenitizace je podle autorů v tom, že dochází ke hrubnutí původního austenitického zrna a větší tvorbě proeutektoidního feritu vlivem oduhličení. V této práci byla teplota v místě odběru tahové zkoušky vyšší než 1000 °C (obr. 53), ale oduhličení v tak velké hloubce pod povrchem nebylo na metalografickém výbrusu prokázáno (obr. 63). Kontrola výskytu feritu byla provedena na vzorku 35A, ten dosahuje nejvyšší povrchové teploty a tudíž má nejvhodnější podmínky pro oduhličení.

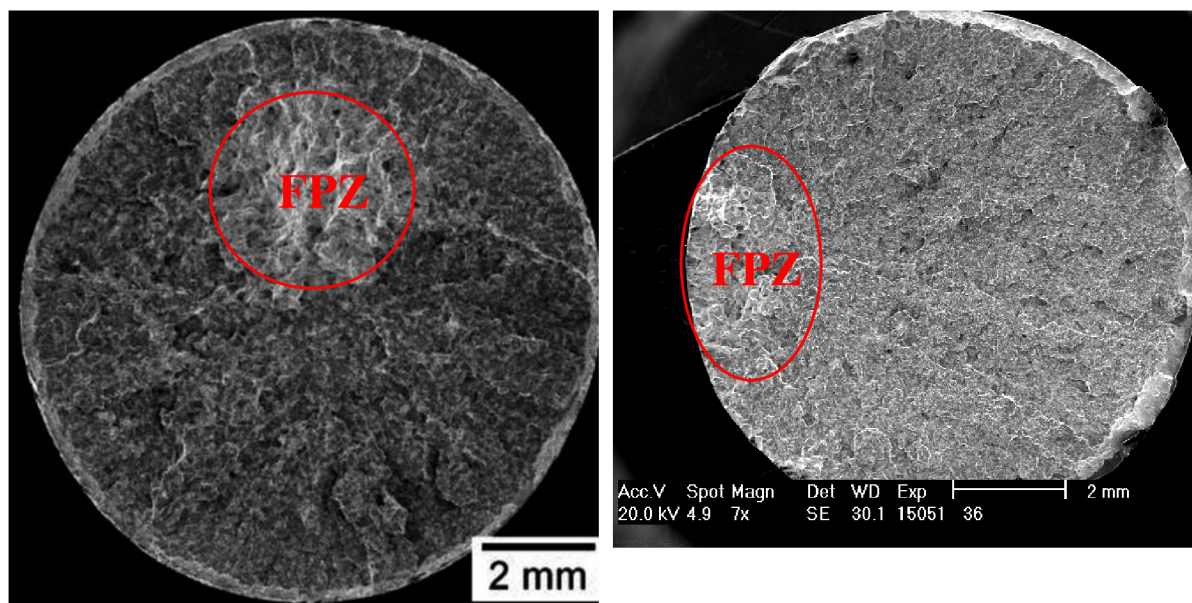


Obr. 63: Mikrostruktura vzorku 35A v místě odběru materiálu pro tahovou zkoušku, zv. 500x.

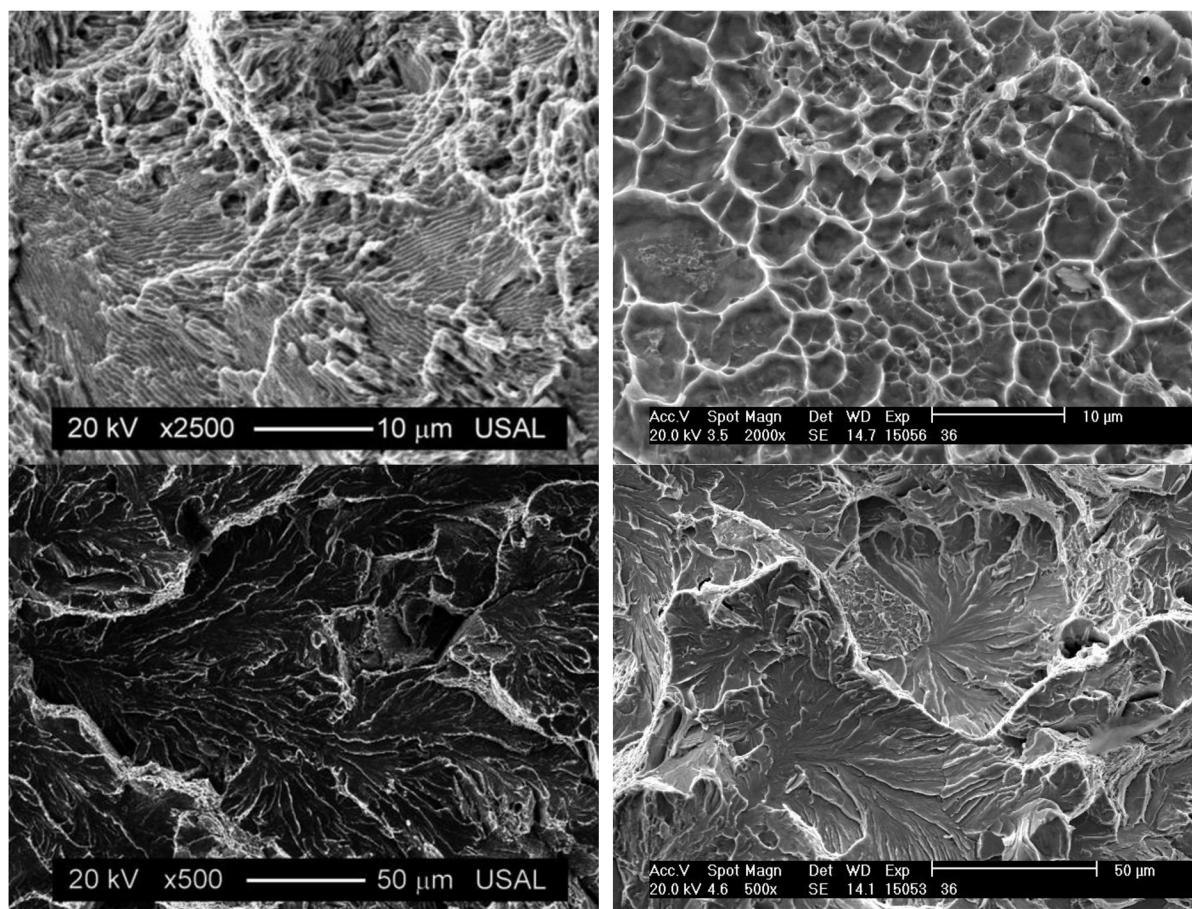
Další práce [29] se zabývá vlivem rychlosti ochlazení na mechanické vlastnosti perlitické oceli. Teplota austenitizace je v této práci pro všechny vzorky shodná (900 °C), ochlazení probíhá v otevřené, uzavřené, nebo částečně otevřené peci. Autoři této práce dospěli k závěru, že pomalejší rychlost ochlazování vede k nižší tažnosti a lomu s větším podílem štěpení. Tento výsledek vysvětlují tak, že při nižší rychlosti ochlazování dochází ke vzniku hrubšího perlitu, v němž při deformaci vznikají větší mikrotrhliny než v případě jemného perlitu. Větší mikrotrhliny působí jako větší koncentrátoři napětí a v jejich důsledku se lom šíří nestabilně. Autoři rovněž popisují 2 různé oblasti lomové plochy – místo iniciace lomu (fracture proces zone FPZ) a oblast nestabilního šíření trhliny (unstable propagation zone UPZ) viz. obrázek 64. Lomové plochy vzorků z této práce vykazují velmi podobné chování, jako vzorky v článku [29], srovnání je uvedeno na obrázcích 65 a 66. V oblasti FPZ je lom tvořen propojením mikroductin, což je charakteristické pro tvárný mechanismus porušení. Tím vznikne trhlina nadkritické délky, která se dále šíří nestabilně v oblasti UPZ. [29]



Obr. 64: Oblasti lomové plochy, FPZ-místo iniciace lomu, UPZ- oblast nestabilního šíření trhliny, ER- tvárné natržení v oblasti krčku pod úhlem 45°. [29]



Obr. 65: Vlevo: lomová plocha dle autorů článku [29] při pomalé rychlosti ochlazování, vpravo: lomová plocha vzorku 36A.



Obr. 66: Vlevo nahoře: oblast FPZ autorů z článku [29], vlevo dole: oblast UPZ autorů z článku [29], vpravo nahoře: oblast FPZ vzorku 36A, vpravo dole: oblast UPZ vzorku 36A.

Pro další experimenty a simulace indukčního ohřevu je třeba určit souvislost mezi rychlostí ochlazování, což je výsledek simulace, a mechanickými vlastnostmi. V teoretické části byla popsána závislost mezi mezilamelární vzdáleností a teplotou transformace austenitu na perlit. Mezilamelární vzdálenost desek v perlitu je také funkcí rychlosti ochlazování. Pro vzorek 34A, který byl vyroben pomocí současného nastavení technologie tepelného zpracování, jsou k dispozici data z měřidla teplot, které byly popsány v předchozí podkapitole. Bylo ukázáno, že výsledky simulace s dostatečnou přesností aproximují reálný průběh teplot při procesu tepelného zpracování. Pro tento vzorek bude nyní určena závislost mezi mezilamelární vzdáleností perlitu, rychlostí ochlazování a tvrdostí. Pro ostatní vzorky nejsou k dispozici data z měřidla teploty, nelze určit přesnost simulace a nemá tedy smysl tento vztah zkoumat u těchto vzorků. V tabulce 14 jsou změřené hodnoty mezilamelární vzdálenosti, tvrdosti a rychlosti ochlazování v závislosti na hloubce pod povrchem v ose profilu.

Tab. 13: *Závislost mezilamelární vzdálenosti, rychlosti ochlazování a tvrdosti na hloubce pod povrchem pro vzorek 34A.*

| | <i>bod</i> | | |
|---|------------|----------|----------|
| | <i>1</i> | <i>2</i> | <i>3</i> |
| <i>hloubka pod povrchem [mm]</i> | 5 | 10 | 15 |
| <i>změřená d [μm]</i> | 0,065 | 0,106 | 0,109 |
| <i>rychlost ochlazování [$^{\circ}\text{C/s}$]</i> | 3,73 | 3,63 | 3,36 |
| <i>Tvrdost [HV 5]</i> | 382 | 342 | 324 |

6. ZÁVĚR

Cílem této práce bylo navrhnout úpravy procesu tepelného zpracování válcovaných profilů za účelem zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy. Byly navrženy dvě úpravy procesu tepelného zpracování: předehřev profilu a zpomalení pohybu profilu pod induktorem. Výsledkem je zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy z výchozích 16 mm na 24 mm u obou navržených úprav. Zvětšení hloubky tepelně zpracované vrstvy sebou však nese pokles tažnosti, který se projevuje štěpným lomem materiálu. Tento pokles byl diskutován s pomocí dostupné literatury a byla popsána možná příčina poklesu tažnosti. Je úkolem dalšího výzkumu ověřit, zda je pokles skutečně způsoben příliš dlouhou výdrží na vysoké teplotě (což způsobuje hrubnutí zrna a tvorbu hrubšího perlitu) a upravit proces tepelného zpracování tak, aby byla výsledná tažnost materiálu vyšší.

Pro simulaci tepelného zpracování byl vytvořen výpočtový model, který simuluje indukční ohřev válcovaných profilů a následné ochlazení. Tento výpočtový model dosahuje dobrých výsledků při simulaci současného stavu tepelného zpracování a při simulaci tepelného zpracování s předehřevem profilu. Výpočtový model se jeví jako málo vhodný pro simulaci tepelného zpracování s pomalejší rychlostí posuvu. Byly diskutovány omezení výpočtového modelu, které vedou k nepřesnostem ve výpočtu. Je úkolem dalšího výzkumu omezit tyto nepřesnosti a zdokonalit navržený výpočtový model, aby byl použitelnější pro širokou škálu možných úprav v procesu tepelného zpracování válcovaných profilů.

Byl zkoumán vztah mezi mezilamelární vzdáleností desek perlitu, rychlostí ochlazování a výslednou tvrdostí materiálu. Výsledkem výpočtového modelu je pouze průběh teploty v jednotlivých místech profilu. Pro určení přibližných mechanických vlastností materiálu je zapotřebí znát právě vztah mezi rychlostí ochlazování a tvrdostí. Tento vztah je klíčový pro další výpočtové simulace v této oblasti.

7. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] HAVLÍČEK, Petr. *Vliv zpevňování výbuchem na strukturu a vlastnosti Hadfieldovy oceli z hlediska užití v železniční dopravě*. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2015.
- [2] BUSCHOW, K. H. J. *Encyclopedia of materials: science and technology*. New York: Elsevier, 2001. ISBN 0080431526.
- [3] BRAMFITT, B. L., Accelerated Cooling of Rail, *Iron & Steelmaker*, vol. 18, No. 6, 1991, pp. 33–41.
- [4] JIN, N. a P. CLAYTON. Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels. *Wear*. Elsevier B.V, 1997, **202**(2), 202-207. DOI: 10.1016/S0043-1648(96)07271-7. ISSN 0043-1648.
- [5] RYŠ, Přemysl, Mirko KLESNIL a Vladimír USTOHAL. *Nauka o materiálu*. Brno: VAAZ, 1965, 725 s. : il.
- [6] HOSFORD, William F. *Iron and steel*. New York: Cambridge University Press, 2012. ISBN 978-1-107-01798-6.
- [7] VERHOEVEN, John D. *Steel metallurgy for the non-metallurgist*. Materials Park, Ohio: ASM International, c2007. ISBN 978-0-87170-858-8.
- [8] ČSN EN 13674-1, Železniční aplikace – Kolej - Kolejnice- část 1: Vignolovy železniční kolejnice o hmotnosti 46 kg/m a větší, Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2011
- [9] HAO, X.J., J. GUO, H.Y. WANG, Z.F. WEN, Q.Y. LIU, G.T. ZHAO a W.J. WANG. Effects of decarburization on the wear resistance and damage mechanisms of rail steels subject to contact fatigue. *Wear*. Elsevier B.V, 2016, **364-365**, 130-143. DOI: 10.1016/j.wear.2016.07.013. ISSN 0043-1648.
- [10] BOULANGER, D., Rail metallurgical developments to address the changing needs of railway, in: *Proceedings of the World Congress on Railway Research*, WCRR 2003, Beccles, Suffolk, UK, 2003, pp. 932–939.
- [11] ROTTHAUSER, N., L. MUDERS a H. D. GROHMANN, Influence of surface decarburisation area of the rail on rolling contact fatigue (inGerman), *Eisenbahningenieur* 52 (2001), 62–65.
- [12]. CARROLL, R. I. a J. H. BEYNON, *Decarburisation and rolling contact fatigue of a rail steel*, *Wear* 260 (2006) 523–537.
- [13] *Materials science and technology: a comprehensive treatment*. Editor R. W. CAHN, editor Peter HAASEN, editor E. J. KRAMER, editor F. Brian PICKERIN. Weinheim: VCH, 1992. ISBN 3-527-26820-0.

- [14] ABBASCHIAN, R., Lara. ABBASCHIAN a Robert E. REED-HILL. *Physical metallurgy principles*. 4th ed., SI. Stamford, CT: Cengage Learning, c2010. ISBN 978-0-495-43851-9.
- [15] S. ZINN AND S.L. SEMIATIN a I.L. Harry and R.D. Jeffress. EPRI PROGRAM MANAGERS. *Elements of induction heating design, control, and applications*. Metals Park, Ohio: ASM International, 1988. ISBN 9781615031986.
- [16] HALLIDAY, David, Robert RESNICK a Jearl WALKER. *Fyzika: vysokoškolská učebnice obecné fyziky*. Brno: VUTIUM, 2000. Překlady vysokoškolských učebnic. ISBN 80-214-1868-0.
- [17] CHASKALOVIC, Joel. *Finite element methods for engineering sciences*. New York: Springer, 2008. ISBN 9783540763437.
- [18] ZIENKIEWICZ, O. C., J. Z. ZHU a Robert L. (Robert Leroy) TAYLOR. *The finite element method: its basis and fundamentals*. 6th ed. Amsterdam: Elsevier, 2005, xiv, 733 s. : il. ISBN 0-7506-6320-0.
- [19] ANSYS 15.0 Multiphysics help, ANSYS, Inc. USA
- [20] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu. I. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, xii, 516 s. : il. ISBN 80-7204-283-1.
- [21] OLYMPUS, dostupně z: [http://www.olympus-ims.com/en/microscope/dsx510/#!cms\[tab\]=%2Fmicroscope%2Fdsx510%2Fspecifications](http://www.olympus-ims.com/en/microscope/dsx510/#!cms[tab]=%2Fmicroscope%2Fdsx510%2Fspecifications)
- [22] ČSN EN ISO 6507-1, *Kovové materiály. Zkouška tvrdosti podle Vickerse - Část 1: Zkušební metoda*, Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2011
- [23] *Matweb.com* [online]. USA, 1996 [cit. 2017-05-21]. Dostupné z: <http://matweb.com/>
- [24] ZBOŘIL, Josef. *Degradační proces železniční výhybky*. Univerzita Pardubice, 2011.
- [25] SONG, Min Churl a Young Hoon MOON. Coupled electromagnetic and thermal analysis of induction heating for the forging of marine crankshafts. *Applied Thermal Engineering*. 2016, **98**, 98-109. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2015.11.129>. ISSN 13594311. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431115013927>
- [26] WEN, Huaiyu a Yi HAN. Study on mobile induction heating process of internal gear rings for wind power generation. *Applied Thermal Engineering*. 2017, **112**, 507-515. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2016.10.113>. ISSN 13594311. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431116325583>
- [27] BUI, Huy-Tien a Sheng-Jye HWANG. Modeling a working coil coupled with magnetic flux concentrators for barrel induction heating in an injection molding machine. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2015, **86**, 16-30. DOI: <http://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.02.057>. ISSN 00179310. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0017931015002203>

[28] RASTEGARI, H., A. KERMANPUR a A. NAJAFIZADEH. Investigating the effects of short time austenitizing and cooling rate on pearlitic microstructure and mechanical properties of a hot rolled plain eutectoid carbon steel. *Materials and Design* [online]. Elsevier, 2015, **67**, 217-223 [cit. 2017-03-29]. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.11.038. ISSN 02613069.

[29] TORIBIO, Jesús, Beatriz GONZALEZ, Juan-Carlos MATOS a Francisco-Javier AYASO. Influence of Microstructure on Strength and Ductility in Fully Pearlitic Steels. *Metals* [online]. Basel: MDPI, 2016, **6**(12), 318 [cit. 2017-03-29]. DOI: 10.3390/met6120318.

8. SEZNAM ZKRATEK A SYMBOLŮ

| | |
|--------------|---|
| 2D | dvoudimenzionální prostor charakteristický dvěma rozměry |
| 3D | třídídimenzionální prostor charakteristický třemi rozměry |
| BSE | zpětně odražené elektrony |
| EM | elektronová mikroskopie, elektronový mikroskop |
| hm. % | hmotnostní procenta |
| IRA | diagram izotermického rozpadu austenitu |
| LED | light-emitting diode (světlo emitující dioda) |
| MKP | metoda konečných prvků |
| REM | rastrovací elektronová mikroskopie |
| SE | sekundární elektrony |
| T | teplota |
| t | čas |
| ϵ_r | relativní permeabilita |