Diplomová práce

České
vysoké
učení technické
v Praze

F2

Fakulta strojní
Ústav materiálového inženýrství

Tepelné zpracování dutých tyčí z bórové oceli 22MnB5 na rámy automobilových sedaček

Bc. Eva Ptáčková

Vedoucí: prof. Dr. Ing. Libor Beneš
Obor: Výrobní a materiálové inženýrství
Studijní program: Strojní inženýrství
Červenec 2017

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Ptáčková** Jméno: **Eva** Osobní číslo: **411154**

Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**

Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**

Studijní program: **Strojní inženýrství**

Studijní obor: **Výrobní a materiálové inženýrství**

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Tepelné zpracování dutých tyčí z bórové oceli 22MnB5 na rámy automobilových sedaček

Název diplomové práce anglicky:

Heat treatment of hollow rods from the boron steel 22MnB5 applied to car seats frames

Pokyny pro vypracování:

1) Úvod, charakteristika vstupního polotovaru a výsledného profilu (rešeršní část práce).
2) Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie kalení.
3) Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie popouštění.
4) Návrh způsobu testování a vyhodnocování mechanických parametrů.
5) Závěr, celkové zhodnocení, včetně ekonomických aspektů.

Seznam doporučené literatury:

[1] DAVIES, G. Materials for Automobile Bodies. Great Britain: Butterworth-Heinemann, 2012.
[2] MAZANCOVÁ, E. Technické materiály I. [Dokument pdf] Ostrava : Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
[3] AZUSHIMA, A., UDA, K., YANAGIDA, A. Friction behavior of aluminum-coated 22MnB5 in hot stamping under dry and lubricated conditions. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212: 1014-1021.
[4] HOFMANN, H., MATTISEN, D., SCHAUMANN, T.W. Advanced cold rolled steels for automotive industry. Steel research int. 80 (2009) No.1. p.22-28.
[5] BLECK, W., TITOVA, M.: High-strength steels for auto-body application. Sborník 1.konf. Materials, metallurgy and interdisciplinary co-working. Edit. VŠB-TU Ostrava, 2008, s. 139-145.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

prof. Dr. Ing. Libor Beneš, ústav materiálového inženýrství FS

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **24.04.2017** Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2017**

Platnost zadání diplomové práce: _____

Podpis vedoucí(ho) práce | Podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry | Podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka bere na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

24. 4. 2017
Datum převzetí zadání

Podpis studentky

© ČVUT v Praze, Design: ČVUT v Praze, VIC

Poděkování

Děkuji ČVUT, že mi je tak dobrou *alma mater*. Dále bych chtěla poděkovat touto cestou mému vedoucímu práce prof. Dr. Ing. Liborovi Benešovi za vedení diplomové úráce, trpělivost, rady a diskuse při vypracovávání této diplomové práce. Rovněž děkuji své rodině a příteli za jejich podporu a trpělivost. Také děkuji těmto institucím: Dětskému domovu Velké Heraltice, Nadaci Terezy Maxové Dětem a Nadaci Olgy Havlové za podporu při studiu a tvorbě potřebného zázemí. V neposlední řadě také společnosti Mubea Transmisions Components za materiální podporu a možnost tuto diplomovou práci sepsat.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem předloženou práci vypracovala samostatně, a že jsem uvedla veškeré použité informační zdroje v souladu s Metodickým pokynem o dodržování etických principů při přípravě vysokoškolských závěrečných prací.

V Praze, 24. července 2017

Abstrakt

Tato diplomová práce byla sepsána na podnět společnosti Mubea při řešení problematiky návrhu nových parametrů tepelného zpracovaní a jejich ověření.

Cílem této práce bylo nalezení technologie, která by zajistila u svařovaných profilových tyčí z oceli 22MnB5 o rozměrech 20 x 25 mm s proměnnou tloušťkou stěn v celé délce tyče v rozmezí 1,1 až 1,8 mm následující mechanické hodnoty a vlastnosti, které jsou požadavkem zákazníků.
Technologie, která by bezpečně zajistila tvařitelnost zastudena těchto tyčí do tvaru rámu automobilové sedačky. Horní hranice meze pevnosti byla stanovena s ohledem na následné vystřihování otvorů do vyrobených rámů tak, aby materiál nezapříčiňoval nadměrné opotřebování lisovacích a střihacích nástrojů.

Klíčová slova: Bórové oceli, indukční kalení, popouštění, zásoba plasticity

Vedoucí: prof. Dr. Ing. Libor Beneš

Abstract

This diploma thesis was written at the initiative of firm Mubea in solving the problems designing new parameters of heat treatment and their verification.

The aim of this work was to find a technology that would ensure the welding of 22MnB5 steel bars with dimensions 20 x 25 mm with variable wall thickness in the cell length of the rod in the range of 1.1 to 1.8 mm following the mechanical values and properties, that are a requirement of Customers.
A technology that would safely ensure the fatigability of these bars in the form of a car seat frame. The upper limit of the strength was determined with respect to the subsequent cutting of the holes into the manufactured frames so that the material does not cause excessive wear of the pressing and cutting tools.

Keywords: Boron steel, induction hardening, tempering, plasticity supply

Title translation: Heat treatment of hollow rods from the boron steel 22MnB5 applied to car seats frames

Obsah

1 Úvod - cíle práce **1**

2 Teoretická část **3**

2.1 Charakteristika oceli 22MnB5 . . . 3

2.1.1 Chemické složení 3

2.2 Tepelné zpracování 6

2.2.1 Kalení 7

2.2.2 Popouštění 11

2.2.3 Plasticita materiálu 13

2.3 Současná technologie tepelného zpracování 18

2.4 Ověření současné technologie tepelného zpracování 21

2.4.1 Metalografické ověření oceli . 23

3 Experimentální část **29**

3.1 Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie kalení 30

3.2 Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie popouštění . . . 35

3.2.1 Stanovení optimálních podmínek technologie kalení a popouštění 42

3.2.2 Ověření optimálních podmínek v praxi 42

3.2.3 Návrh nové technologie provozního kalení a popouštění . . 45

3.3 Návrh způsobu zkoušení a vyhodnocování mechanických parametrů 45

4 Zhodnocení **53**

5 Závěr **57**

Literatura **59**

A Obsah přiloženého disku **61**

B Použité zkratky **63**

Kapitola 1

Úvod - cíle práce

Moderní doba klade velmi vysoké nároky na všechny, nevýjimaje automobilový průmysl. Jedná se o enormní nároky na výkon, bezpečnost, komfort ale i snížení hmotnosti vozidel v současném automobilovém průmyslu. Výzkum a vývoj nových technologií pro vylepšení těchto vlastností je doprovázeno mnohými, často protichůdnými problémy.

Pro výrobky vyžadující vysoké mechanické hodnoty a schopnost se dobře plasticky deformovat, není možné používat oceli s příliš vysokým obsahem uhlíku, při současném zachování dobré svařitelnosti oceli. Z běžně průmyslově používaných a tepelně zpracovávanych uhlíkových ocelí není, pro stanovéné požadavky, žádná ocel vhodná, jelikož obsahují vysoké množství uhlíku. Pro výše vyjmenované důvody byly vyvinuty speciální jemnozrnné nízkolegované oceli založené na velmi nízkém obsahu bóru a zvýšeném obsahu manganu, které vhodným tepelným zpracováním získávají požadované parametry mechanických a deformačních vlastností. Příkladem použití těchto ocelí jsou rámy automobilových sedaček na obr.1.1

Obrázek 1.1: Rám ve výsledném tvaru automobilové sedačky

Z nabídky speciálně navržených ocelí byla zvolená ocel 22MnB5, z níž jsou vyráběny rámy do sedaček automobilů. Z této oceli jsou svařeny čtyřhranné

tyče o rozměrech 20 x 25 mm a délkách až 4 metry s proměnlivou tloušťkou stěn v celé délce tyče. Současně používanou technologií tepelného zpracování ocelí je indukční kalení a popouštění, z čehož se sice dosáhne oněch požadovaných pevnostních hodnot ale při vlastním tváření, tedy při ohybu tyčí do konečných tvarů, vzniká značné množství vadných výrobků. Cílem práce bylo najít jiný - optimální způsob tepelného zpracování, který zajistí při požadovaných mechanických vlastnostech vyšší plasticitu materiálu a tím i tvařitelnost tyčí aniž by nastala změna typu oceli.

Technologie, která by bezpečně zajistila tvařitelnost zastudena těchto tyčí do tvaru rámu automobilové sedačky. Horní hranice meze pevnosti byla stanovena s ohledem na následné vystřihování otvorů do vyrobených rámů tak, aby materiál nezapříčiňoval nadměrné opotřebování lisovacích a střihacích nástrojů.

Cíle práce:

1. **Navržení nového způsobu tepelného zpracování (kalení, popouštění)**
2. **Návržení metodiky testování požadovaných výsledných mechanických vlastností**
3. **Porovnání stávající a nové technologie tepelného zpracování**

Kapitola 2

Teoretická část

Jelikož se zvyšuje bezpečnost vozidel, úspora paliva a výkonnostní standardy, je potřeba nových a vylepšených materiálů z oceli. Celosvětový ocelářský průmysl splnil tuto potřebu vývojem nových stupňů AHSS, jejichž jedinečné metalurgické vlastnosti a možnosti zpracování umožňují automobilovému průmyslu splňovat požadavky a současně snižovat náklady.[1]

Bórové oceli jsou stále více populárnější a jejich použití je tím více rozmanitější. Důvodem mohou být nejen jejich vysoké hodnoty mechanických vlastností za rozumnou cenu, čehož se dosahuje prostřednictvím pokročilých výrobních technologií. I když bórové ocele byly původně určeny zejména pro prvky tvrdé a odolné proti opotřebení, nyní jsou ale využívány pro širší použití [2]. Proto je důležité si uvědomit, že různá kritéria specifikace byly přijaty různými automobilovými společnostmi na celém světě a že ocelářské společnosti mají různé produkční schopnosti a komerční dostupnosti [3].

2.1 Charakteristika oceli 22MnB5

Mangan-borové oceli patří k borem legovaným ocelím určeným k zušlechťování. Tyto oceli se ve stavu při dodání v návaznosti na tepelné zpracování vyznačují zejména dobrou tvářitelností a vysokou pevností. Pevnostních vlastností je přitom dosaženo, kromě obsahu uhlíku a manganu, právě zejména velmi malým podílem obsahu bóru v rozmezí několika tisícin procenta. [4]

Borem legovaná ocel, která je válcovaná za studena, je specificky navržená zejména pro automobilový průmysl.[5]

2.1.1 Chemické složení

Rámy automobilových sedaček o vnějších rozměrech profilu 20 x 25 mm s proměnlivou tloušťkou stěn profilu v rozmezí 1,1 až 1,8 mm, které jsou vyrobeny podélným svařením pásů zastudena válcovaných plechů z ocele 22MnB5 (1.5528) v celé délce. Chemické složení oceli podle materiálového atestu firmy Mubea uvádí tab.2.1.

	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	B
min.	0.19	1.10				0.020	0.020	0.002
max.	0.25	1.40	0.40	0.025	0.015	0.060	0.050	0.005

Tabulka 2.1: Chemické složení oceli 22MnB5 podle materiálového atestu firmy Mubea

Hlavní složkou této oceli je chemický prvek bór, který se v přírodě vyskytuje pouze v kombinaci s kyslíkem a to ve formě určitých minerálních látek, které bór obsahují, jako jsou [6]:

- Borax (tinkal): $Na_2O \times 2B_2O_3 \times 10H_2O$
- Tincalconite: $Na_2O \times 2B_2O_3 \times 5H_2O$
- Kernit:$Na_2O \times 2B_2O_3 \times 4H_2O$
- Boracite: $5MgO \times MgCl_2 \times 7B_2O_3$
- Colemanite: $2CaO \times 3B_2O_3 \times 5H_2O$
- Sassolin: $B_2O_3 \times 3K_2O$

Bór a jeho vliv

Bór se využívá jako velice levný prvek k legování oceli pro svou mimořádně vysokou schopnost vytvrzovat strukturu nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí při kalení již při obsahu několika málo tisícin (0,001 až 0,005) hmotnostních procent, a to až k hranici 2000 MPa. Úměrně s tím stoupají meze kluzů a tvrdost ocelí. Bórové oceli se tak řadí do skupiny vysokopevnostních ocelí. Při uvedené koncentraci bóru dosahují nízkouhlíkové ocele prokalitelnosti, která je úměrná prokalitelnosti oceli s obsahem několika desetin Cr, Ni, Mn, V, nebo Mo. S určitou přesností je možno prohlásit, že bór má z pohledu prokalitelnosti nejméně stonásobně větší účinnost, než vyjmenované prvky.[7]

Na druhé straně nadměrná koncentrace bóru snižuje prokalitelnost, mez pevnosti i odolnost proti rázu v důsledku jeho vylučování na hranicích austenitických zrn jako $Fe_{23}(BC)$ a $Fe_3(CB)$.[7]

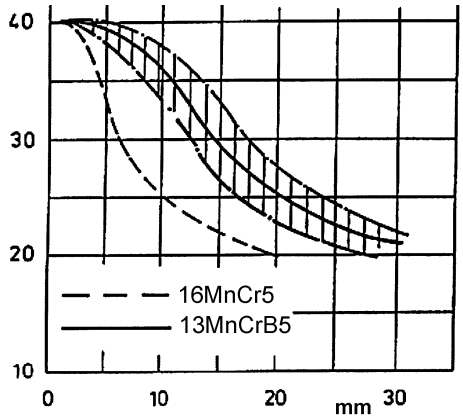
Účinnost bóru silně závisí na obsahu uhlíku v oceli, tedy, čím je vyšší obsah uhlíku v oceli, tím je jeho účinnost méně patrná. Největšího účinku na pevnost, a tím i na tvrdost a prokalitelnost, dosahuje bór u nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelí o obsahu 0,10 až 0,35 hm.%. Při obsahu uhlíku 0,8 hm% je již jeho účinnost zanedbatelná a při obsahu 1,6 hm.% je ho vliv zcela zaniká. Zakalitelnost bórové oceli je taktéž závislá na obsahu kyslíku, uhlíku a dusíku v oceli. Bór reaguje s kyslíkem za vzniku B_2O_3, s uhlíkem na borokarbid železa $Fe_{23}(CB)_6$ a s dusíkem pak na nitrid bóru BN a protože afinita prvků jako jsou titan, hliník, křemík a zirkon ke kyslíku a k dusíku je větší než afinita k bóru, je nutné, aby bylo v oceli obsaženo dostatečné množství těchto

prvků, které by s přítomným dusíkem a kyslíkem vytvořily sloučeniny dříve, než s bórem a tím ocel se o bór neochuzovala.[7]

Aby byl vliv bóru účinný, musí být bór v atomárním stavu, což je nutno brát do úvahy již při výrobě oceli. Účinek bóru se ale také může ztratit při vysokých teplotách, což jsou teploty nad 1000°C. Teploty ohřevu na austenitizační teploty ocelí obsahujících bór jsou průměrně o 100°C nižší než u stejných ocelí bez bóru. Důležité je sledovat teplotní rozsahy, u kterých může docházet k lokálním koncentracím bóru. Následné popouštění bórových ocelí se pak provádí při nižších teplotách než u slitin bez obsahu bóru při stejné zakalitelnosti.[7]

Podle autorů článku Boron in steel Part Two, tvrdost oceli na jejím povrchu neovlivňuje bór, ale pouze martenzit. Tedy není žádný rozdíl v tvrdosti na povrchu ocelí obsahujících bór a ocelemi o stejném nebo podobném chemickém složení bez bóru viz obr. 2.1. Z toho lze vyvodit, že počáteční tvrdost není závislá na obsahu bóru, ale jen na obsahu uhlíku, který vytváří martenzitickou strukturu. Rozdíl v tvrdostech se projevuje až v hloubce pod povrchem, což je podstatou prokalitelnosti vysvětlitelné posunutím začátku transformace austenitu.[7]

Na obrázku 2.1 jsou znázorněny křivky prokalitelnosti s obsahem boru nízkolegovaných ocelí (13MnCrB5), ve srovnání s ocelí bez boru (16MnCr5).



Obrázek 2.1: Diagram prokalitelnosti oceli s obsahem bóru a oceli bez bóru [7]

Ve své podstatě je bór podobný uhlíku ve schopnosti tvořit stabilní kovalentně vázané molekulární sítě. Bór jako chemický prvek se vyskytuje ve dvou modifikacích. První z nich je tzv. tetragonální bór, který je černošedé barvy a má mimořádně vysokou tvrdost, druhou modifikací je pak bór ve formě amorfního hnědého prášku bez chuti a zápachu o hustotě $\rho = 1.73\text{g/cm}^3$ jehož tvar je jehličkovitý nebo lístkový. Po chemické stránce je krystalický bór téměř bezreakčný.

Bórové oceli jsou vhodné pro cementování, výrobu pevnostních šroubů, pásů válcovaných zastudena a z nich vyráběné profily, trubky i profilové tyče. Na teplotní odolnost oceli bór vliv nemá a ani nesnižuje teplotu martenzit start (Ms). U nástrojových ocelí s obsahem 18% W, 4% Cr a 1% V zvyšuje řezivost bez vlivu na snížení kovatelnosti. Přídavek bóru do obsahu 0,010 % v austenitických ocelích zlepšuje jejich pevnost při vysokých teplotách a při obsahu 0,005 až 0,015 hm.% zvyšuje u těchto ocelí kvalitu povrchu. [7]

Vlastnosti vysokopevné oceli

Tahové vlastnosti: Primární tahové vlastnosti ocelí s vysokou pevností jsou mezní mez pevnosti v tahu, (konečná) pevnost v tahu, přetržení při přetržení a kalení, snížení plochy a poměr výtěžnosti k pevnosti v tahu.[3]

Houževnatost: Vysokopevnostní oceli vykazují mnohem lepší vlastnosti houževnatosti ve srovnání s konvenčními druhy oceli i při velmi nízkých teplotách (přechod na křehké zlomeniny nastává při nižších teplotách než u klasických ocelí).[3]

Svařitelnost: Vysokopevnostní oceli (HSS) vykazují obecně lepší svařitelnost ve srovnání s běžnými konstrukčními oceli a jsou vhodné pro všechny současné metody svařování.[3]

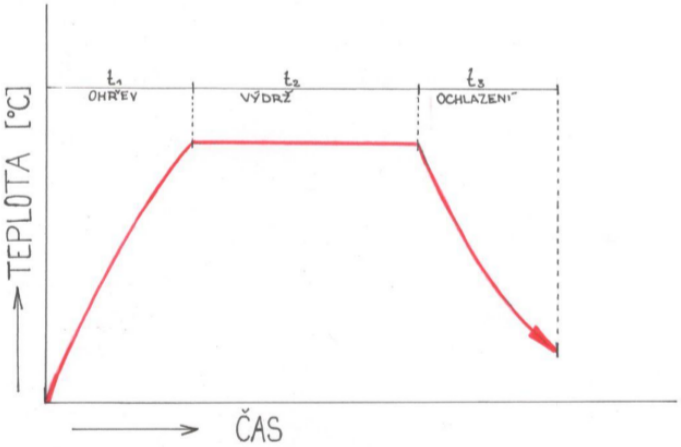
Formovatelnost: Vývoj a výroba jemnozrnných konstrukčních ocelí umožnila, nebo HSS a VHSS kombinovat pevnost a svařitelnost s vynikající tvářitelností.[3]

Vysokopevnostní oceli jsou stále častěji používány v automobilových aplikacích. Nabízejí řadu výhod oproti běžným ocelím, zejména tam, kde je důležité váha. Jejich mechanické vlastnosti, jejich svařitelnost, únavnost, statická pevnost, katodická ochrana a vodivostní křehkost se ukázaly jako přínos pro automobilový průmysl.Obecně je pevnost oceli řízena svou mikrostrukturou, která se mění v závislosti na chemickém složení, tepelné anamnéze a deformačních procesech, které prochází během výrobního plánu.[3]

2.2 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování je určitý pochod stavu materiálu, při kterém se řízeně využívá fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu s cílem dosažení požadovaných mechanických, technologických nebo jiných užitných vlastností materiálů, výrobků nebo polotovarů. V průběhu procesu tepelného zpracování se z většiny využívá řízených změn teploty (vlastní tepelné zpracování - TZ), změn chemického složení povrchových vrstev a teploty (chemicko-tepelné zpracování - CHTZ) nebo změn teploty a důsledků plastické deformace (tepelně-mechanické zpracování - TMZ). Samotná technologie tepelného zpracování

vyhází z teorie fázových přeměn, vlastní technologie tepelného zpracování však také zohledňuje i konkrétní velikost a tvar zpracovávaných součástí, rozměrovou a tvarovou stabilitu, povrchovou kvalitu a jejich integritu [8].



Obrázek 2.2: Fáze tepelného zpracování [9]

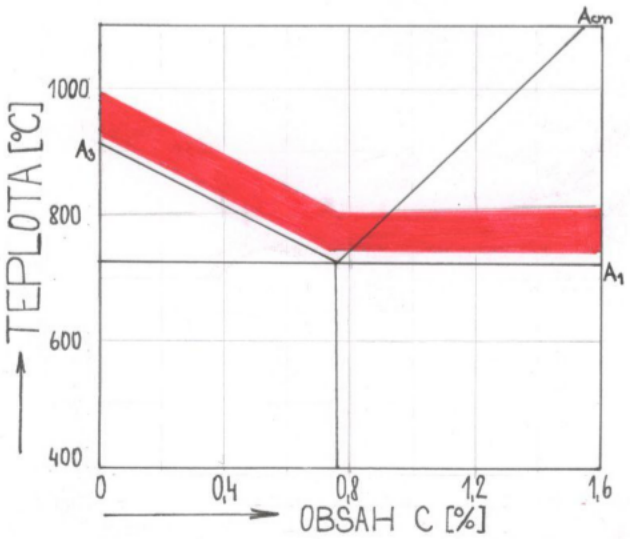
2.2.1 Kalení

Kalením jsou označovány takové způsoby tepelného zpracování, jejichž cílem je dosažení nerovnovážných stavů oceli. Účelem kalení tedy je zvýšení tvrdosti oceli. [10]

Postup kalení je stejně jako ostatní způsoby tepelného zpracování složen z fáze ohřevu, prohřátí neboli výdrže a na teplotě a ochlazení. Výše teploty ohřevu pro kalení vyplývá ze samotného požadavku na zvýšení tvrdosti materiálu a v rovnovážném diagramu je pásmo teplot ohřevu pro kalení vyznačeno viz obr. 2.4. Pokud by u ocelí podeutektoidních teplota ohřevu byla v oblasti přechodu austenitu na ferit (a + f), změnil by se při ochlazení austenit na martenzit, ale ferit by žádnou přeměnu neprodělal. Získali bychom tak pouze směs tvrdého martenzitu a měkkého feritu. Proto je nutno ohřát materiál až do oblasti austenitu. Pak získáme samý martenzit. Naopak u ocelí nadeutektoidních je vhodné ohřát ocel pouze do oblasti přechodu austenitu na sekundární cementit (a + sc). Po ochlazení pak dostaneme směs tvrdého martenzitu a ještě tvrdšího cementitu. Při ohřevu do vyšších teplot, tj. do pásma austenitu, lze získat čistě martenzitickou strukturu s nižší tvrdostí. [10, 11]

Následné ochlazení oceli musí být dostatečně rychlé, aby došlo k přeměně austenitu na martenzit. Při rychlém ochlazování však dochází ke značnému rozdílu teplot mezi povrchem a jádrem materiálu, čímž v důsledku teplotních dilatací v materiálu dochází ke vzniku vnitřních pnutí. Která mohou způsobit porušení soudržnosti materiálu, zejména po vnějším zatížení. [10]

Proto je snahou volit jen bezpodmínečně nutnou ochlazovací rychlost. Rychlost ochlazování se reguluje volbou ochlazovacího prostředí. Podle ochlazovací schopnosti je možno chladicí prostředí seřadit od nejúčinějšího k nejmírnějšímu: vodní sprcha, proudící voda, klidná voda (s různou teplotou), voda s přísadou oleje nebo mýdla, rostlinné nebo minerální oleje (s různou teplotou), roztavené soli, roztavené kovy, proudící vzduch, klidný vzduch. Oceli k jejichž zakalení postačuje ochlazení na vzduchu se nazývají samokalitelné. [10]



Obrázek 2.3: Oblast vhodných kalících teplot dle diagramu $Fe - Fe_3C$ (červená oblast) [9]

Martenzitická struktura je tvrdá, ale křehká. K dosažení požadavku omezit nežádoucí křehkost kalené oceli bylo vyvinuto více zvláštních kalicích postupů. Uvedeny budou pouze nejčastější. Podle konečné struktury a průběhu ochlazování je možno způsoby kalení rozdělit následovně [10]:

1. Martenzitické kalení - nepřetržité, přetržité (lomené, termální, se zmrazováním)
2. Bainitické kalení - izotermické, nepřetržité.

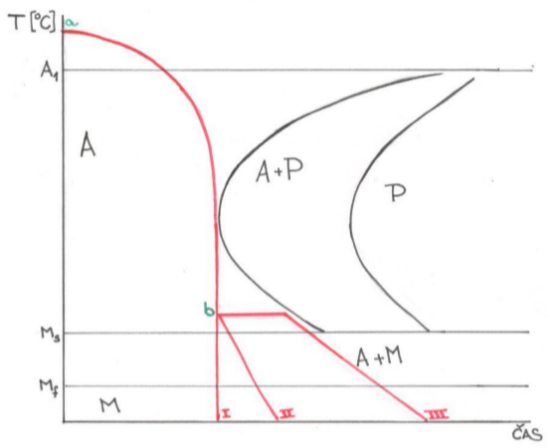
Martenzitické kalení

Křivka I znázorňuje v diagramu IRA (ARA) průběh **nepřetržitého** kalení. Ochlazuje se přímo z kalící teploty (bodu a), nejčastěji probíhá ve vodě. Přechod přes teploty Ms a Mf je prudký načež důsledkem toho dochází ke vzniku velkého vnitřního pnutí. Tento způsob se používá při nenáročných požadavcích a pro jednoduché součásti. [10]

Křivka II znázorňuje průběh **lomeného** kalení, kdy z kalící teploty (bodu a) se ochlazuje nejdříve prudce jako u nepřetržitého kalení. Při dosažení teploty

těsně nad Ms (bod b) se kalený předmět z prvního prostředí vyjme a vloží do prostředí s nižší ochlazovací schopností, například z původního ochlazovacího prostředí vody do oleje. Přechod přes teploty Ms a Mf je pozvolnější a tím i vzniklé vnitřní napětí je menší. [10]

Křivkou III je zobrazen průběh tak tzv. **termálního** kalení. Kdy první fáze ochlazování je stejná jako v předchozích případech, ale po dosažení teploty bodu b se kalený předmět vloží do prostředí (např. roztavené soli), jehož teplota je udržována těsně nad teplotou Ms. V této oblasti kdy je teplota téměř konstantní se součást ponechá po určitou dobu, přičemž dochází k částečnému vyrovnání teplot na jejím povrchu a v jádru. Těsně před začátkem přeměny autenitu na bainit se z této ustálené teploty součást vyjme a ochladí pod teploty martenzitické přeměny (Mf), například na vzduchu. Účelem tohoto poměrně složitého kalícího postupu je co možná nejvíce omezit nebezpečí vzniku vnitřních pnutí. [10]



Obrázek 2.4: Schématické znázornění způsobu rychlosti ochlazování [10]

Kalení **se zmrazováním** se využívá u ocelí, které mají teplotu ukončení martenzitické přeměny (Mf) pod 0°C. Při kalení do běžných prostředí by u těchto ocelí nebyla martenzitická přeměna ukončena a materiál by se dostatečně nezakalil. Příkladem mohou být nadeutektoidní ocele, kde se nejdříve provádí ochlazování ve vodě a potom se zmrazuje v prostředí s nízkou teplotou, například v kapaném dusíku. Tento postup je však poměrně nákladný a jeho známé použití je u nerezavějících ocelí (například u dražších kuchyňských nožů). [10]

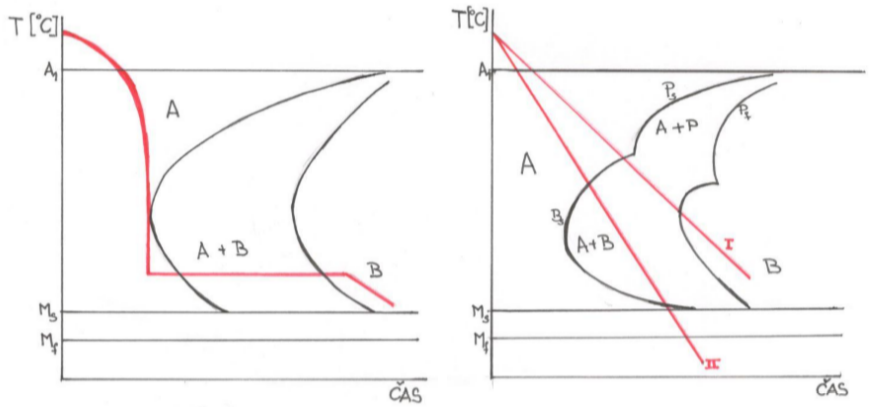
Bainitické kalení

Bainit je zvláštní formou perlitu, vznikající při přeměně austenitu pod nosem křivek v diagramu IRA (ARA). Má vynikající vlastnosti a jeho tvrdost se blíží tvrdosti martenzitu, ale na rozdíl od něj je bainit velmi houževnatý. Z toho důvodu není potřeba bainiticky kalené oceli na rozdíl od ocelí martenziticky

kalených popouště za účelem snížení křehkosti. [10]

Při **izotermickém** bainitickém kalení se materiál ochladí dostatečně rychle do solné nebo kovové lázně na teplotu odpovídající bodu b na obr. 2.5a, tedy pod nos křivky. V této lázni se předmět ponechá tak dlouho, až se austenit přemění na bainit. Pak se předmět z lázně vyjme a dochladí na vzduchu. [10]

U slitinových ocelí, které v důsledku obsahu legujících prvků, mají v diagramech IRA (ARA) zřetelně oddělenou část bainickou od části perlitické, je možno provést bainitické kalení **nepřetržitým** procesem. Podle rychlosti ochlazování je vzniklá výsledná struktura buď čistě bainitická (rychlost ochlazování podle čáry I) nebo směs bainitu a martenzitu (rychlost ochlazování je podle čáry II) v obr. 2.5b. V prvním případě tohoto kalení není třeba oceli následně popouštět, ve druhém již ano. [10]



(a) : Izotermické bainitické kalení **(b) :** Nepřetržité bainitické kalení

Obrázek 2.5: Diagramy izotermického a nepřetržitého bainitického kalení [10]

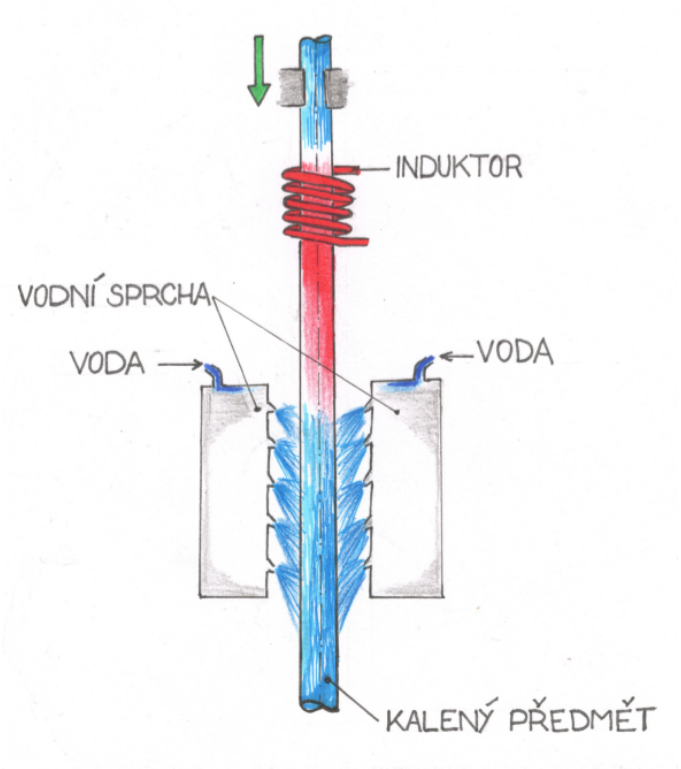
Indukční kalení

Indukční kalení je technologický proces používaný k povrchovému kalení ocelových a litinových součástí. Tepelně zpracovávané díly se umístí do měděné cívky a vlivem působení střední nebo vysoké frekvence za použití induktoru, jsou zahřáty na teplotu vyšší než je teplota jejich transformace za pomoci střídavého proudu procházejícího cívkou. Při průchodu střídavého proudu induktorem se indukuje na povrchu kaleného předmětu střídavé magnetické pole, čímž vznikají vířivé proudy, což způsobuje zahřívání vnějšího povrchu dílu na teplotu nad teplotní rozsah transformace či nad ní a následně okamžitě kaleny prudkých ochlazením, nejčastěji za použití chladícího media vody. Schématicky je indukční kalení zobrazeno na obr. 2.6. [12, 13, 14]

Aplikace a materiály

Indukční kalení je tedy proces tepelného zpracování prováděný za účelem

zlepšení mechanických vlastností v dané oblasti ocelového dílu. Výsledná zakalená oblast má lepší odolnost vůči opotřebení a únavě a také lepší pevnostní charakteristiky. Mezi typické příklady použití indukčního kalení patří převodová kola, hřídele, osy, výstupky vaček, ražené díly či vřetena, zejména tedy symetrické díly. [12]



Obrázek 2.6: Schematické znázornění indukčního kalení ocelového dílu

2.2.2 Popouštění

Popouštěním oceli se rozumí ohřev na teplotu nižší než je teplota A_1, následuje zpravidla bezprostředně po kalení, na ohřev po zakalení navazuje výdrž na teplotě (až 2 hod.) a ochlazení vhodnou rychlostí. Obě nerovnovážné fáze, tj. martenzit a zbytkový austenit, prochází změnami, jejichž průběh je závislý na složení oceli a na teplotě a době popouštění. Popuštění by mělo následovat ihned po zakalení (k zamezení nebezpečí popraskání zakalené součásti. Za rozhodující fázové přeměny při popouštění lze považovat precipitační rozpad tetragonálního martenzitu (M). Souběžně s rozpadem martenzitu dochází i k rozpadu zbytkového austenitu, k relaxaci vnitřních pnutí (zejména v intervalu teplot $300 - 450°C$). Ve feritické fázi pak při vyšších teplotách dochází k zotavení až rekrystalizaci. [15]

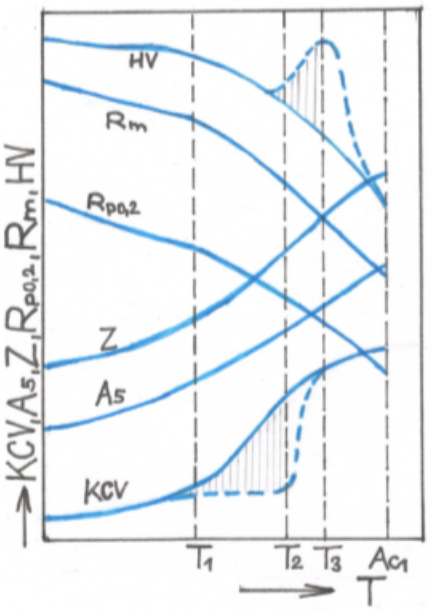
Cílem popouštění ocelí je snížit jejich křehkost vzniklou při martenzitickém kalení. Popouštění je založeno na částečné přeměně struktury materiálu při teplotách mezi $150 - 400°C$. Nežádoucím jevem spojeným s popouštěním

je pokles tvrdosti zakaleného materiálu.[10]

U ocelí s přísadou Cr, Mn, Cr-Ni při pomalém ochlazení při teplotě 450−600°C se může objevit popouštěcí křehkost. [15]

Popouštěcí křehkost

Popouštěcí křehkost vzniká vlivem nevhodné kombinace popouštěcích teplot a dob poouštění, které způsobují snížení odolnosti materiálu proti dynamickému namáhání i přes to, že hodnoty získané statickou tahovou zkouškou nebo zkouškou tvrdosti vypovídají o přiměřeně použité popouštěcí teplotě [16]. Popouštěcí křehkost se projevuje v závislosti na teplotě popouštění tím, že vrubová houževnatost nebo lomová houževnatost mají v určitém intervalu teplot (na obr.2.7 mezi teplotami T_1 a T_2) nízké hodnoty. Popouštěním při uvedených teplotách vzniká izotermická složka popouštěcí křehkosti. Některé oceli však mohou zkřehnout i když je popouštíme na teplotu vyšší než T_2 a pak je v rozmezí teplot T_2 až T_1 pomalu ochlazujeme. Tímto způsobem vznikla anizotermická složka popouštěcí křehkosti, která je, na rozdíl od izotermické složky, odstranitelná novým ohřevem nad teplotu T_2 a dostatečně rychlým ochlazením. Příčin popouštěcí křehkosti je více, ale hlavní příčinou je segregace nečistot (P, S, Sb, Sn) na hranice původních austenitických zrn podporovaná některými legujícími prvky nebo jejich kombinacemi (Cr-Mn,C-Ni). [17]



Obrázek 2.7: Schéma změn mechanických vlastností při popouštění oceli [17]

Popouštěcí křehkost se projevu zejména při pomalém ochlazování z popouštěcí teploty a teplotu okolí. Existují dvě oblasti popouštěcí křehkosti

a podle výše popouštěcí teploty, při níž mohou křehkosti vznikat se rozlišuje vysokoteplotní popouštěcí křehkost a nízkoteplotní popouštěcí křehkost. [16]

Vysokoteplotní popouštěcí křehkost struktury a obecně materiálu se může u některých ocelí, zejména chromových ocelí vyskytovat po zakalení martenzitická struktura při dlouhých dobách výdrže v rozmezí teplot 500 - 600 [°C] (tzv. izotermická popouštěcí křehkost) nebo při pomalém ochlazování přes tento interval teplot z teplot vyšších (tzn. anizotermická popouštěcí křehkost). Vysokoteplotní popouštěcí křehkost lze odstranit například ohřevem nad teplotu 600 °C a následným rychlým ochlazením a to zejména přes kritickou teplotní oblast 500 - 600 [°C]. [16]

Nízkoteplotní popouštěcí křehkost struktury se pak vyskytuje u uhlíkových ocelí v rozmezí teplot 200 - 300 [°C] a u nízkolegovaných ocelí závislosti na druhu a množství legur v rozmezí 220 - 480 [°C] a to už při výdrži na teplotě přibližně 5 minut.

2.2.3 Plasticita materiálu

Definice plasticity

Plasticita materiálu je schopnost materiálu se deformovat bez vnějších vlivů tvářecího nástroje,tedy bez vlivu především tření mezi nástrojem a materiálem. Plasticita je čistě materiálovou vlastností, kdežto tvařitelnost, která je s plasticitou spojována, je schopnost materiálu plasticky se deformovat za daných technologických podmínek. [18, 19, 20, 21, 22]

Vysoké hodnoty plasticity mohou mít materiály jak s nízkou, tak i s vysokou mezí pevnosti a naopak. Příkladem je vysoká plasticita nízkouhlíkových (tzv. hlubokotažných) ocelí s mezí pevnosti okolo 300 MPa nebo ještě vyšší plasticita austenitických korozivzdorných ocelí, které mají mez pevnosti nad 600 MPa. Na druhé straně je známa nízká plasticita zastudena tvářeného zinku nebo hořčíku přestože jejich meze pevnosti jsou poměrně nízké. [18, 19, 20, 21, 22]

Parametr plasticity není nikde jednoznačně definován, což má za následek to, že je plasticita hodnocena na základě nejrůznějších údajů, z nichž nejpoužívanější jsou [19, 18, 20, 21]:

- Celková tažnost, která ale závisí na délce původní měřené délky
- Poměr meze kluzu k mezi pevnosti
- Velikost plastické (normálové) anizotropie
- Velikost exponentu zpevnění
- Různé experimentálně vytvořené vzorce

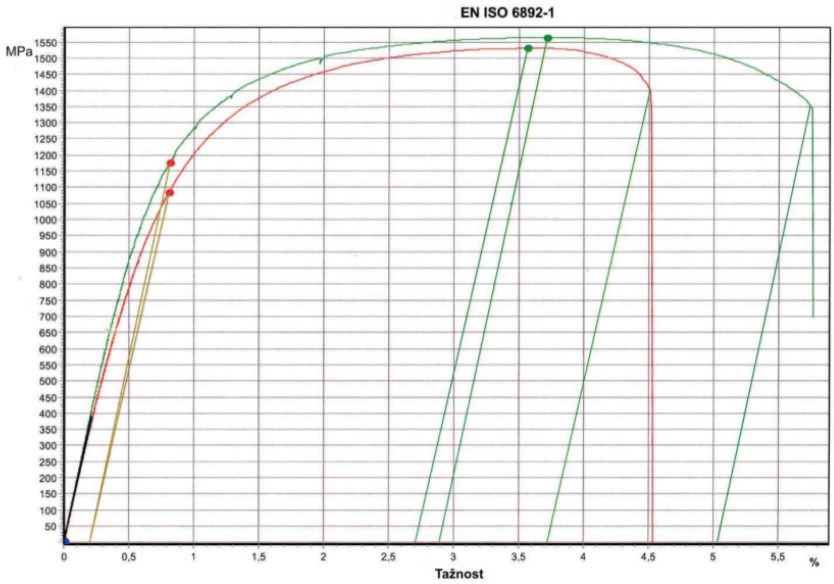
- Různé technologické zkoušky (například podle Erichsena, zkoušky kalíškovací, ohybem aj).

Výše zmíněné údaje mohou být v určitých případech pro hodnocení plasticity vyhovující, ale žádná z nich se neuplatnila jako univerzální. Plasticitu je možné hodnotit energeticky na základě základní definice práce, která je z fyzikálního pohledu dána jako součin síly a dráhy, po kterou daná síla působí. Vychází se z předpokladu, že čím větší energie (práce) se při tváření spotřebuje na jednotku objemu daného materiálu, tím větší plasticitu materiál vykazuje. Tuto práci lze určit z plochy pod tahovým diagramem síla-prodloužení, je-li znám objem tvářeného materiálu, resp. přímo z plochy pod tahovým diagramem napětí-relativní prodloužení. Pro výpočet této práce je nutné znát velikosti sil na mezi kluzu, mezi pevnosti a hodnotu plastické neboli homogenní tažnosti, která vyjadřuje maximální rovnoměrnou deformaci, označovanou v tahovém smluvním diagramu $R - \epsilon$ jako ϵ_g. Samotná plastická tažnost se pak označuje A_g. [19, 18, 21]

Plastická tažnost

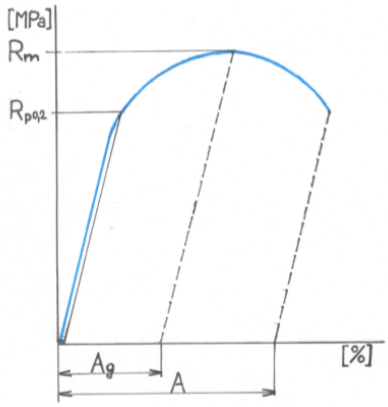
Význam plastické tažnosti A_g je jedna z nejdůležitějších veličin pro hodnocení tvářecího procesu zastudena, která vyjadřuje maximální rovnoměrnou deformaci při jednoosém namáhání. Na obr. 2.8 je patrný rozdíl ve vlastnostech dvou materiálů, které mají sice velmi podobné plastické tažnosti, ale výrazně rozdílné celkové tažnosti.

Z těchto diagramů je možné usuzovat, že ocel s větší celkovou tažností se bude porušovat při větší deformaci, než ocel s celkovou tažností menší. V tomto případě je nutno znát, že plasticita materiálu v oblasti rovnoměrné deformace bude přibližně stejná, a zaškrcení zkušebních tyčí vzniká u obou ocelí při téměř stejné deformaci. Z toho lze vyvodit, že při tváření reálného výrobku budou mít obě oceli stejnou schopnost k tváření dobrých výrobků. Pak rozdíl bude mezi oběma ocelemi pouze v tom, že porušení soudržnosti materiálu s větší celkovou tažností vznikne po větší deformaci. [19, 18, 23, 21]



Obrázek 2.8: Tahové diagramy ocelí s podobnou plastickou tažností A_g, ale rozdílnou celkovou tažností A_{50mm}

Definice hodnoty A_g je podle normy sice jednoduchá, ale vlastní určování je často komplikované a někdy i rizikové. Norma pro určení plastické deformace A_g předpokládá, že křivka pracovního diagramu má výrazný vrchol viz obr. 2.9.



Obrázek 2.9: Určování plastické a celkové tažnosti podle normy na uvolněné tyči

Obecně známo, že hodnota A_g představuje konec rovnoměrné oblasti, za níž se již materiál deformuje nestabilně. Tento přechod z rovnoměrné do nerovnoměrné deformace není však skokový, nýbrž plynulý. V praxi je tedy možné připustit, že i v případě mírného přechodu do nestabilní oblasti, kdy pokles smluvního napětí (vzrůst skutečného napětí) je ještě relativně malý, se tento nestabilní proces ještě prakticky neprojeví na změně rozměrů, zejména pak na tloušťce stěny výrobku. [18, 20]

Hodnota plasticity

Výpočet práce u materiálu s nevýraznou mezí kluzu
Výpočet práce potřebné pro rovnoměrnou plastickou deformaci materiálu s nevýraznou mezí kluzu lze velikost práce na deformaci zkušební tyče W_{ZP} znázornit šrafovanou plochou pod křivkou tahového diagramu na obr.2.10a [18, 20].

Tato plocha lze s poměrně dobrou přesností nahradit čtvrtinou plochy elipsy o poloosách $a = DL_g$, $b = F_m - F_{p0,2}$, kdy velikost práce se určí ze vzorce

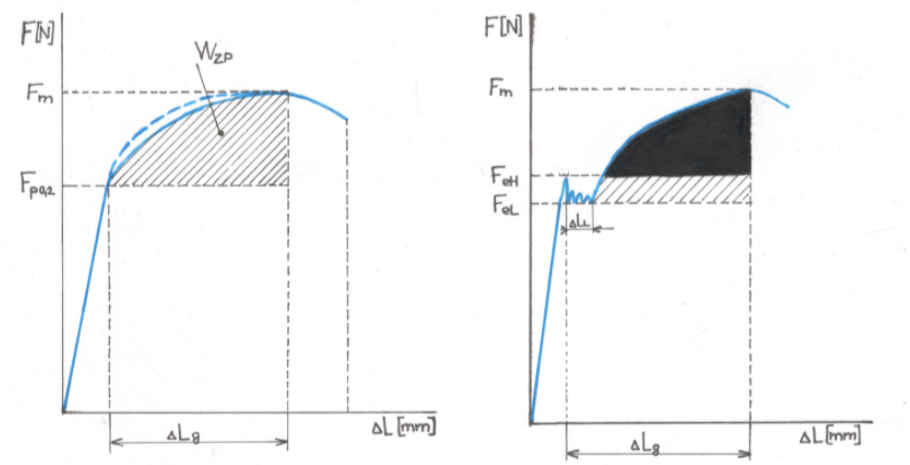
$$W_{ZP} = a \cdot b \cdot \pi/4 = 0,785 \cdot (F_m - F_{p0,2}) \cdot DL_g$$

a vzhledem k poměrně vysokým číselným výsledkům oproti skutečné ploše je konstanta $\pi/4 = 0,785$ je nahrazena hodnotou 0,75. [18, 20]

Matematicky se pak práce W_{ZP} vypočítá ze vztahu:

$$W_{ZP} = 0,75 \cdot (F_m - F_{p0,2}) \cdot DL_{gt} \text{ [N.mm]}$$

kde:
F_m [N] je síla na smluvní mezi pevnosti
$F_{p0,2}$ [N] je síla na smluvní mezi kluzu
DL_{gt} [mm] je maximální rovnoměrná deformace změřená při zatížené zkušební tyči



(a) : S nevýraznou mezí kluzu **(b) :** S výraznou mezí kluzu

Obrázek 2.10: Deformační práce W_{ZP} potřebná pro plastické přetvoření materiálu v oblasti rovnoměrné deformace: a) s nevýraznou mezí kluzu (šrafovaná plocha), b) s výraznou mezí kluzu (součet šrafované a začerněné plochy)

Výpočet práce u materiálu s výraznou mezí kluzu
Výpočet práce u materiálu s výraznou mezí kluzu je velmi podobný výpočtu

práce u materiálu s nevýraznou mezí kluzu. Při výpočtu je důležité brát v úvahu některé vlivy, které mohou zkreslit výsledky. V případě výskytu horní a dolní meze kluzu se používá vždy dolní mez kluzu F_{eL}, protože při použití horní meze kluzu by se získaly příliš malé hodnoty, které neodpovídají realitě. [18, 20]

Velikost plochy W_{ZP}, a tím i práce potřebná pro přetvoření materiálu, je u materiálu s výraznou mezí kluzu dána součtem šrafované a začerněné plochy podle obr. 2.10b a vypočítává se ze vztahu [18, 20]:

$$W_{ZP} = 0,75.(F_m - F_{eL}).(\Delta L_{gt} - \Delta L_L) \text{ [N.mm]}$$

kde:
F_m [N] síla na mezi pevnosti
F_{eL} [N] síla na smluvní dolní mezi kluzu
DL_{gt} [mm] maximální rovnoměrná deformace při zatížené zkušební tyči
L_L [mm] Lüdersova deformace

Kritérium zásoby plasticity
Pro společné porovnání jednotlivých materiálů, se velikost deformační práce W_{ZP} přepočítává na objem 1 mm^3 měřené části zkušební tyče [18, 20].

$$W_{ZP}/V \text{ [N.mm.mm}^{-3} = \text{N.mm}^{-2} = \text{MPa]}$$

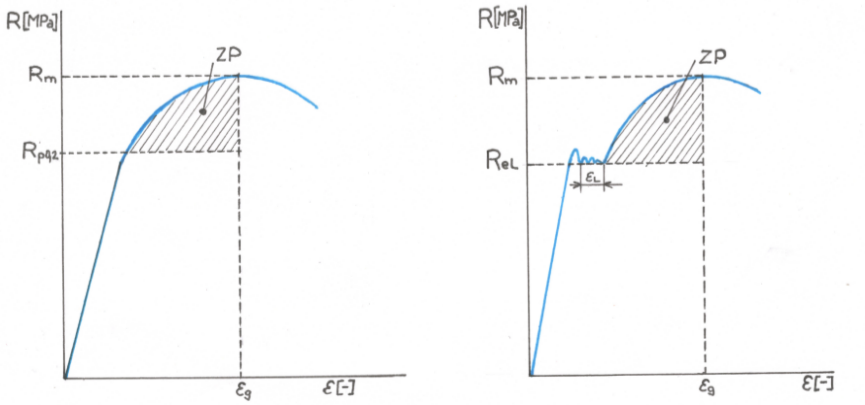
Tato hodnota je zde označena jako zásoba plasticity (ZP), která se pro kovový materiál s nevýraznou mezí kluzu (obr. 2.11a) vypočte dle vztahu:

$$ZP = 0,75 \cdot (R_m - R_{p0,2}) \cdot e_g \quad \text{[MPa]} = \text{[N/mm}^2\text{]}$$

Pro materiál s výraznou mezí kluzu dle obr. 2.11a se tento vztah koriguje o vliv Lüdersovy deformace.

$$ZP = 0,75 \cdot (R_m - R_{eL}) \cdot (e_{gt} - e_L) \quad \text{[MPa]} = \text{[N/mm}^2\text{]}$$

kde:
ZP [MPa] zásoba plasticity
R_m [MPa] mez pevnosti
$R_{p0,2}$ [MPa] smluvní mez kluzu
R_{eL} [MPa] dolní mez kluzu
ϵ_{gt} [1] maximální plastické poměrné prodloužení při zatížené zkušební tyči
e_L [1] poměrná délka (prodloužení) Lüdersovy deformace



(a) : S nevýraznou mezí kluzu **(b) :** S výraznou mezí kluzu

Obrázek 2.11: Grafické znázornění ZP v diagramu R-e u materiálu a) s nevýraznou mezí kluzu, b) s výraznou mezí kluzu

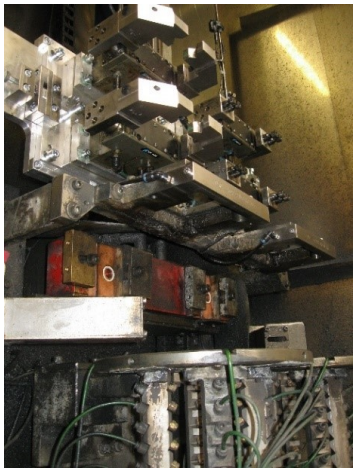
Zásoba plasticity (ZP) tak vyjadřuje množství mechanické práce (energie), kterou spotřebuje materiál o objemu $1\,mm^3$ na svoji plastickou (maximální rovnoměrnou) deformaci zastudena při jednosměrném tahovém napětí. Závisí na velikosti maximální rovnoměrné deformace a na rozdílu napětí na mezi pevnosti a meze kluzu. S jejich velikostmi se zásoba plasticity zvyšuje. [18, 20]

2.3 Současná technologie tepelného zpracování

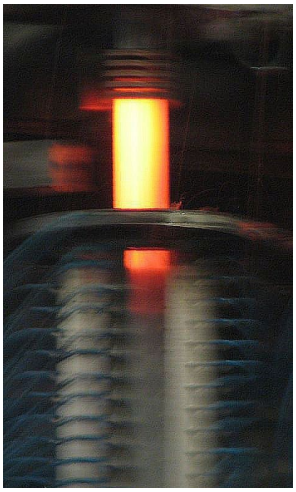
Svařené tyče určené pro tepelné zpracování jsou přivezeny ve svazcích složených z jedné výrobní šarže, zobrazeno na obr. 2.12. Celá šarže je vyrobena z jedné tavby a zpracována do tyčí stejnou technologií.

Obrázek 2.12: Svazky tyčí jedné výrobní šarže určené k tepelnému zpracování

Kalení se provádí na dvou kalících indukčních pecích se dvoumi induktory. Kalení se provádí prudkým ochlazování z teploty 950°C, tedy z teploty plné austenitizace struktury. Na tuto teplotu jsou tyče ohřáty za pomocí indukce za dobu 1 - 1,5 s, což při délce induktoru 60 mm odpovídá rychlosti přibližně 40 - q,60 mm/s. Ohřáté tyče pak procházejí danou rychlostí volným prostorem o délce 140 mm do oblasti ochlazování, tento prostor lze vidět na obr. 2.13a. Doba výdrže tyčí na austenitizační teplotě se pohybuje okolo 3,3 až 5,0 s. Kalení je provedeno vodní sprchou.



(a) : Úsek kalicí linky



(b) : Proces indukčního kalení

Obrázek 2.13: Kalící linka - kalící a chladící úsek indukční pece (2.13a) a fotografie procesu kalení (2.13b)

V praxi pak indukční kalení těchto tyčí je zobrazeno na obr. 2.13b.

Po kalení následuje popouštění tyčí při teplotě 445°C v případě, že se popouští ve stacionární muflové peci. V druhém případě, kdy je popouštění prováděno v průběžné peci, používá se teplota 475°C. Doba popouštění je závislá na použité popouštěcí peci. U stacionární pece je popouštěcí doba výdrže 30 minut a u průběžné pece je průměrná doba výdrže 7 minut. Tyče pro popouštění ve stacionární peci jsou uloženy v tzv. popouštěcích koších. Stacionární pec a popouštěcí koš jsou zobrazeny na obr. 2.14a a 2.15 a průběžná (kontinuální) pec je zobrazena na obr. 2.14b. [24]

(a): **(b):**

Obrázek 2.14: Popouštěcí stacionární muflová pec 2.14a a průběžná (kontinuální) popouštěcí pec 2.14b

Obrázek 2.15: Popouštěcí koš s tyčemi

Mechanické parametry tepelně zpracovávaných tyčí byly zjišťovány tahovou zkouškou podle normy DIN EN ISO 6892-1. Jejich hodnoty se po kalení a popouštění dlouhodobě pohybovaly v rozmezí hodnot uvedených v tab. 2.2 a tab. 2.3.

$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50mm} [%]
1100 - 1450	1600 - 1800	5 - 6

Tabulka 2.2: Mechanické parametry tyčí po kalení zjištěné z dlouhodobého sledování

$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{50mm} [%]
900 - 1100	1000 - 1500	4.2 - 7

Tabulka 2.3: Mechanické parametry tyčí po kalení a popouštění zjištěné z dlouhodobého sledování

2.4 Ověření současné technologie tepelného zpracování

Protože hlavním nedostatkem stávající technologie bylo značné procento vyřazených výrobků v důsledku praskání tyčí při tváření zastudena do příslušných tvarů po jejich zakalení a popuštění, bylo zkontrolováno, za jakých podmínek tento proces tepelného zpracování probíhá a jakých výsledků se při jeho použití dosahuje. K tomu byla zvolena jedna z výrobních šarží. Z ní byly pro zkoušky mechanických vlastností vybrány čtyři tyče, z nichž byl u jedné z nich proveden chemický rozbor, který je uveden v tab. 2.4.

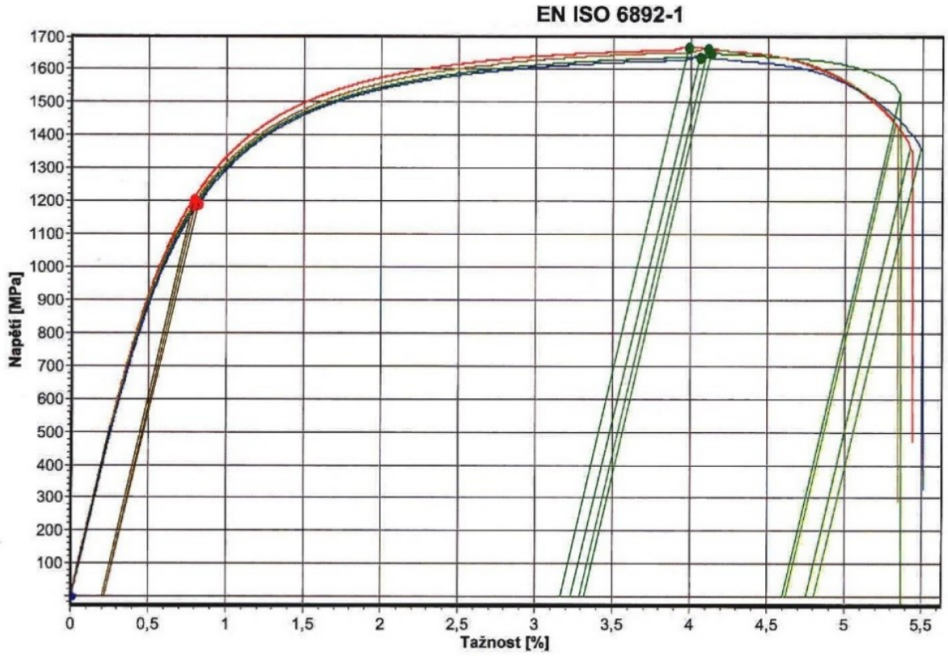
Prvek	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	B
Obsah [%]	0,23	0,35	1,24	0,011	0,002	0,049	0,17	0,028	0,0024

Tabulka 2.4: Chemické složení sledované šarže

Tyče byly kaleny z 950°C rychlostí 60 mm/s a následně popuštěny na 445°C s dobou výdrže 30 minut. Po kalení i popuštění byly vyhodnoceny výsledky mechanických vlastností, jejichž výsledky jsou uvedeny v tab. 2.5 a 2.6. Tyto hodnoty jsou odečteny z grafů tahových zkoušek znázorněných na obrázcích 2.16 a 2.17. [24]

Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{50mm} [%]
1	1206	1668	3.2	4.8
2	1187	1648	3.3	4.6
3	1190	1637	3.3	4.8
4	1186	1663	3.3	4.6
$\bar{y}$	1192	1654	3.3	4.7

Tabulka 2.5: Hodnoty mechanických vlastností z tahové zkoušky po kalení (T=950°C, v=60 mm/s)

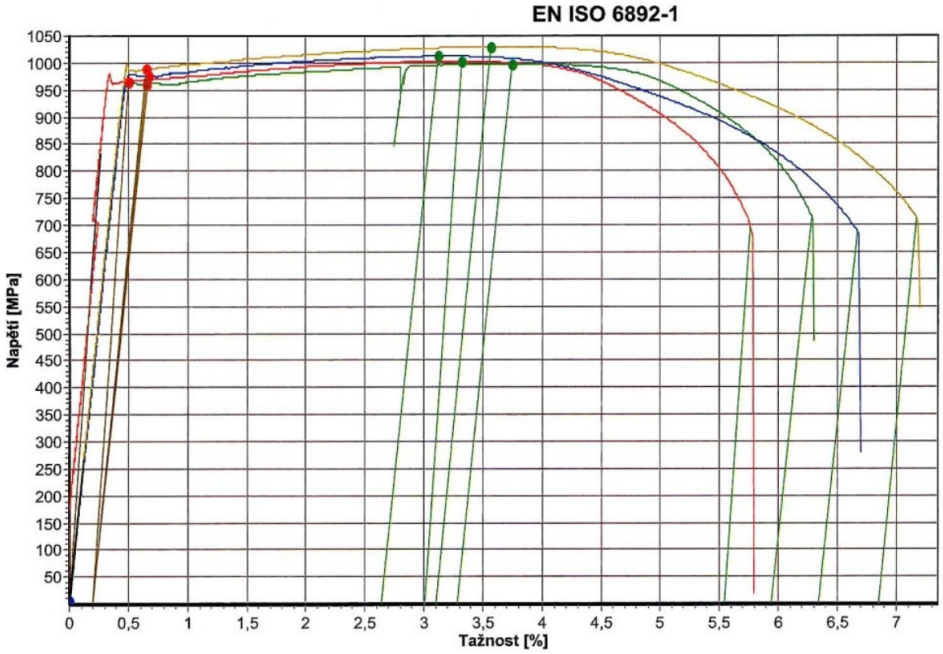


Obrázek 2.16: Diagramy tahové zkoušky kalených vzorků uvedených v tabulce 2.5

Na obr. 2.16 jsou zobrazeny diagramy tahových zkoušek kalených vzorků při teplotě $T = 950°\mathrm{C}$ a na obr. 2.17 pak diagramy zakalených a popuštěných vzorků, které byly popuštěny při teplotě $T = 445°\mathrm{C}$ a době výdrže na teplotě 30 minut.

Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{50mm} [%]
5	966	1003	3.0	5.6
6	961	998	3.3	6.0
7	975	1012	2.6	6.3
8	988	1029	3.1	6.9
$\bar{y}$	973	1010	3.0	6.2

Tabulka 2.6: Výsledky mechanických vlastností z tahové zkoušky po tepelném zpracování (kalení: T=950°C, v=60 mm/s, popouštění T=445°C, t=30 minut)



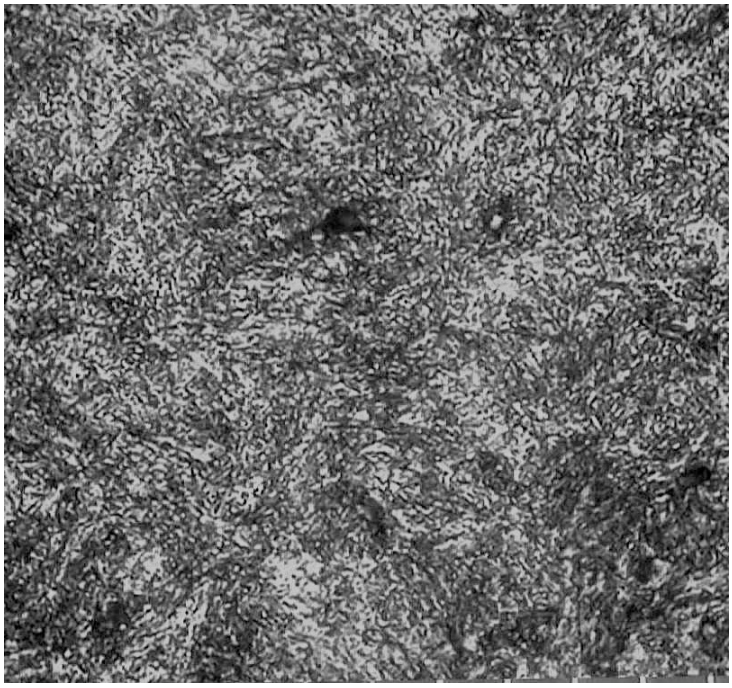
Obrázek 2.17: Diagramy tahové zkoušky kalených a popuštěných vzorků uvedených v tabulce 2.6

Při porovnání obou diagramů z tahových zkoušek je viditelný rozdíl mezi stavem oceli po kalení a po popouštění, kde je patrné, že se sice pevnostní hodnoty snížily, ale také se snížil samotný rozdíl hodnot mezi mezí kluzu a mezí pevnosti, přičemž nebylo dosaženo minimálního požadovaného stavu 7 % tažnosti A_{50mm}. Těchto výsledků se běžně dosahovalo v provozní praxi a podle dlouhodobého statistického zkoumání se u takto tepelně zpracovávaných tyčí projevovala značná praskavost při ohýbání tyčí do konečného tvaru rámů automobilových sedaček.

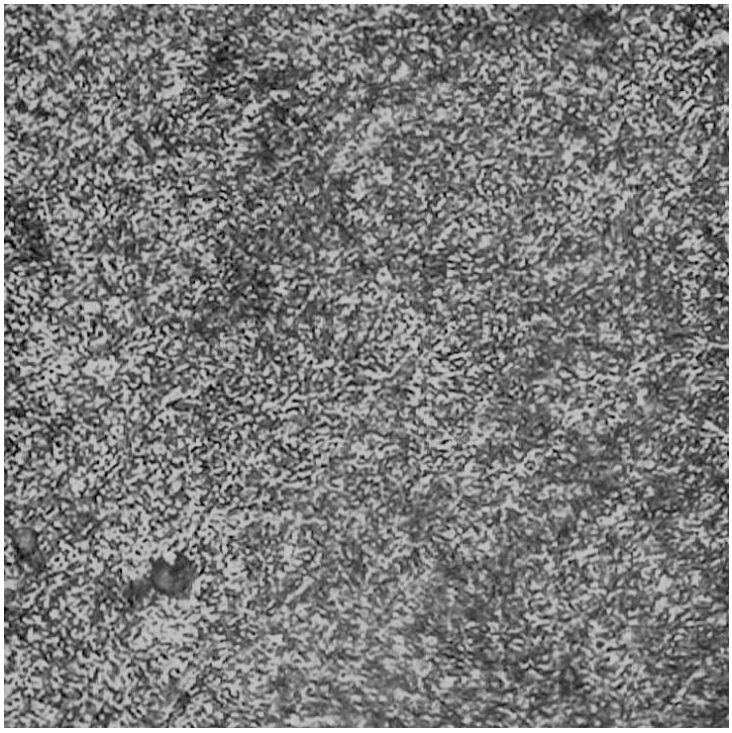
2.4.1 Metalografické ověření oceli

V závislosti na výsledných hodnotách tahových zkoušek bylo provedeno na zkušených tyčích metalografické zhodnoceni struktury materiálu zobrazené na obrázcích 2.19 a 2.18 - mikrostruktura kalené a popuštěné oceli ze světelného mikroskopu, 2.20 a 2.21 - mikrostruktura kalené oceli z elektronového mikroskopu a 2.22 a 2.23 - mikrostruktura popuštěné ocele z elektronového mikroskopu.

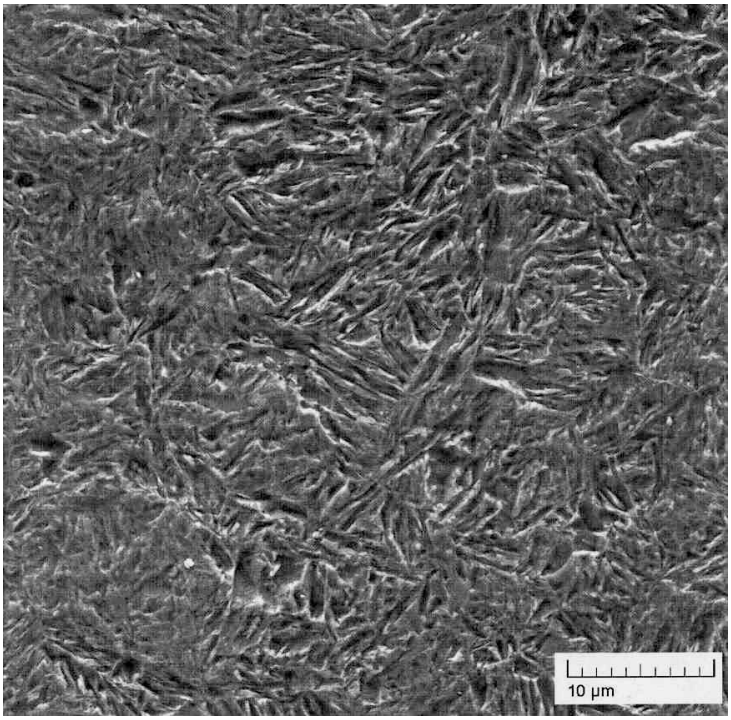
Struktura oceli po zakalení je martenzitická s jehlicovitých charakterem, která je popouštěním částečně přeměněna na globulární strukturu podobnou bainitické struktuře. Výsledné zrno materiálu je velice jemné, které vzniklo důsledkem mimořádně krátkých dob ohřevu na kalící teplotu. Při metalografickém zhodnocení nebyly zjištěny žádné precipitáty, které by mohly být příčinou zvýšené křehkosti struktury a následným praskáním materiálu při ohýbání. [24]



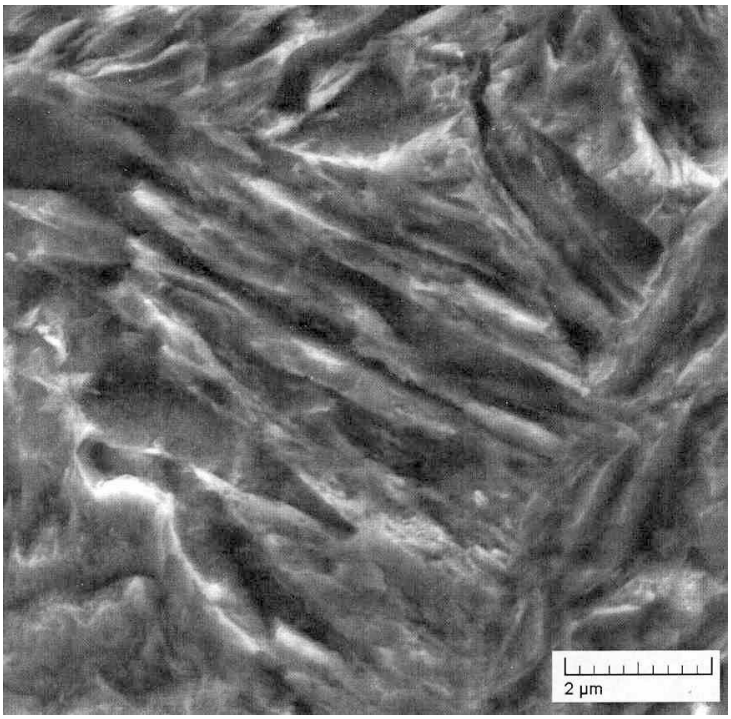
Obrázek 2.18: Struktura po kalení T=950°C, v=60 mm/s, zv. 900x



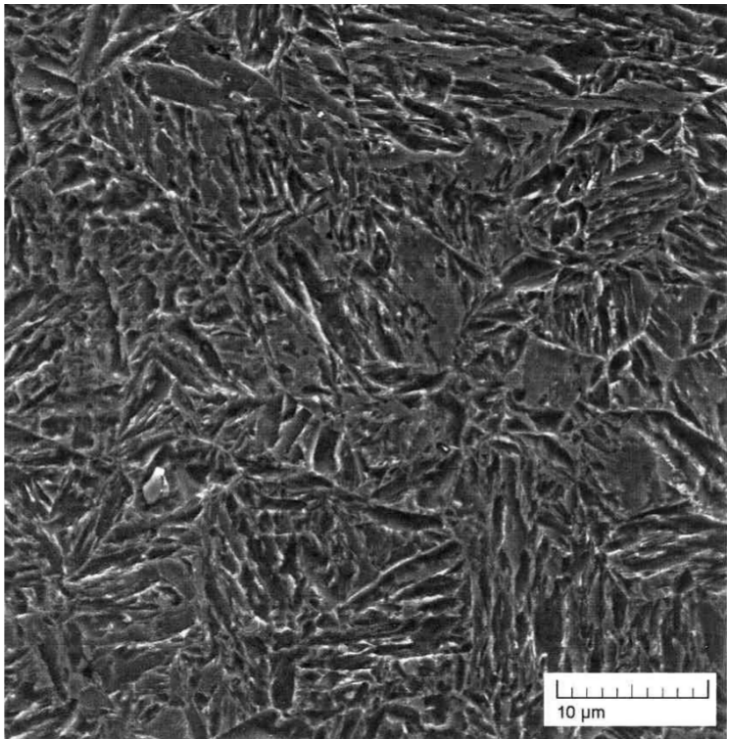
Obrázek 2.19: Struktura po kalení: T=950°C, v=60 mm/s a po popouštění T=445°C, t=30 minut, zv.900x



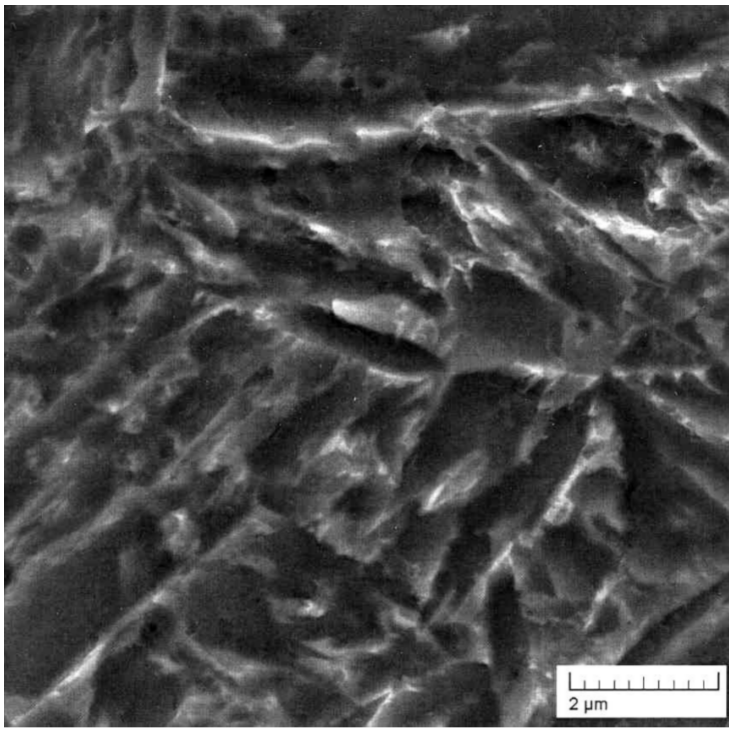
Obrázek 2.20: Struktura povrchu po kalení T=950°C, v=60 mm/s, zv. 2000x



Obrázek 2.21: Struktura povrchu po kalení T=950°C, v=60 mm/s, zv. 10 000x



Obrázek 2.22: Struktura po kalení: T=950°C, v=60 mm/s a po popouštění T=445°C, t=30 minut, zv. 2000x



Obrázek 2.23: Struktura po kalení: T=950°C, v=60 mm/s a po popouštění T=445°C, t=30 minut, zv. 10000x

Výrobky, které jsou zpracovávané současnou technologií tepelného zpracování jsou znehodnocovány dvoumi nedostatky. Prvním nedostatkem je nadměrná křivost zakalené tyče a druhým pak nízká tvařitelnost při ohýbání tyče do konečného tvaru výrobku. První nedostatek lze řešit mechanickým rovnáním pomocí víceválečkové rovnačky na profily, ale druhý nedostatek se projevil jako důsledek nedostatečné plasticity tepelně zpracovávaného materiálu. Druhý nedostatek by měla zlepšit vhodnější technologie, která je navržena této práci. [24]

Kapitola 3

Experimentální část

Praktická neboli experimentální část diplomové práce je zaměřena na návrh a ověření nové technologie tepelného zpracování oceli 22MnB5.

Ze zjištěných skutečností na základě zhodnocení současné technologie tepelného zpracování, se rozhodlo, že s použitím dané oceli nelze tímto klasickým způsobem kalení a popouštění vyrobit výrobek, který by měl požadované vlastnosti, tj. mez kluzu vyšší než 900 MPa, mez pevnosti v rozmezí hodnot 1100 - 1400 MPa a hodnotu plasticity takovou, která umožní bezproblémové tváření tyčí do tvaru rámů automobilových sedaček. Ze srovnání zjištěného stavu pro návrh řešení této situace nastaly tři možnosti. [24]

1. Použití oceli s nižším obsahem uhlíku na místo stávající oceli. Tato změna oceli by umožňovala snížit popouštěcí teploty do oblasti teplot, kdy teprve vzniká popouštěcí křehkost. Případně by se dalo uvažovat o úplném zrušení popouštění.

2. Použití oceli naopak s vyšším obsahem uhlíku místo stávající oceli. Čímž by se dosáhlo vyšších pevnostních hodnot po zakalení oceli a tím by se umožnilo použití naopak vyšších hodnot popouštěcích teplot tedy hodnot vyšších než je horní hranice popouštěcí křehkosti.

3. Nalezení takové struktury u stávající oceli 22MnB5, která by zajistila splnění pevnostních požadavků a současně by zaručila dostatečnou zásobu plasticity a tím lepší tvařitelnost.

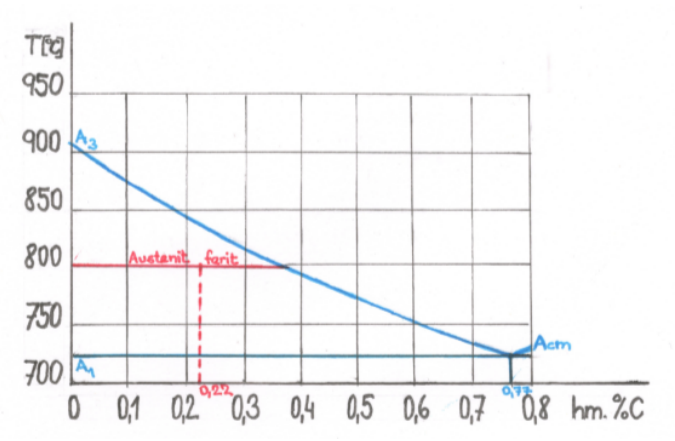
Z navržených řešení byla zvolena třetí varianta pro podrobné rozpracování a sepsaní této diplomové práce.

Prvotním úkolem bylo zjistit jaký typ struktury by splňoval požadavky na rámy automobilových sedaček. Jednu skupinu hlubokotažných ocelí s vysokými pevnostními parametry a významnou plasticitou tvoří oceli, které mají feriticko-martenzitickou strukturu. Tyto oceli obsahují maximálně 20 % martenzitu ve struktuře a dosahují pevnostních hodnot až 900 MPa. Oceli s touto strukturou jsou v dnešní době běžně používané zejména při výrobě pásů za tepla. Tato struktura vzniká vlivem obsaženého molybdenu v oceli a posunem křivek pořátku přeměn feritu a perlitu v oceli. Následkem těchto změn je výrazné zlepšení pevnostních charakteristik při zachování vysokých hodnot tažnosti. Důležitým prvkem pro tuto ocel je i to, že martenzit nesmí

tvořit spojitou strukturu, ale aby byl ve feritické matrici rovnoměrně rozložen. [24]

3.1 Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie kalení

Vzhledem k tomu, že současnou technologií tepelného zpracování se nedosahuje požadovaných pevnostních hodnot, bylo pro vytvoření dvousložkové feriticko-martenzitické struktury využito neúplné austenitizace , u které bylo použito principu pákového pravidla. V oblasti teplot A_1 a A_3 vzniká dvoufázová struktura složená z austenitu a feritu jejím prudkým ochlazením vzniká za pomocí transformace austenitu martenzit a ferit zůstává nezměněný dle obr. 3.1. [24]



Obrázek 3.1: Oblast křivek A_1 a A_3 z diagramu Fe – Fe_3C

U rámů pro automobilové sedačky tento způsob neúplné austenitizace neboli částečného kalení nijak nevadí jelikož se nejedná o nástroje ale o konstrukční prvky, které mají dosahovat vysokých pevnostních parametrů při dostačující plasticitě materiálu. Tedy materiál musí obsahovat ve své struktuře více martenzitu než mají běžně používané feriticko-martenzitické oceli. Vzhledem k tomu, že v žádné běžně dostupné literatuře nebyly nalezeny informace ke kalení bórových ocelí, byl návrh vhodné technologie založený na hledání takové optimální teploty kalícího procesu, aby se při ní vytvořila požadovaná feriticko-martenzitická struktura oceli. K těmto účelům zjišťovaní optimální teploty byla použita laboratorní muflová pec na obr. **muflovka** s možností nastavení potřebné teploty. Při ohřevu oceli na dané teploty nebyla použita žádná ochranná atmosféra, ochlazení z kalících teplot probíhalo ponořením vzorku do kalící lázně s vodou. Čas ohřátého vzorku na vzduchu před ponořením do kalící lázně byl v řádu pár sekund. [24]

S problematikou hledání optimální teploty kalení nastal problém spojený se způsobem ochlazování vzorku ohřívaného laboratorně v muflové peci se vzor-

kem ohřívaného v běžném provoze tedy v indukční peci. Rozdílnost zkoušek kalení byla v tom, že vzorky připravované laboratorně byly a ochlazovány nejen zevně ale i zevnitř, kdežto vzorky kalené v indukční peci byly ochlazovány vodní sprchou pouze zevně a ochlazování tak probíhá déle. Řešením bylo zaslepení konců vzorků tak, aby do nich nenatekla voda a podmínky kalení se tak co nejvíce přiblížily podmínkám kalení v indukční peci. Tyto vzorky se povedlo zakalit a pro porovnání byly zakaleny vzorky také bez zaslepených konců. Hodnota kalící teploty byla stanovena na 840°C. Zkoušky takto připravených vzorků měly potvrdit také to, že rychlost ochlazování je i zaslepených vzorků nadkritická, daná hodnotou $v = 54°$ C/s. Tento pokles teploty odpovídá inkubační době nosu v ARA diagramu, při uvedeném čase 10 s. Pro porovnání byly využity tyče jedné šarže. [24]

Číslo vzorku	Tloušťka stěny [mm]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	0.8	1123	1505	3.8	5.4	10.9
2	0.8	1222	1593	3.9	5.7	10.9
3	1.3	1095	1459	4.3	5.2	13.4
4	1.3	1073	1438	4.1	5.0	11.2
5	1.8	1105	1467	4.0	5.1	10.9
$\bar{y}$		1122	1492	4	5.3	11.3

Tabulka 3.1: Kalení vzorků s nezaslepenými konci v laboratorní muflové peci z teploty 840°C

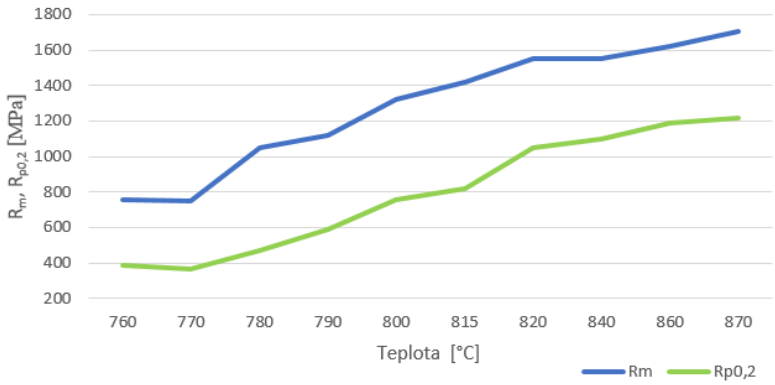
Číslo vzorku	Tloušťka stěny	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	0.8	1190	1505	3.9	4.9	9.2
2	1.2	1185	1498	4.1	5.1	9.6
3	1.2	1204	1515	4.0	5.2	9.3
4	1.8	1150	1451	3.8	5.5	8.8
5	1.8	1166	1428	4.3	5.7	8.5
$\bar{y}$		1165	1497	4.1	5.3	9.1

Tabulka 3.2: Kalení vzorků se zaslepenými konci v laboratorní muflové peci z teploty 840°C

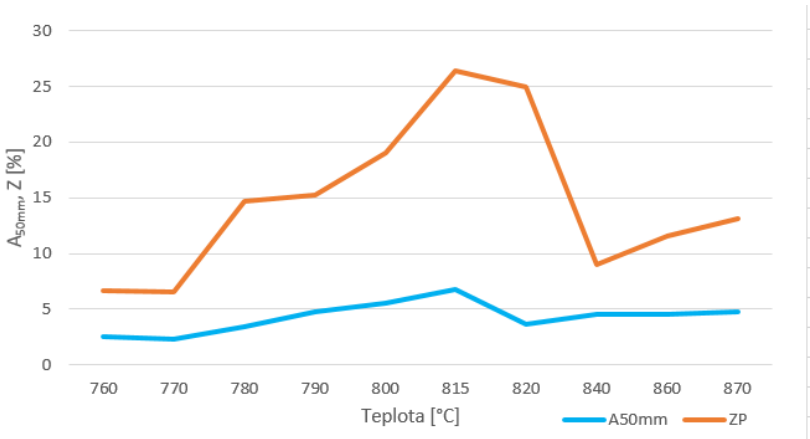
Protože hodnoty mechanických parametrů a výsledky testů uvedené v tab. 3.1 a 3.2 se od zjištěného průměru liší pouze minimálně, není nutné používat vzorky se zaslepenými konci. Také se potvrdila skutečnost, že doba 10 s je dostatečná doba pro ochlazení vzorku nadkritickou rychlostí při ochlazování zvenčí. Pro nalezení optimální teploty kalení v závislosti na pevnostních parametrech byly vyzkoušeny kalící teploty v rozmezí $760 - 870°C$. Výsledky mechanických parametrů jsou uveden v tabulce 3.3 a pro grafické znázornění na obr. 3.2 a 3.3. [24]

Číslo vzorku	Kalící teplota [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	760	384	755	2.4	2.5	6.7
2	770	367	747	2.3	2.3	6.6
3	780	473	1050	3.4	3.4	14.7
4	790	588	1120	3.8	4.8	15.2
5	800	785	1323	4.7	5.6	19.1
6	815	818	1420	6.2	6.8	26.4
7	820	1050	1555	4.7	3.7	25.6
8	840	1101	1555	3.2	4.5	9.0
9	860	1191	1624	3.4	4.5	11.6
10	870	1220	1705	3.6	4.8	13.1

Tabulka 3.3: Mechanické parametry vzorků zakalených v laboratorní muflové peci 760 – 870°C



Obrázek 3.2: Vliv teploty v rozmezí 760 – 870°C na mez kluzu a mez pevnosti

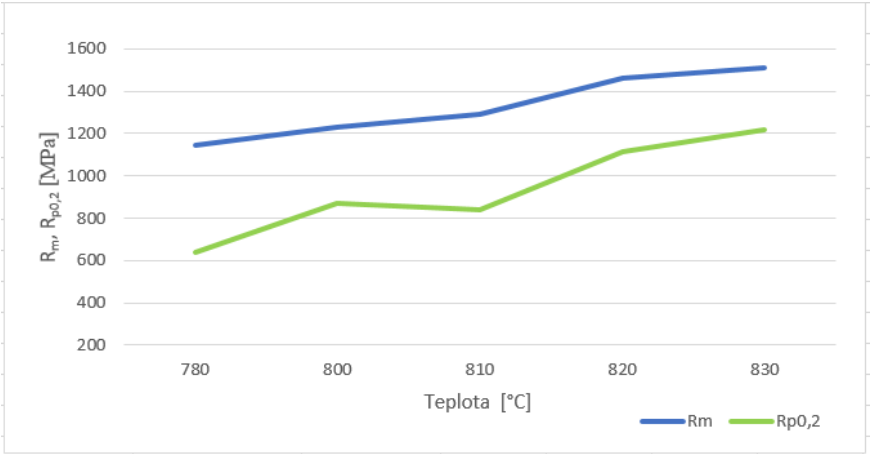


Obrázek 3.3: Vliv teploty v rozmezí 760 – 870°C na plastickou tažnost a zásobu plasticity

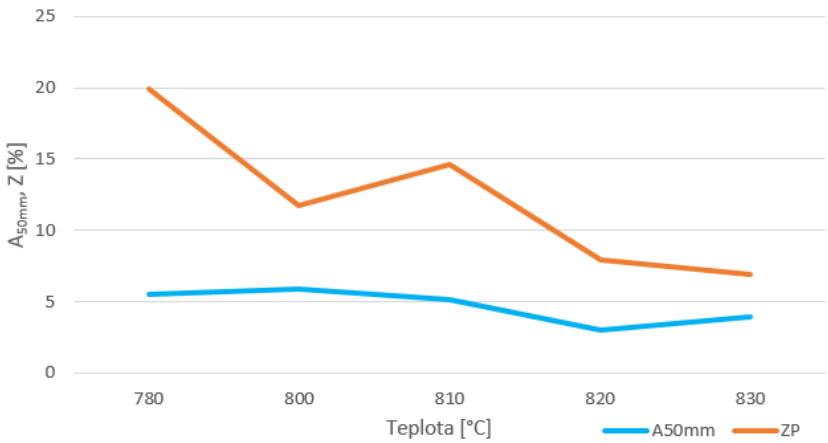
Z těchto zkoušek se jevily jako nejvhodnější teploty pro kalení, teploty v rozmezí $780 - 830°C$. Pro nejlepší učení optimální teploty byly provedeny další zkoušky kalících teplot v tomto teplotním rozmezí, výsledky těchto hodnot jsou uvedeny v tab. 3.4 a grafické znázornění je na obr. 3.4 a 3.5. [24]

Číslo vzorku	Kalící teplota [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	780	636	1147	5.2	5.5	19.9
2	800	869	1232	4.3	5.9	11.7
3	810	841	1293	3.6	5.1	14.6
4	820	1113	1465	3.0	3.0	7.9
5	830	1215	1512	3.1	3.9	6.9

Tabulka 3.4: Vliv kalících teplot $780 - 830°C$ na mechanické parametry

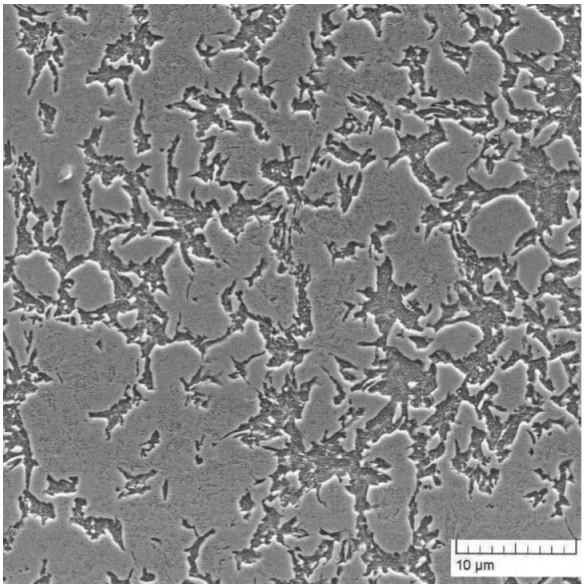


Obrázek 3.4: Vliv teploty v rozmezí $780 - 830°C$ na mez kluzu a mez pevnosti

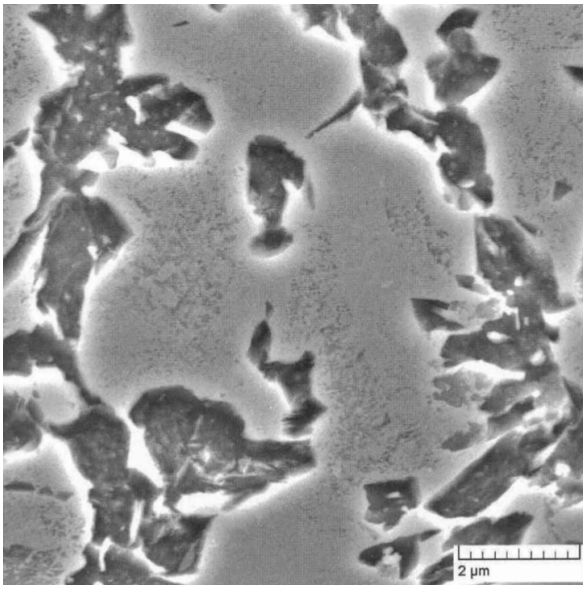


Obrázek 3.5: Vliv teploty v rozmezí $780 - 830°C$ na plastickou tažnost a zásobu plasticity

Z těchto výsledků zkoušek a z porovnání mechanických hodnot v grafickém porovnání byla za optimální kalící teplotu určena teplota 800°C, i přes to, že při dané teplotě se nedosáhlo minimální hodnoty meze kluzu, což by mohlo být navýšeno následným popouštěním. Výsledná struktura oceli po zakalení z této teploty je pak zobrazena na obr. 3.6 při zvetšeni 5000x a na obr. 3.7 při zvětšení 24000x.[24]



Obrázek 3.6: Struktura povrchu po zakalení z teploty 800 °C při zvětšení 5000x



Obrázek 3.7: Struktura povrchu po zakalení z teploty 800 °C při zvětšení 24000x

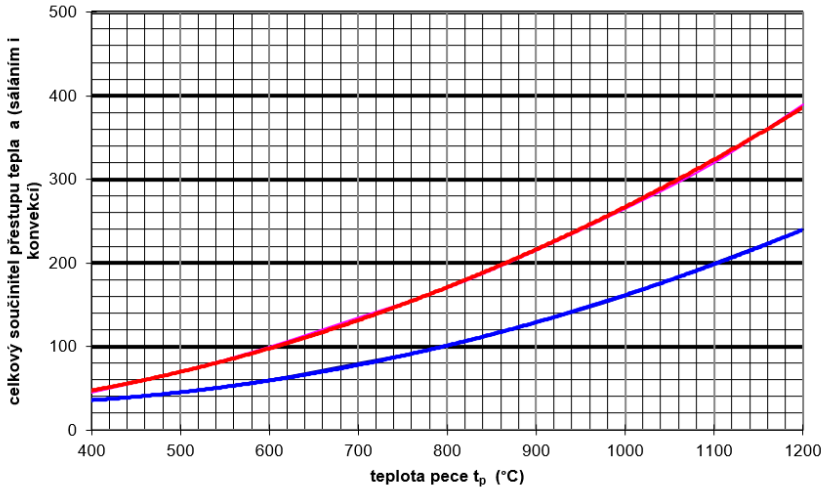
3.2 Návrh a experimentální verifikace vhodné technologie popouštění

Aby se dala stanovit optimální teplota popouštění je důležité znát dobu náběhu na teplotu. Což je taková doba, za kterou se materiál prohřeje v celém průřezu, tj. nejen na povrchu ale i uvnitř materiálu. Bohužel v praxi za reálných podmínek se tato doba nedá určit a jako její stanovení se tak používají teoretické výpočty, které s největší pravděpodobností určují tuto teplotu náběhu. Důležitost znalosti doby náběhu na teplotu, je dána s rozvojem průběžných (kontinuálních) pecí, kde právě prohřátí vzorku tvoří značnou část doby celkového tepelného zpracování. Protože určení optimální popouštěcí teploty není dáno jen dobou náběhu na teplotu ale musí se brát v úvahu také výdrže na této teplotě, a tepelné energie jako je sálání, konvekce nebo vedení tepla.

Pro teoretické stanovení doby náběhu na teplotu se využívá vzorce 3.1, který je obecným vzorcem výpočtu a v minulosti již byl mnohokrát úspěšně ověřen autorem v různých tepelných procesech. Výpočet podle tohoto vzorce vykazoval vysokou shodu s skutečností, proto byl využit v tomto případě. [24]

$$\phi = 1000 \cdot h \cdot c \cdot \phi' \cdot \frac{M}{\alpha} \text{ [s]} \tag{3.1}$$

Kde:
h [mm] tloušťka pásu
t_p [°C] teplota pece
t_k [°C] konečná teplota ve středu průřezu pásu
t_0 [°C] počáteční teplota pásu
ϕ [kg/dm^3] hustota ohřívaného kovu při teplotě 20[°C]
ϕ' [kg/dm^3] hustota ohřívaného kovu při teplotě $(t_k - 20)/2$[°C]
λ [1/K] lineární součinitel tepelné roztažnosti
c [kJ/kg · K] střední měrná kapacita ohřívaného kovu určí se z tab.3.5 v rozsahu t_0 až t_k
α [W/m^2 · K] celkový součinitel přenosu tepla se určí z obr.3.8
$\phi' = \frac{\phi}{(1+3\cdot\lambda\cdot(t_k-20))}$
$M = ln(\frac{(t_p-t_0)}{(t_p-t_k)}$



Obrázek 3.8: Součinitel přestupu tepla (sáláním i konvencí) při dané teplotě pece

Obsah uhlíku [%]	100 [°C]	500 [°C]	1000 [°C]	1250 [°C]
0.00	0.464	0.534	0.710	0.711
0.22	0.465	0.532	0.701	0.705
0.54	0.470	0.536	0.689	0.695
0.80	0.482	0.548	0.679	0.685
0.99	0.486	0.544	0.670	0.674
1.24	0.491	0.548	0.661	0.666
1.58	0.498	0.553	0.669	0.654
2.84	0.522	0.573	1.688	0.645

Tabulka 3.5: Střední měrná kapacita c ohřívaného kovu [kJ/kg · K]

Pro porovnání teoretického výpočtu s reálnou dobou byl proveden teoretický výpočet náběhu na teplotu 500 [°C] v průběžné (kontinuální) popouštěcí peci. K porovnání výpočtu s praxí bylo využito termočlánků umístěných v různých místech testované tyče na povrchu ale i uvnitř tyče a její tloušťka jak pro výpočet tak pro zkoušku byla 1.8 mm.

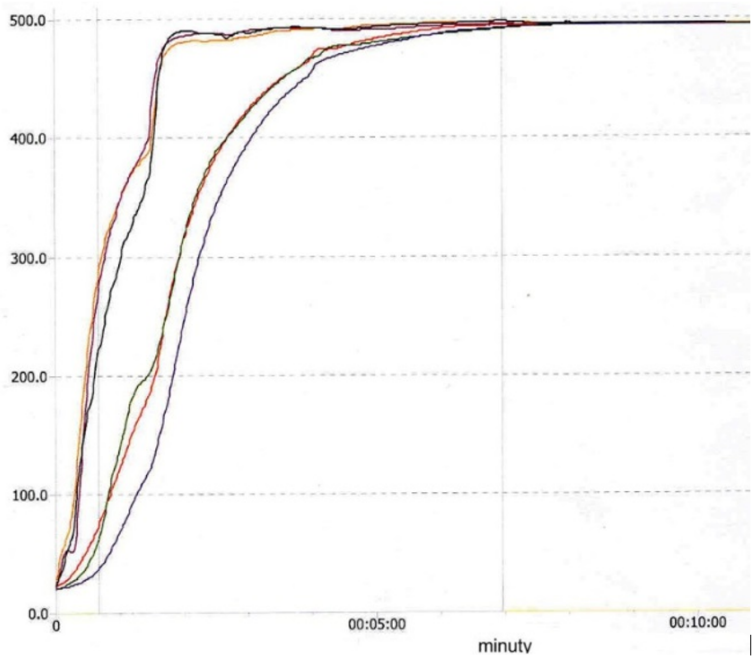
h [mm] tloušťka pásu, h = 1.8 [mm]
t_p [°C] teplota pece, $t_p = 500$[°C]
t_k [°C] konečná teplota ve středu průřezu pásu, $t_k = 490$[°C]
t_0 [°C] počáteční teplota pásu, $t_0 = 20$[°C]
ϕ [kg/dm^3] hustota ohřívaného kovu při teplotě 20[°C], $\phi = 7.85$[kg/dm^3]
ϕ' [kg/dm^3] hustota ohřívaného kovu při teplotě $(t_k - 20)/2$[°C]
λ [1/K] lineární součinitel tepelné roztažnosti, $\lambda = 0.000001$[1/K]
c [kJ/kg · K] střední měrná kapacita ohřívaného kovu určí se z tab.3.5 v rozsahu t_0 až t_k, c= 0.53[kJ/kg · K]
α [W/m^2 · K] celkový součinitel přenosu tepla se určí z obr.3.8, $\alpha = 70$ [W/m^2 · K]

$\phi' = \frac{\phi}{(1+3\cdot\lambda\cdot(t_k-20))} = 7.74$ [kg/dm^3]
$M = ln(\frac{(t_p-t_0)}{(t_p-t_k)} = 3.87$

A doba náběhu na teplotu 500 [°C] se rovná hodnotě:

$$\phi = 1000 \cdot h \cdot c \cdot \phi' \cdot \frac{M}{\alpha} = 408 \text{ [s]} = 6.8\text{[min]} \tag{3.2}$$

Zároveň s výpočtem byla zaznamenána skutečná doba náběhů jednotlivých míst tyčí na teplotu 500 [°C] a grafický záznam této doby je na obr.3.9. Tímto výpočtem a srovnáním tohoto zázname je patrné, že výše uvedený výpočet 3.1 je možné využívat také pro různé teploty popouštění.



Obrázek 3.9: Graf reálného náběhu na teplotu 500 [°C]

Porovnáním tahových diagramů ocelí zakalených s tahovými diagramy ocelí zakalenými a popuštěnými se ukázalo, že popouštění, které bylo předepsáno výrobcem rámů na 440 [°C], je prováděno v oblasti nízkoteplotní popouštěcí křehkosti.

Aby byla vymezena oblast nízkoteplotních popouštěcích teplot používané oceli 22MnB5, byla provedena série zkoušek popouštění při různých teplotách tak, aby tato teplotní oblast byla potvrzena i experimentálně. Zkoušky různých popouštěcích teplot byly prováděny na vzorcích kalených z teploty 950 [°C] a po zakalení dosahovaly mechanických hodnost uvedených v tab.3.6.

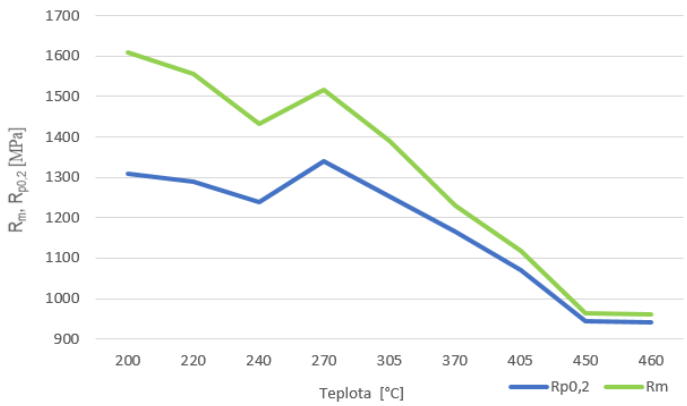
Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	1332	1622	4.0	5.5	8.3
2	1295	1602	4.2	5.6	9.7
3	1340	1650	3.9	5.2	9.1
$\bar{y}$	1322	1625	4.0	5.4	9.0

Tabulka 3.6: Hodnoty mechanických parametrů po kalení z teploty 950 [°C]

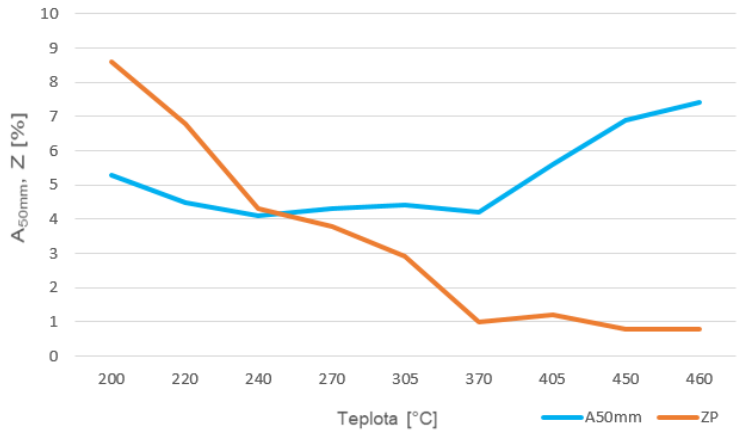
Z porovnání je viditelné, že oblast popouštěcích křehkostí je u oceli 22MnB5 mnohem širší, než obvykle bývá u jiných ocelí. Oblast popouštěcích křehkostí obsahuje i výrobcem požadovanou teplotu 440 [°C]. Při zhodnocení lze vidět, že při popouštění do teploty 200 [°C]nijak nesnižuje hodnoty A_{gi} a ani hodnoty R_m. Naopak při popouštění na teploty vyšší než 200 [°C] se čím dál tím více snižují hodnoty meze kluzu i pevnosti a znehodnocuje se plasticita oceli. Po popouštění na různých teplotách v oblasti popouštěcích křehkostí v rozmezí teplot 200 a 460 [°C] při výdrži 30 minut byly zjištěny hodnoty uvedené v tab.3.7 a graficky znázorněny na obr.3.10 a 3.11.

Číslo vzorku	Popouštěcí teplota [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	200	1310	1610	3.8	5.3	8.6
2	220	1290	1555	3.4	4.5	6.8
3	240	1240	1431	3.0	4.1	4.3
4	270	1339	1815	2.9	4.3	3.8
5	305	1253	1389	2.8	4.4	2.9
6	370	1165	1231	2.1	4.2	1.0
7	405	1070	1118	3.4	5.6	1.2
8	450	944	965	5.0	6.9	0.8
9	460	940	960	5.2	7.4	0.8

Tabulka 3.7: Hodnoty po kalení na 950 °C a popouštěné na teploty 200 až 460 °C



Obrázek 3.10: Vliv teploty popouštění na meze kluzu a meze pevnosti



Obrázek 3.11: Vliv teploty v rozmezí $780 - 830°C$ na plastickou tažnost a zásobu plasticity

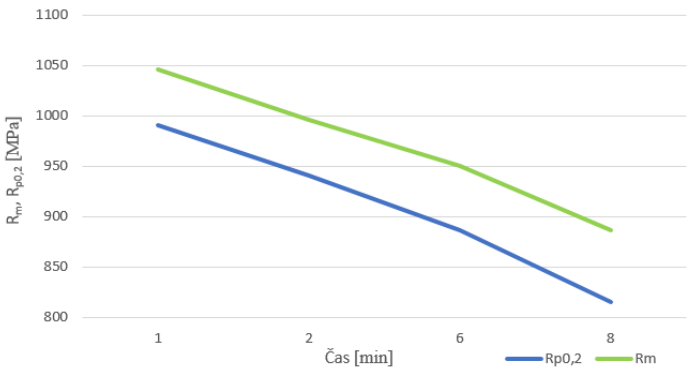
Pro srovnání, že nelze použít teploty vyšší než je stanoveno požadavky základní technologií zpracování, byly provedeny testy popouštění při teplotě $500\,°C$, která je již mimo zmiňovanou oblast popouštěcích křehkostí. Mechanické parametry testované oceli po zakalení jsou uvedeny v tab. 3.8 a parametry již popuštěné oceli v tabulce 3.9. Tyto hodnoty jsou pak pro lepší přehled vyneseny do grafu na obr. 3.12 a 3.13.

Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	1332	1622	4.0	5.5	8.3

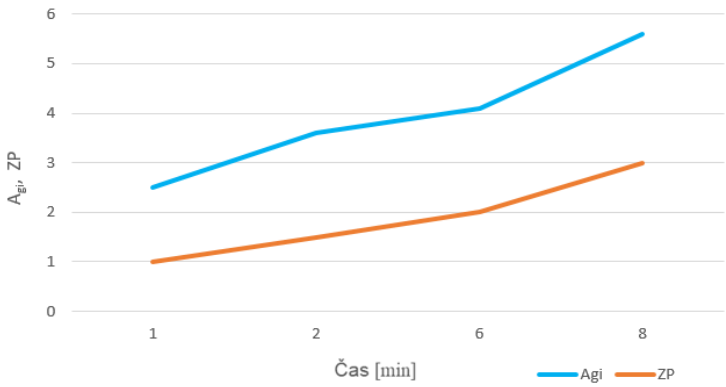
Tabulka 3.8: Mechanické hodnoty materiálu po kalení z teploty 950 [°C]

Číslo vzorku	Doba popouštění [min]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	1	991	1046	2.5	4.4	1.0
2	2	941	996	3.6	5.4	1.5
3	6	886	950	4.1	6.4	2.0
4	8	815	886	5.6	6.6	3.0

Tabulka 3.9: Mechanické hodnoty po kalení z teploty $950\,°C$ a popouštění na $500\,°C$



Obrázek 3.12: Vliv doby popouštění na $R_{p0.2}$ a R_m pro teplotu popouštění 500 [°C]

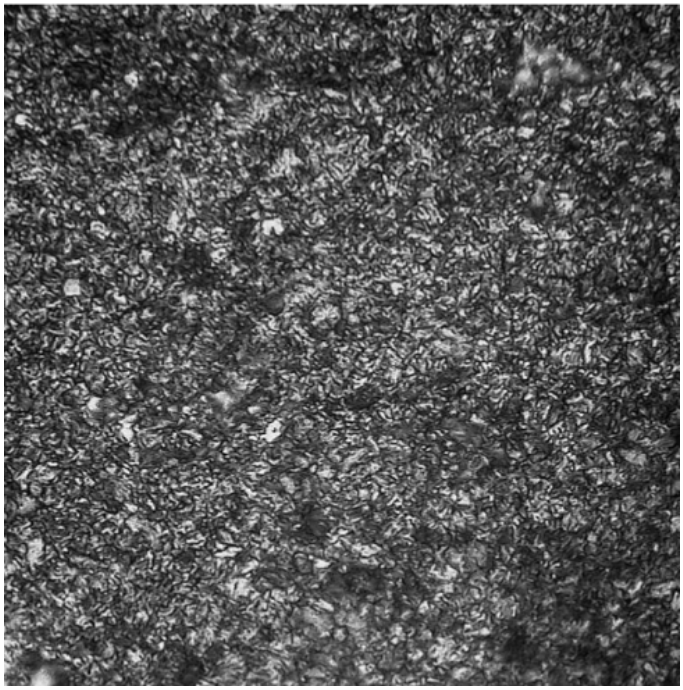


Obrázek 3.13: Vliv doby popouštění na A_{gi} a ZP pro teplotu popouštění 500 [°C]

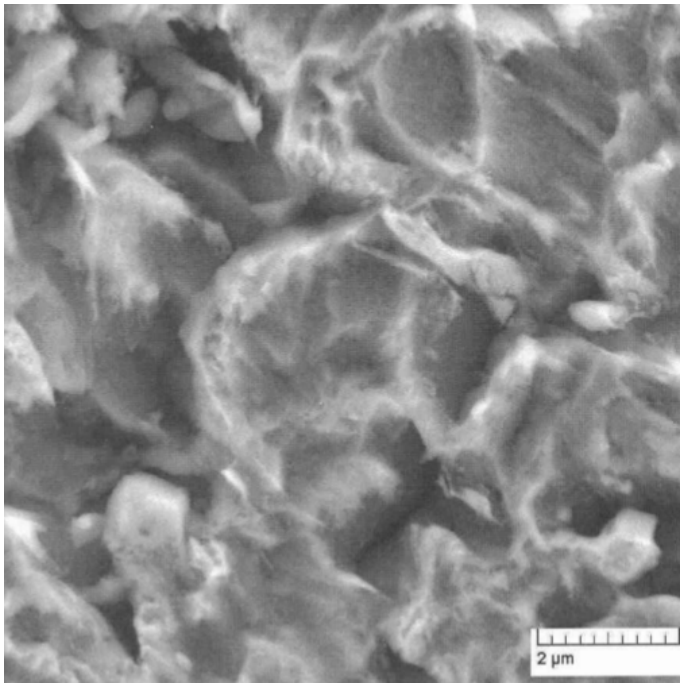
Popouštěním při teplotách těsně okolo teploty 500 [°C] se snižují hodnoty mechanických parametrů a významně poklesla i zásoba plasticity.

Postupným zvyšováním teploty popouštění nad teplotu 200 [°C] se zvyšují meze kluzu a snižují meze pevnosti, plastické tažnosti a zásoba plasticity. Tento jev má za následek snížení rozdílů mezi mezí kluzu a pevnosti, což vede ke snižování zásoby plasticity. Metoda úpravy mechanických parametrů lze využít k úpravě mechanických parametrů po kalení, kdy se dosahuje vysokých hodnot zásoby plasticity, protože mez kluzu nedosahuje požadované hodnoty meze kluzu 900 MPa. Popouštěním při teplotách na spodní hranici oblasti popouštěcích křehkostí se tak dosáhne požadovaných parametrů i při ještě stále vysoké plasticitě.

Ze vzorku po popuštění byly odebrány metalografické vzorky, které byly podrobeny zkoumání na světelném mikroskopu (obr.3.14 a následně zkoumání na elektronovém mikroskopu 3.15.



Obrázek 3.14: Struktura zakalená z 800 [°C] a popuštěná na 240 [°C] s výdrží 15 minut, zv.750x



Obrázek 3.15: Struktura povrchu po zakalení z 800 [°C] a popouštění na 240 [°C] po dobu 10 minut, zv. 24 000x

Výslednou strukturou po kalení při teplotě 800 [°C] a po popouštění při tep-

lotě 240 [°C] po časový úsek 10 minut, tvoří dvoufázová feriticko martenzitická struktura.

3.2.1 Stanovení optimálních podmínek technologie kalení a popouštění

Optimální technologie tepelného zpracovaní v laboratorní podmínkách, tj. v laboratorní stacionární (muflové) peci s ohledem na provozní podmínky popouštění a dalšího zpracování tyčí je stanovena takto: optimální kalící teplota je 800 [°C] a optimální popouštěcí teplota je 240 [°C] a boda výdrže na této teplotě, aby se materiál prohřál v celém průřezu je 10 minut.

3.2.2 Ověření optimálních podmínek v praxi

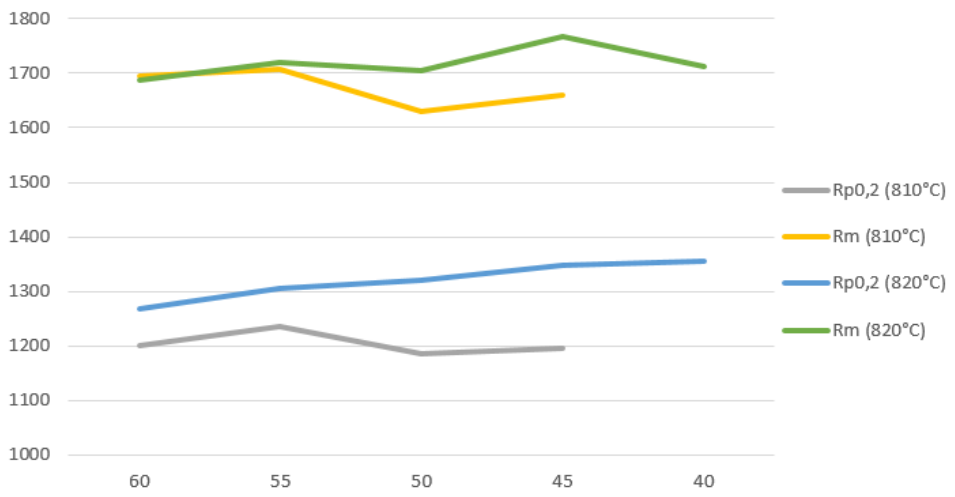
Pro zavedení laboratorně zjištěných optimálních podmínek tepelného zpracovaní do podmínek provozního indukčního kalení je nutné provést určité úpravy teplot, časů a způsobů ochlazování při kalení a úpravy těchto parametrů při popouštění. Hlavním důvodem těchto úprav je zcela odlišný způsob ohřevu tyčí v indukční peci na rozdíl o laboratorní muflové pece. Ke zjištění optimální provozní teploty bylo tedy stanoveno minimum na 770 $°C$ a maximum na 820 $°C$.

Číslo vzorku	Kalící teplota [$°C$]	Rychlost kalení [mm/s]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1		50	453	704	10	13.4	18.8
2		50	477	885	9.6	9.6	29.4
3	700	55	456	603	12.5	13.2	13.8
4		55	486	902	9.9	9.9	30.9
5		60	434	819	9.4	9.4	27.1
6		60	446	845	9.8	9.8	29.3
7		40	1201	1694	4.7	6	17.4
8	810	40	1236	1706	4.7	6	16.7
9		50	1186	1629	5.3	6.1	17.6
10		50	1195	1660	3.7	4.9	12.9
11		60	1267	1688	4.7	6.3	14.8
12		55	1305	1720	4.2	5.8	13.1
13	820	50	1320	1705	3.9	5.1	11.3
14		45	1347	1768	4.7	5.9	14.8
15		40	1356	1713	4.3	5.6	11.5

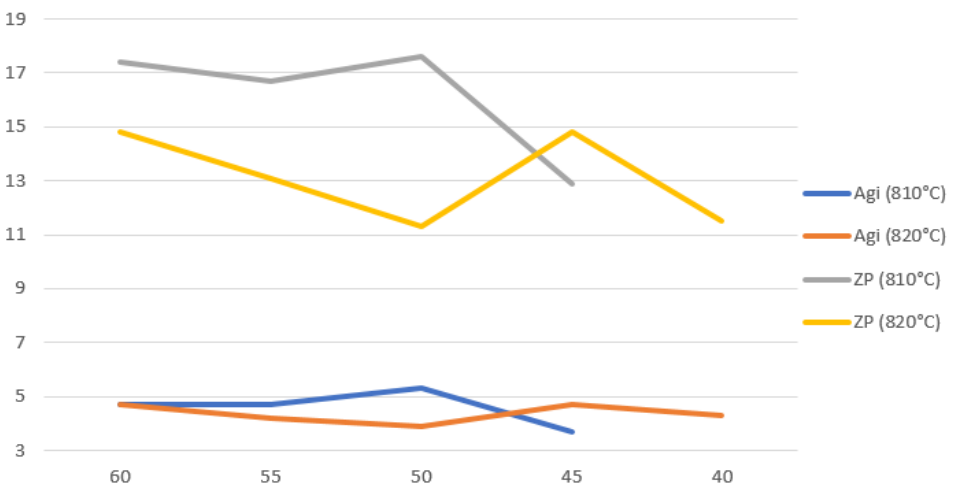
Tabulka 3.10: Mechanické zkoušky po indukčním kalení při teplotách, 770, 810 a 820 $°C$ a při rychlostmi kalení od 40 do 60 mm/s

Vzhledem k nedostačujícím mechanickým parametrům získaných po kalení při teplotě 770 $°C$ bylo provedeno ještě ověření hodnot při teplotách 810 $°C$ a 820 $°C$.Současně v testem teplot se prověřoval vliv změny rychlosti kalení. Tyto ověřovací zkoušky měly prokázat, která doba výdrže na kalící teplotě je nejvhodnější ke vzniku takového množství austenitu, a následně přeměněného

martenzitu, tak aby se zajistilo dosažení požadovaných mechanických hodnot zobrazených na obr. 3.16 a 3.17.



Obrázek 3.16: Závislost $R_{p0.2}$ a R_m na rychlosti kalení při teplotě kalení 810 $°C$ a 820 $°C$



Obrázek 3.17: Závislost A_{gi} a ZP na rychlosti kalení při teplotě kalení 810 $°C$ a 820 $°C$

Při kalící teplotě 770 $°C$ neměla rychlost kalení tyče při průchodu induktorem v rozmezí 50 až 60 mm/s, vliv na rozdílnost výsledných mechanických parametrů, i přes to že všechny hodnoty při této teplotě byly plně nedostačující na kladené požadavky rámů autosedaček. Při kalících teplotách 810 a 820 $°C$ se při rychlostech kalení 40 až 60 mm a doby austenitizace 3,3 až 5,0 s také nijak výrazně neměnily, proto byla u dalších zkoušek již využívána

pouze rychlost 60 mm/s. Protože u teplot 810 a 820 °C byly pevnostní charakteristiky a zásoba plasticity vyšší než se očekávalo, byla teplota kalení zkušebně snížena na hodnoty 800 °C.

Pro ověření popouštěcího procesu byly prováděny provozní zkoušky popouštění pouze ve stacionární muflové peci. Série tyčí z jedné šarže byla popuštěna na teploty 220 °C a 240 °C, vzhledem k tomu, že popouštění probíhalo v muflové peci, tak doba výdrže na teplotě trvala 30 minut a důvodem takto stanoveného času je rovnoměrný ohřev celé vsázky. Pro ověření těchto vhodných podmínek bylo použito celkem 40 ks tyčí které byly zakaleny podle optimálně zjištěných parametrů pro provozní kalení, tj. teplota 800 °C a rychlost kalení 60mm/s. Na základě proměřování náběhu na teplotu bylo využito termočlánků a doba náběhu na zmíněnou teplotu 220 °C a 240 °C byla stanovena na 20 minut. Tato doba byla připočtena k době výdrže na teplotě a celková doba ohřevu byla 50 minut. Po zahřátí tyčí a jejich výdrži na teplotě byly tyče v popouštěcím koši vyjmuty z pece a ochlazování probíhalo na vzduchu při teplotě okolí. Hodnoty testu jsou uvedeny v tab. 3.11.

Číslo vzorku	Popouštěcí teplota [°C]	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{gi} [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	220	944	1185	5.1	6.9	13.0
2	220	925	1290	5.0	7.0	13.7
3	220	1057	1240	3.7	5.6	5.1
4	240	924	1245	5.6	6.7	13.5
5	240	1005	1215	4.7	6.5	7.4
6	240	971	1190	4.8	6.2	7.9

Tabulka 3.11: Mechanické hodnoty po kalení na 800 °Crychlostí 60 mm/s a popuštěných na 240 °C při době výdrže 30 minut

Při kalení na teplotu 800 °C bylo dosaženo nižší meze pevnosti, ale současně s nižší pevností byla mez kluzu na hranici požadovaných hodnot 900 MPa. Těchto hodnot se dosáhlo na základě poznatku o zvyšování meze kluzu za vlivu vzniku popouštěcí křehkosti. Tento vliv má za následek sice mírné snížení tažnosti a rozdílu hodnot meze pevnosti a meze klusu ale významně se to neprojeví na zásobě plasticity, která i tak zůstane poměrně vysoká. Za optimální hodnotu popouštění byla stanovena teplota 220 °C při době výdrže na teplotě 30 minut. I přes poměrně nízkou teplotu popouštění se v oceli významně sníží hodnoty vnitřního pnutí, které vzniklo důsledkem kalení.

V závislosti na této ověřující zkoušce byla provozně zpracovaná celá jedna šarže tyčí, které obsahovala 300 ks tyčí, technologií optimálně stanovených podmínek kalení, tj. T = 800 °C při rychlosti v = 60 mm/s, při výdrži přibližně 3.3 s na austenitizační teplotě a popouštění ve stacionární muflové peci při teplotě popouštění T = 220 °C s dobou výdrže na teplotě 30 minut.

3.2.3 Návrh nové technologie provozního kalení a popouštění

Ze získaných poznatků a informací z provedených provozních zkoušek tepelného zpracování dutých tyčí z bórové oceli 22MnB5 na rámy automobilových sedaček a na základě stanovených požadavků na mechanické parametry ($R_{p0.2}$ = minimálně 900 MPa, R_m = minimálně 1400 MPa, A_{50mm} = 7 %, ZP = minimálně 4 MPa) této oceli, byly jako konečné hodnoty stanoveny tyto optimální podmínky.

Pro kalení se stanovila kalící teplota na 800 °C, rychlost průchodu induktorem v = 60 mm/s, což odpovídá přibližně 3.3 s výdrže na teplotě austenitizace při frekvenci prou 4 kHz při množství chladící kapaliny 10 l/min a tlaku vodní sprchy 10 bar. V případě použití tohoto způsobu není nutné již po kalení popouštět.

Pakliže by bylo z příznivějšího hlediska lisování otvorů do rámů požadavek na snížení meze pevnosti R_m = minimálně 1150 MPa, současně se snížením tažnosti na A_{50mm} = minimálně 5 %, pak se po kalení použije popouštění a to buď ve stacionární muflové peci při teplotě 220 °C a době výdrže na teplotě 360 minut, nebo v průběžné (kontinuální) peci při teplotě 240 °C a době výdrže přibližně 7 - 8 minut. Hodnoty popouštění v kontinuální peci, nebyly provozně ověřeny.

3.3 Návrh způsobu zkoušení a vyhodnocování mechanických parametrů

Přestože je zkouška tahem jednou z hlavních běžně používaných zkoušek, které vyjadřují mechanickou odolnost a plasticitu materiálu jsou to zkoušky převážně určeny pro jednoosé namáhání. V tomto případě a na základě faktu měření jedné ze čtyřech stěn profilu rámu je nevypovídající o skutečném namáhání rámu, které v něm vzniká při kolizi a havárii. V tomto případě se testovaly další zkoušky, které by doplňovaly výsledky běžné tahové zkoušky nebo by ji úplně nahradily.

Zkouška ohybem

Aby bylo možné ověřit zkoušku ohybem byl vytvořen přípravek, jehož rozměry odpovídají normované zkoušce ohybem pro plné čtyřhranné profily o rozměrech 25 x 20 mm, u kterých je průhyb hlavním parametrem tvařitelnosti a při němž vzniká první porušeni celistvosti.

Obrázek 3.18: Experimentální zkouška ohybem

Při aplikaci těchto zkoušek bylo zjištěno, že při ohybu jednoho vzorku profilu byl průhyb materiálu bez porušení celistvosti a to bez ohledu na způsob tepelného zpracování. Porušení touto zkouškou odolaly jak vzorky kalené při teplotě 950 °C tak i při teplotě 800 °C a také odolaly i vzorky popuštěné při teplotách 445 °C i 220 °C. Důvodem toho mohlo být to, že profily se nedeformovaly podle tvarového nástroje ale lámaly se v jednom místě. Při zdvojení profilu jako je uvedeno na obr. 3.19 začalo docházek k porušení soudržnosti, tak že všechny vzorky se porušovaly při téměř stejném průhybu, bez vlivu na teplotu kalení a popuštěné vzorky při teplotě 445 °C nebo 220 °C nepraskaly vůbec. U zdvojených profilu byl charakter zkoušky stejný jako při použití jedno profilu. Z těchto poznatků se zkouška ohybem projevila jako neúčinná pro hodnocení mechanických parametrů a tato zkouška nebyla zařazena ani mezi doplňkové zkoušky.

Zkouška rázová

Pro ověření odolnosti testovaného profilu proti rázu byla provedena upravená zkouška rázem celého profilu na zařízení, které je velmi podobné Charpyho kladivu. Výsledky testů byly podobné výsledkům zkoušky ohybem, kdy profilová tyč se lámala v jednom bodě, aniž by u zkoušených vzorků docházelo k jakémukoliv porušení celistvosti, bez vlivu toho, zda byl nebo nebyl zkoušený vzorek tepelně zpracován kalením nebo kalením a popouštěním, a to jak při nízkých tak při vysokých teplotách. Od tohoto způsobu zkoušek bylo upuštěno.

Tahová zkouška celého profilu

Tahová zkouška celého profilu jako celku zjišťuje mechanické vlastnosti odpovídající namáhání rámu automobilové sedačky, kdežto klasická tahová zkouška, tak jak je známá zjišťuje mechanické vlastnosti pouze u jedné stěny profilu.

Tyto zjištěné hodnoty klasickou tahovou zkouškou tedy nemusí charakterizovat profil jako celek a poukazuje pouze spolehlivě na hodnoty té dané stěny profilu, ze které byl odebrán vzorek pro tahovou zkoušku.

Na základě těchto informací byla vytvořena zkouška, která vyjádří pevnostní charakteristiky a tažnost přesněji u rámů sedaček jakožto u jednoho celku. U této zkoušky se berou v úvahu vlastnosti všech stěn profilu rámu, včetně stěny obsahující svar, která nebyla nikdy dříve ani v současnosti zjišťována.

Pro to aby bylo možné provádět zkoušku tahem celých profilu, bylo nutné pro bezproblémové trhání celého profilu zajistit výplně koncových částí tyče v takové kvalitě a délce, aby zajistily pevné sevření zkoušené tyče v čelistích stroje a nezdeformovaly se. Tyto výplně jsou zobrazeny na obr. 3.19.

Obrázek 3.19: Výplně koncových částí tyče pro tahovou zkoušku celého profilu

Tyto výplně se vložily do připravených vzorků a umístily do trhacího stroje na obr. 3.20a mezi čelisti a vzorek se upnul viz obr. 3.20b.

(a) : Upnutí vzorku do čelistí tahového zařízení

(b) : Označený a upevněný vzorek

Obrázek 3.20: Tahová zkouška celého profilu

Pro porovnání mechanických vlastností zkoušených na tzv. výliscích, tedy klasických vzorcích pro tahovou zkoušku a vzorků tyčí celého profilu bylo využito tyčí zpracovaných současnou technologií kalení při teplotě 950 °C . Hodnoty výsledků mechanických parametrů jsou uvedeny v tab. 3.12 a 3.13.

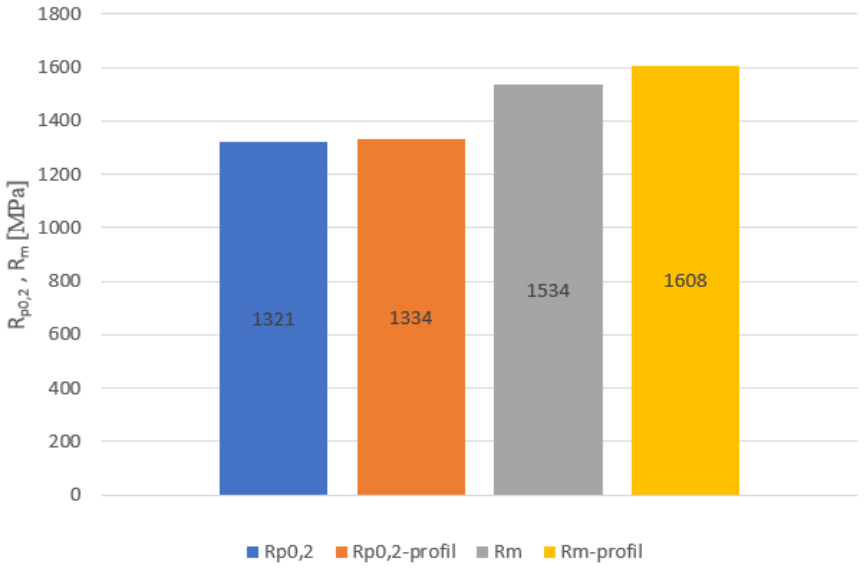
Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	1473	1566	2.6	4.2	2.0
2	1297	1504	2.4	3.8	3.7
3	1258	1466	2.1	4.8	3.3
4	1321	1580	2.7	5.4	6.0
5	1234	1476	2.3	4.9	4.7
6	1344	1617	2.6	5.5	5.3
$\bar{y}$	1321	1534	2.5	4.7	4.2

Tabulka 3.12: Výsledky tahových zkoušek plochých vzorků po kalení z teploty 950 °C

Číslo vzorku	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A_{50mm} [%]	ZP [MPa]
1	1330	1654	3.3	5.0	9.1
2	1322	1534	3.3	7.7	5.4
3	1262	1643	4.2	5.8	11.9
4	1344	1555	3.2	7.6	7.1
5	1346	1551	3.4	8.9	5.2
6	1405	1712	3.3	4.6	7.8
$\bar{y}$	1334	1608	3.5	7.8	7.4

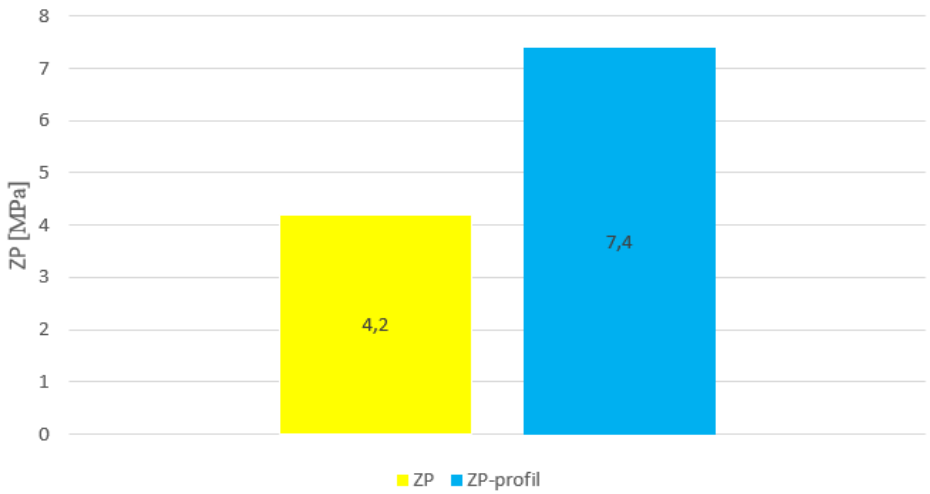
Tabulka 3.13: Výsledky tahové zkoušky celých profilů po kalení z teploty 950 °C

Z porovnání průměrných hodnot tahové zkoušky u plochých vzorků a průměrných hodnot tahové zkoušky celého profilu je viditelné, že hodnoty meze kluzu a meze pevnosti jsou nepatrně vyšší u výsledku tahové zkoušky celého profilu než u klasické tahové zkoušky. Grafické porovnání pevností je zobrazeno na obr. 3.21, tažností na obr. 3.22 a zásoby plasticity na obr. 3.23.Výrazný rozdíl je u zjišťované tažnosti, kde hodnoty plastické tažnosti A_g jsou vyšší přibližně o 1 % a celková tažnost profilu A_{50mm} se zvýšila přibližně o 3 % oproti klasické zkoušce tahem na normovaném vzorku.



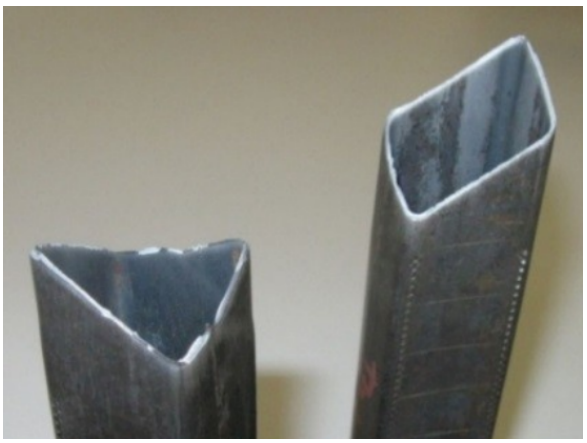
Obrázek 3.21: Graf porovnání výsledků meze kluzu ($R_{p0.2}$) a meze pevnosti (R_m) z tahové zkoušky normovaného vzorku a celého profilu

Obrázek 3.22: Graf porovnání výsledků plastické (A_g) a celkové tažnosti (A_{50mm}) z tahové zkoušky normovaného vzorku a celého profilu



Obrázek 3.23: Graf porovnání výsledků zásoby plasticity (ZP) z tahové zkoušky normovaného vzorku a celého profilu

Tahová zkouška celých profilů vykazovala dva charakteristické typy lomů tyče uvedených na obr. 3.24. Oba dva typy lomů mají lomovou plochu pod úhlem 45 °, což jsou úhly blížící se směru válcování. Pro ověření bylo natrháno více vzorků, u kterých se potvrdil úhel lomové plochy zobrazené na obr. 3.25.



Obrázek 3.24: Přetrhnuté tyče pod úhlem 45 °

Obrázek 3.25: Přetrhnuté tyče pod úhlem 45 °

Hlavní výhodou tahové zkoušky celých profilů je zjištění mechanických vlastností profilu jako celku i přes to, že namáhání probíhá v jednom směru. Z této je zřejmé, že tahová zkouška celého profilu má vyšší vypovídací schopnost o vlastnostech rámů, než tahová zkouška prováděná za pomocí normovaného vzorku, který byl připraven jen z jedné strany profilu. Další výhodou této zkoušky oproti jiným zkouškám je rychlost získání výsledků, kdy časový úsek od přípravy vzorků, který obsahuje odebrání vzorků označení jeho měřené délky, do jejího vyhodnocení nepřesahuje čas 20 minut. Ve srovnání s normovanou tahovou zkouškou, kde samotná příprava vzorku je v provozních podmínkách časově mnohem náročnější přesahuje o dost déle stanovený čas 20 minut tahové zkoušky celého profilu.

Kapitola 4

Zhodnocení

Hlavním úkolem této práce bylo nalezení takové technologie tepelného zpracování dutých tyčí z bórové oceli 22MnB5, která by zajistila dosažení požadovaných vlastností zákazníkem a zajistila by bezpečnou tvařitelnost za studena u těchto tyčí do konečného tvaru rámu automobilové sedačky. Vlivem používané technologie kalení a popouštění a především stanovených podmínek tohoto tepelného zpracování se vytváří v rámech jemnozrnná martenzitická struktura, která je pro dané použití na hranici tvařitelnosti. Následkem této struktury se občas nalezenou vadné výrobky, které při tváření za studena zejména při ohybu praskají nebo se u nich projeví zeslabení stěn, které je nepřípustné pro bezpečný výrobek v automobilovém průmyslu.

Společnost Mubea, která vyrábí tyto rámy automobilových sedaček používá technologii tepelného zpracování složenou z indukčního kalení o současné kalící teplotě 950 °C s dobou výdrže na teplotě austenitizace přibližně 3.5 s a následného prudkého ochlazení vodní sprchou. Po kalení následuje popouštění a to buď ve stacionární peci při teplotě popouštění 445 °C a době výdrže na teplotě 30 minut nebo v kontinuální (průběžné) popouštěcí peci při teplotě 475 °C a době výdrže přibližně 6.8 minuty. Tento způsob zpracování oceli po zakalení zaručí dosažení vysokých pevnostních hodnot, kde u meze pevnosti (R_m) jsou hodnoty v rozmezí 1600 - 1900 MPa a popouštěním se sice pevnostní hodnoty sníží a hodnoty tažnosti pak dosahují hodnot v rozmezí 5 - 7 %. Fakt, že vlivem popouštění se výrazně snižují meze pevnosti oproti mezím kluzu a podstatně dost se přibližují k mezím kluzu, se převážně projevuje také sníženou plasticitou oceli. Proto pro hodnocení plasticity byl zaveden parametr zásoby plasticity (ZP), který vyjadřuje velikost práce potřebné pro maximální rovnoměrnou deformaci materiálu o velikosti 1 mm^3.

V prvé řadě bylo provedeno seznámení se stávající technologií a ověření současného technologického procesu tepelného zpracování, a to zejména v přesnosti měření teplot. Tato měření provedla externí firma a potvrdila shodu naměřených teplot induktoru s údaji na ovládacím zařízení na kalících a popouštěcích pecích. Na základě tohoto zjištění se pak prováděly především takové testy, které by mohly být rizikové pro daný technologický proces. U kalení se prověřovaly doby výdrže na austenitizační teplotě vzorků v závislosti na rychlosti průchodu tyče induktorem nebo vliv teploty kalení v závislosti na rychlosti kalení se zaměřením na fázové složení struktury v oceli.

Zhodnocení těchto vlivů bylo prováděno převážně na základě mechanických zkoušek a zejména tahovou zkouškou. Při zhodnocení výsledků tahových zkoušek, pak bylo určeno zda-li je tepelný proces dostatečně stabilní pro následný vývoj tepelného procesu kalení a popouštění. Při prvotním porovnávání zjištěných tahových diagramů u současné technologie tepelného zpracování je patrné, že diagram tahové zkoušky vzorku po kalení tvoří téměř plynulou křivku, kde zásoba plasticity je dostatečná. Oproti tomu diagram tahové zkoušky po kalení s následným popouštěním tvoří spíše křivku, která je podobná křivce s výraznou mezí kluzu, která je typická hlavně pro neuklidněné oceli s omezenou zásobou plasticity.

Při následných testech tepelného procesu se potvrdila přítomnost nízkoteplotní popouštěcí křehkosti v oceli v rozmezí teplot 220 °C až 475 °C. A aby se dosáhlo zákazníkem požadovaných mechanických parametrů bylo nutné při technologii kalení, kalit z teploty 950 °C a následně popouštět v rozmezí teplot 440 °C až 480 °C, kde tyto teploty spadají do oblastí teplot zmiňované nízkoteplotní popouštěcí křehkosti. Tímto se sice snížily pevnostní charakteristiky, ale také se téměř vytratila poměrně vysoká plasticita oceli. Další pokus popouštět nad tuto oblast popouštěcích křehkostí se ukázalo jako neefektivní i s ohledem na to, že mechanické parametry při těchto teplotách již nedosahovaly dostatečně vysokých hodnot. Na druhé straně při pokusu použít teploty pod oblast popouštěcích křehkostí tj. pod teploty 200 °C, se ukázalo prakticky nemožné snížit poměrně dosti vysoké pevností hodnoty. Výsledkem těchto pokusů pak byla nutnost popouštět zakalené tyče na horní hranici oblasti popouštěcích křehkostí, které zaviňují snížení plasticity oceli.

Pro návrh nových parametrů technologií tepelného zpracování bylo důležité rozhodnout, u jaké struktury je možné dosáhnout požadovaných mechanických charakteristik a současně ponechat materiálu dostatečně velkou zásobu plasticity oceli, která je výsledkem kalení. Jako nejvhodnější struktura se projevila feriticko-martenzitická struktura, která je běžná u hlubokotažných plechů a pásů se zvýšenými mechanickými parametry nejen pro automobilový průmysl. Běžně používaná feriticko-martenzitická struktura obsahuje max. 20 % martenzitu. A pro vznik takové struktury je v oceli přidáno několik málo desetin procent molybdenu (Mo), který při ochlazování dokáže prodloužit dobu začátku vzniku perlitu více, než je začátek tvorby feritu. U používané oceli 22MnB5 však tohoto způsobu nelze využít, protože zmiňovaná ocel 22MnB5 neobsahuje potřebné procento molybdenu a vysokých mechanických hodnot se u této oceli dosahuje přidaným procentem bóru, který ocel značně zpevňuje. Pro vznik feriticko-martenzitické struktury byla tato ocel ohřátá do oblasti teplot mezi křivky A_1 a A_3 v diagramu $\mathrm{Fe} - \mathrm{Fe_3C}$, kde se v oceli vytváří dvoufázová austeniticko-feritická struktura. Následným prudkým zakalením této oceli se přemění austenitická struktura na martenizitickou aniž by se feritická část struktury nějak transformovala, tím pak vzniká struktura feriticko-martenzitická. K získání vysokých pevností, které jsou vyžadovány na rámy automobilových sedaček,není možné použít jenom kalené uhlíkově

oceli s nízkým obsahem uhlíku, který je nutnou podmínkou dobré svařitelnosti. Proto se využívá nízkouhlíkových ocelí se zvýšeným obsahem manganu (Mn) a legované přibližně 0.003 hm.% bóru (B), který stačí pro zpevnění struktury a dosažení dostatečně vysokých mechanických hodnot vlastností.

Samotný návrh, výzkum a ověření technologie kalení a popouštění byl prováděn laboratorními zkouškami v laboratorní muflové peci, kde pro kalení byly testované vzorky zakaleny z teplot 760 °C - 870 °C do vody a u nichž se zjišťoval vliv teploty kalení na mechanické parametry meze kluzu ($R_{p0.2}$), meze pevnosti (R_m) a tažnosti (A_{50mm}, A_g). Pro zjišťování plasticity bylo využito parametru zásoby plasticity a na základě výsledků mechanických zkoušek bylo zjištěno, že nejoptimálnější teplotou kalení je teplota 800 °C po které následovalo popouštění při teplotě 220 °C a dobou výdrže 30 minut nebo při teplotě 240 °C a době výdrže na teplotě 10 minut. Popouštěním v oblasti těchto teplot, tj. v oblasti dolní hranice popouštěcích křehkostí se upravily hodnoty meze kluzu, čímž došlo k odstranění převážné části vnitřního pnutí vzniklého následkem kalení.

Nově navrženým popouštěním se nepatrně snížila hodnota zásoby plasticity, ale vzhledem k popouštění při současné zavedené technologii, byla zásoba plasticity nově navrženého popouštění mnohonásobně vyšší. Na základě laboratorně vyhodnocených technologií, byla tato technologie ověřená v praxi při provozních podmínkách a jejím předpokladem bylo, že indukční ohřev nebude hodnotově odpovídající ohřevu v laboratorní muflové peci, ve které ohřev trval přibližně 5-7 minut, což se nepotvrdilo a kalení na teplotu 800 °C s následným popouštěním na teplotu 220 °C bylo vyhodnoceno jako optimální. Provozní zkoušky popouštění v průběžné peci sice nebyly ověřeny, ale lze předpokládat, že parametry mechanických hodnot po popouštění budou velmi podobné parametrům zjištěných laboratorně. Současně při hledání optimálních parametru tepelného zpracování a jeho ověřováni, bylo úkolem najít vhodný způsob ověřování schopnosti tvařitelnosti profilů. Důvodem hledání nového způsobu ověřování byly malé vypovídací schopnosti tahové zkoušky plochých vzorků, které vypovídaly pouze o odolnosti materiálu jednoosým namáhání, a to pouze jedné stěny profilu. Proto byly navrhnuty a ověřeny zkoušky prostým ohybem a zkoušky rázem a to u vzorků jak kalených tak i popuštěných. Kde výsledky těchto zkoušek poukázaly na to, že tento způsob zkoušení není vhodný pro svařované profily a tudíž pro určování hodnoty zásoby plasticity materiálu byly nevhodné.

Kladných výsledků se dosáhlo při zavedení tahových zkoušek celých profilů, které plně nahradily klasické tahové zkoušky plochých vzorků. Zkoušky plochých vrozků, nejen že byly časově náročné byly také pracně náročné a navíc vzhledem k používané jedné, maximálně dvou stěn z profilu neposkytovaly plnou jistotu dosažení požadovaných mechanických hodnot. Což oproti zkoušce tahem celého profilu, která je časově nenáročná a mnohem více přesná pro určování pevnostních a deformačních parametrů, které vypovídají

o vlastnostech rámu jakožto celku, bylo rozhodující. Naskytnutým problémem při této zkoušce bylo zajištění správného uchycení profilu do čelistí trhacího stroje tak, aby byl materiál pevně uchycen a zárově se v čelistech nedeformoval. Tento problém byl vyřešen vložením koncových výplní do zkušebních vzorků. Při hodnocení mechanických parametrů získaných právě tahovou zkouškou celých profilů byly hodnoty mnohem příznivější než při použití tahové zkoušky plochých vzorků a to zejména u deformačních charakteristik materiálu.

V procesech ověřování ať už stávající nebo nově navržených a ověřovaných technologií a zkoušek bylo prováděno taktéž sledování struktury za pomocí optické a elektronové mikroskopie. Kdy ve všech případech tepelného zpracování kalením i popouštěním vznikala v oceli jemnozrnná struktura. I přes použité zvětšení světelné optické mikroskopie, ale i elektronové mikroskopie nebylo možné jednoznačně charakterizovat a odlišit jednotlivé struktury a odhalit rozdíly a příčiny vysokých pevností sledované oceli 22MnB5. Dosažení vysokých pevností v rozmezí 1600 - 1800 MPa lze složitě odůvodnit nejenom přítomností nízkouhlíkového martenzitu v oceli a při zvážení také vysoké tvrdosti této bórové oceli lze uvažovat i o působení jiného mechanizmu zpevňování. Tímto mechanizmem může být disperzní zpevňování vlivem přítomnosti bóru nebo vliv chemických sloučenin bóru vyloučených na hranicích austenitických zrn.

Dostupná literatura zabývající se touto problematikou však připouští, že důvod vysokých pevností bórových ocelí, není v současnosti zcela znám a soustřeďuje se převážně na vysvětlení zvýšené prokalitelnosti bórové oceli. Ze získaných výsledků plyne, že potíže, které v průběhu sledování výrobku nastaly, při použití klasické technologie kalení a popouštění, mohou mít příčinu v nesprávně zvolené oceli 22MnB5. A pro daný výrobek by mohla být výhodnější ocel s nižším obsahem uhlíku, u níž je reálný předpoklad nižších hodnot pevnosti po kalení. taktéž by se mohly použít bórové oceli s vyšším obsahem uhlíku přes 0,30 hm.%, které po kalení dosahují ještě vyšších pevností, než je současně používaná ocel, čímž by pak bylo možné v těchto případech využít popouštění při vyšších teplotách (okolo 500 °C), teplotách nad oblastí popouštěcích křehkostí. Tím by se pak, ale snížila požadovaná svařitelnost této oceli a z těchto důvodů bylo navržení nové technologie, přesněji parametrů technologie tepelného zpracování nejvýhodnějším řešením.

Kapitola 5

Závěr

Záměrem této práce bylo navržení technologie částečného kalení a nízkoteplotního popouštění oceli 22MnB5, která je charakterizování minimální mezí kluzu o hodnotě 900 MPa, mezí pevností v rozmezí hodnot 1150 - 1400 MPa a zásovou plasticity o minimální hodnotě 4 MPa, která zaručuje bezproblémovou tvařitelnost profilových tyčí do konečného tvaru rámů automobilových sedaček.

Navržená technologie se skládá z indukčního kalení, které se z oblastí plné austenitizace posunulo do oblasti vznikající dvoufázové struktury austenitu a feritu, tj. na teplotu kalení 800 °C při rychlosti kalení 60 mm/s a době výdrže na austenitizační teplotě 3.3 s při chlazení vodou o tlaku 10 baru a spotřebě 10 l/min a popouštění ve stacionární muflové peci na teplotu 220 °C a výdrži 30 minut nebo na teplotu 240 °C a výdrži na popouštěcí teplotě 10 minut.

Navrženou technologií částečného kalení a popouštění byla vytvořena dvoufázová feriticko-martenzitická struktura o požadovaných mechanických hodnotách se zaručenou dostatečně velkou zásobou plasticity, která zajišťuje nezávadné vytvoření požadovaného trávu rámů automobilové sedačky.

Podařilo se navrhnout a ověřit nový způsob zkoušení vyráběných profilů pomocí tahové zkoušky celého profilu. Což mělo za následek nejen ekonomický vliv na úsporu časově náročných úseků při samotné přípravě vzorků, ale prokazatelně lépe charakterističtější výsledky, které mnohem více vypovídají o vlastnostech materiálu a odolnosti konečného výrobků na působení vnějších sil a vlivů.

Při případném dalším výzkumu této problematiky by bylo vhodné zaměřit se na zjištění příčin vysokých mechanických hodnot u těchto nízkouhlíkových bórových ocelí a určení mechanizmů, které vytváří nebo se podílí na vzniku takto vysokých mechanických parametrů.

Literatura

[1] C. M. Tamarelli, "Ahss 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications," *Steel Market Development Institute*, p. 45, 2011.

[2] "Boron in steel." http://ispatguru.com/boron-in-steels/, 2014.

[3] R. B. Thirupathi, C. Dharankar, and S. Vasundhara, "High strength steel for automotive applications," *International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)*, vol. 03, no. 05, p. 3, 2016.

[4] "Mangan-borové oceli." http://www.bilstein-cee.cz/produkty/sortiment-bilstein-group/mangan-borove-oceli/.

[5] T. G. Digges, "Boron steels," 1958.

[6] "Boron in steel: Part one." http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=212, 2007.

[7] "Boron in steel: Part two." http://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=214, 12/2007.

[8] L. Ptáček, *Nauka o materiálu II.* Brno: CERM, 2. opr. a rozš. vyd. ed., 2002.

[9] "Základy metalografie a tepelné zpracování." https://coptkm.cz/portal/reposit.php?action=0&id=44168&revision=-1&instance=2, -.

[10] "Základy tepelného zpracování kovů." http://jhamernik.sweb.cz/tepelne_zpracovani.htm.

[11] A. Azushima, K. Uda, and A. Yanagida, "Friction behavior of aluminum-coated 22mnb5 in hot stamping under dry and lubricated conditions," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, no. 5, pp. 1014 – 1021, 2012.

[12] "Indukční kalení." http://www.bodycote.cz/cs-CZ/services/heat-treatment/harden-and-temper/induction-hardening.aspx.

[13] "Indukční kalení." http://www.rajmont.cz/produkty-indukcni-kaleni/.

[14] "Indukční kalení." http://www.kalirna-vyskov.cz/technologie/indukcni-kaleni, 2014.

[15] "Rozpad austenitu." https://www.opi.zcu.cz/download/Tepelne%20zpracovani%2009_10.pdf, -.

[16] V. Machek, *Kovové materiály 2.* V Praze: České vysoké učení technické, 1. vyd. ed., 2014.

[17] "Kovové materiály a jejich zpracování." http://umi.fs.cvut.cz/wp-content/uploads/2014/08/4_1_kovove-materialy-a-jejich-zpracovani.pdf, 2014.

[18] V. Machek, "Příspěvek k hodnocení tvařitelnosti plechů a pásů válcovaných zastudena.," *Strojírenská výroba*, no. 8, 1980.

[19] V. Machek and I. Fotul, "Zjišťování normálové anizotropie a koeficientu zpevnění hlubokotažných plechů a pásů, i.a ii. část," *Strojírenská výroba*, no. 11 a 12, 1976.

[20] V. M. a J. Novák, "Homogenní tažnost," *Strojírenská výroba*, no. 8, 1981.

[21] J. Janovec, K. Macek, and P. Zuna, *Fyzikální metalurgie.* Praha: Vydavatelství ČVUT, vyd. 1. ed., 2004.

[22] F. Primus and J. Čermák, "Nomogramy pro určení zásoby plasticity anizotropických hlubokotažných plechů," *Strojírenská výroba*, no. 2, 1978.

[23] L. Ptáček, *Nauka o materiálu I.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2., opr. a rozš. vyd. ed., c2003.

[24] V. Machek, "Rizika tepelného zpracování v teorii a v praxi." 2017.

Příloha A

Obsah přiloženého disku

Příloha B

Použité zkratky

1. A_g Plastická tažnost
2. A_{gi} Interní plastická tažnost
3. A_{50mm} Celková tažnost
4. $R_{p0.2}$ Smluvní mez kluzu
5. R_m Mez pevnosti
6. ZP Zásoba plasticity