

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

DISERTAČNÍ PRÁCE

2020

Ing. Josef Káňa

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství

Studijní obor: 3911V016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DISERTAČNÍ PRÁCE

Nekonvenční metody termomechanického zpracování materiálů

Autor: **Ing. Josef Káňa**

Školitel: **doc. Ing. Ludmila Kučerová Ph.D.**

Konzultant specialista: **Dr. Ing. Hana Jirková**

Akademický rok 2020/2021

PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

Předkládám tímto k posouzení disertační práci zpracovanou na téma:

Nekonvenční metody termomechanického zpracování materiálů

Prohlašuji, že jsem předloženou práci vypracoval samostatně, dle Studijního a zkušebního řádu Západočeské univerzity v Plzni, pod odborným dohledem školitele a s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne: 30. 09. 2020

Podpis autora

Poděkování

Chtěl bych tímto poděkovat zejména rodičům, celé rodině a nejbližším za trpělivost a podporu, kterou se mnou po dobu mých studií a zejména v období psaní této práce měli. Možná ještě více jim děkuji za neustálou motivaci a způsob, jakým mě hnali vpřed, protože bez toho by tato práce pravděpodobně nebyla dokončena.

Za dlouhodobou spolupráci nejen v rámci této disertační práce, ale i v průběhu dalších výzkumných projektů a zejména za odborné vedení a cenné podněty chci poděkovat doc. Kučerové a Dr. Jirkové.

Prof. Maškovi patří dík za to, že mě k problematice termomechanického zpracování ocelí přivedl a dal mi za úkol realizovat experimenty, které se v té době uspokojivě realizovat nedařilo.

V neposlední řadě pak chci poděkovat celému týmu FORTECH, který v současné době působí zejména v laboratořích RTI LET. Jmenovitě zmíním jen Andreu Ronešovou, se kterou jsme vedli četné debaty nad technickými řešeními a která mi významně pomáhala s řešením problémů z oblasti elektro.

Tato práce by také nevznikla bez nesčetných debat a diskuzí s odborníky i praktiky z mnoha oborů, jež pomáhaly řešit obtíže technického i praktického rázu při vývoji termomechanického simulátor. Výrazně tak urychlily jeho dokončení, neboť mi pomáhali vyvarovat se, nebo alespoň včas rozpoznat mnohé slepé uličky a soustředit se tak na řešení, jež vedla k požadovanému cíli.

PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

Předkládám tímto k posouzení disertační práci zpracovanou na téma:

Nekonvenční metody termomechanického zpracování materiálů

Prohlašuji, že jsem předloženou práci vypracoval samostatně, dle Studijního a zkušebního řádu Západočeské univerzity v Plzni, pod odborným dohledem školitele a s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této práce.

V Plzni dne: 30. 9. 2020

Podpis autora

ANOTACE

AUTOR	Ing. Káňa	Josef
STUDIJNÍ OBOR	Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie	
VEDOUcí PRÁCE	doc. Ing. Kučerová Ph.D.	Ludmila
PRACOVIŠTĚ VEDOUcíHO	Regionální technologický institut	
DRUH PRÁCE	disertační	
NÁZEV PRÁCE	Nekonvenční metody termomechanického zpracování materiálů	

Fakulta: Strojní
Katedra: Katedra materiálů a strojírenské metalurgie
Rok odevzdání: 2020

Počet stránek (A4 a ekvivalentů A4)

Celkem	98	Textová část	88	Grafická část	10
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

STRUČNÝ POPIS ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL, POZNATKY A PŘÍNOSY	V rámci této disertační práce byla potvrzena výhodnost kombinace technologií press hardening a QP na třech nově navržených ocelích. Byly nalezeny vhodné kombinace parametrů QP zpracování díky kterým dosahují výrazně lepších mechanických vlastností oproti materiálu 22MnB5 určeném pro press hardening. Současně bylo sestrojeno unikátní zařízení pro termomechanické zpracování ocelí, které výrazně rozšiřuje paletu laboratorně proveditelných experimentů a přispívá tak k dalšímu výzkumu v oblasti perspektivních AHSS ocelí.
KLÍČOVÁ SLOVA	AHSS, termomechanické zpracování, QP proces, press hardening

SUMMARY

AUTHOR	Ing. Káňa	Josef
FIELD OF STUDY	Materials Engineering and Engineering Metallurgy	
SUPERVISOR	doc. Ing. Kučerová Ph.D.	Ludmila
INSTITUTION	Regional Technological Institute	
TYPE OF WORK	dissertation	
TITLE OF THE WORK	Unconventional methods of thermomechanical processing of materials	

Faculty: Mechanical Engineering
Department: Materials Engineering and Engineering Metallurgy
Submitted in: 2020

Number of pages (A4 a eq. A4)

Total	98	Text part	88	Graphical part	10
--------------	----	------------------	----	-----------------------	----

TOPIC BRIEF DESCRIPTION, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	Within this dissertation, the advantage of the combination of press hardening and QP technologies on three newly designed steels was confirmed. A suitable combination of QP processing parameters was found, thanks to which they achieve significantly better mechanical properties compared to the 22MnB5 material intended for press hardening. At the same time, a unique device for thermomechanical processing of steels was built, which significantly expands the range of laboratory feasible experiments and thus contributes to further research in the field of promising AHSS steels.
KEYWORDS	AHSS, thermomechanical treatment, QP process, press hardening

Obsah

Obsah	vii
Seznam obrázku	x
Seznam tabulek	xi
Seznam zkratk	xii
1 Úvod	1
2 Cíle disertační práce	4
3 Aktuální stav řešené problematiky	6
3.1 AHSS oceli	6
3.1.1 BH oceli	7
3.1.2 HSLA oceli	7
3.1.3 Martenzitické oceli	8
3.1.4 DP oceli	8
3.1.5 TRIP oceli	8
3.1.6 TWIP oceli	8
3.1.7 CP oceli	9
3.1.8 HF oceli	9
3.1.9 QP oceli	10
3.2 Moderní metody tepelného a termomechanické zpracování ocelí v automobilo- lovém průmyslu	10
3.2.1 QP proces	11
3.2.2 Press hardening	13
3.2.3 Press hardening kombinovaný s QP	14
3.3 Vliv vybraných prvků na výslednou strukturu QP ocelí	16
3.3.1 Uhlík	16
3.3.2 Mangan	16
3.3.3 Chrom	16
3.3.4 Křemík	17
3.3.5 Bór	17
4 Řízení procesu tepelného zpracování	18
4.1 Měření teploty	18
4.1.1 Bezkontaktní metody	18
4.1.2 Kontaktní metody	20

4.1.3	Termočlánky	20
4.2	Ohřev vzorků	22
4.3	Chlazení vzorků	24
4.4	Řídící jednotka	24
4.5	Dostupné systémy pro termomechanické zpracování	26
4.5.1	Manuální	26
4.5.2	Gleeble	26
4.5.3	Malé systémy pro mikroskopy	27
5	Experimentní část	29
5.1	Popis experimentálního programu	29
5.1.1	Materiály pro experimenty	29
5.1.2	Návrh experimentálního programu a získání potřebných dat	34
5.1.3	Vzorky - geometrie a zpracování	38
5.2	Experimentální zařízení	38
5.2.1	Původní systém	40
5.2.2	Ohřev	42
5.2.3	Chlazení	43
5.2.4	Ni vrstva	47
5.2.5	Čelisti	48
5.2.6	Připojení termočlánku	49
5.3	Tepelné zpracování experimentálních ocelí	52
5.3.1	Experimentální ocel HS1	53
5.3.2	Experimentální ocel HS2	56
5.3.3	Experimentální ocel HS3	61
6	Diskuze výsledků	65
7	Závěr	68
	Citovaná literatura	69
	Přílohy	i
A	Ukázky dalších experimentů	v

Seznam obrázků

1-1	Využití AHSS u moderních a budoucích karosérií vozů	1
3-1	Přehled AHSS ocelí	7
3-2	Průběh zpracování TRIP oceli	9
3-3	Možnosti tepelného zpracování	10
3-4	Zbytkový austenit v QP oceli (SEM)	12
3-5	Obsah RA v závislosti na obsahu C v čisté oceli zakalené na RT	12
3-6	Princip QP zpracování	13
3-7	Hotforming - nepřímá metoda	14
3-8	Hotforming - přímá metoda	14
3-9	Press hardening kombinovaný s QP	15
3-10	Rozdělení karoserie moderního vozu na zóny z hlediska pasivní bezpečnosti	15
3-11	Charakteristika materiálů pro jednotlivé zóny	15
3-12	Vliv obsahu C na hodnoty M_s M_f pro běžnou uhlíkovou ocel	17
4-1	Termokamera FLIR CS 7550	20
4-2	Termokamera MicroEpsilon TIM 400	20
4-3	Přehled typů termočlánků	21
4-4	Druhy zakončení termočlánků	22
4-5	Indukční ohřev	23
4-6	myRIO	25
4-7	Detail zařízení Gleeble	27
4-8	Linkam TS1400XY	27
4-9	Kammrath-Weiss Heating Module 1500°	28
4-10	mti SEMtester	28
5-1	HS1: oduhličená vrstva po válcování zatepla	32
5-2	HS1: feriticko-perlitická struktura po válcování zatepla	32
5-3	HS2: oduhličená vrstva po válcování zatepla	32
5-4	HS2: feriticko-perliticko-martenzitická struktura po válcování zatepla	32
5-5	HS3: oduhličená vrstva po válcování zatepla	32
5-6	HS3: feriticko-perlitická struktura po válcování zatepla	32
5-7	HS1 - ARA diagram	33
5-8	HS2 - ARA diagram	33
5-9	HS3 - ARA diagram	34
5-10	Průběh ohřevu v peci	35
5-11	Průběh chlazení ve vyhřívaném nástroji	35
5-12	Naměřené průběhy teploty při volném chlazení na vzduchu	36
5-13	Schématický popis teplotního průběhu experimentů	37

5–14 Příklad teplotních průběhů realizovaných režimů	38
5–15 Geometrie vzorku pro experimenty	39
5–16 Rozříznutý vzorek pro další analýzy (již po zkoušce tahem)	39
5–17 MTS zkušební stroj s osazeným systémem pro ohřev a chlazení vzorků	40
5–18 Původní chlazení	41
5–19 Nevydařený experiment s původním systémem chlazení	42
5–20 Ohřev - detail zdroje	43
5–21 Princip pulzně-šířkové regulace	44
5–22 Princip pulse–density modulation	44
5–23 Konfigurace pro chlazení plochých vzorků	46
5–24 Konfigurace pro chlazení plochých vzorků	46
5–25 Režimy pro ověření funkčnosti Ni pokovení vzorků	47
5–26 Počáteční feriticko-perlitická struktura těsně pod povrchovou Ni vrstvou.	47
5–27 Vzorek bez Ni vrstvy: oduhličení povrchové vrstvy	48
5–28 Vzorek s Ni vrstvou: plně martenzitická struktura po testu	48
5–29 Geometrie kulatého vzorku	48
5–30 CAD model nově navržených čelistí pro upnutí vzorků	49
5–31 Nově navržené čelisti v rutinním provozu	49
5–32 Nově navržené čelisti v rutinním provozu	49
5–33 Detail TC bodově přivařeného na vzorek	51
5–34 Navařený termočlánek překrytý kamnářským tmelem před testem	51
5–35 Detail TC po ukončení experimentu	51
5–36 Typický záznam QP experimentu (QP240 PT310 Pt300)	52
5–37 HS1 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti	54
5–38 Mikrostruktura HS1 QP270, přímé chlazení na RT	55
5–39 Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt0 (SEM)	55
5–40 Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt300 (SEM)	55
5–41 Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt600 (SEM)	56
5–42 HS2 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti	57
5–43 Mikrostruktura HS2 QP240, přímé chlazení na RT	59
5–44 Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt0 (SEM)	59
5–45 Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt120 (SEM)	59
5–46 Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt300	60
5–47 Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt600	60
5–48 HS3 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti	62
5–49 Mikrostruktura HS3 QP260, přímé chlazení na RT	63
5–50 Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt0 (SEM)	63
5–51 Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt120 (SEM)	63
5–52 Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt300	64
5–53 Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt600 (SEM)	64
5–54 Mikrostruktura HS3 QP348, PT550, Pt600 (SEM)	64
6–1 Porovnání hodnot $R_m \cdot A_{20}$ realizovaných režimů	66
A–1 QP proces	vi
A–2 Kalení do teploty 200 °C následované simulovaným volným chlazením na vzduchu	vii
A–3 Kalení s následným cyklováním teploty	vii
A–4 Cyklování teploty	vii
A–5 Chlazení předepsanou rychlostí s dvěma krokovými deformacemi	viii

A-6 Cyklické deformační zatěžování během pomalého ochlazování	viii
A-7 Rychlá deformace v průběhu TZ	viii
A-8 Rychlá deformace v průběhu TZ – detail	ix
A-9 Rychlá deformace (tlak) během TZ, rychlost pístu stroje 2000mms^{-1}	ix
A-10 Simulace kování	ix
A-11 Simulace kování	x
A-12 Experiment s lineárním průběhem teploty, chlazení $30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$	x

Seznam tabulek

3-1	Požadavky na bezpečnostní zóny karoserie automobilu	16
5-1	Chemické složení experimentálních materiálů [%]	30
5-2	Hodnoty HV10 v průběhu válcování	31
5-3	Teploty M_s a M_f experimentálních materiálů stanovené ze software JMatPro	33
5-4	Teplota M_s určená dilatometricky	34
5-5	Realizované režimy pro materiál HS1	53
5-6	Realizované režimy pro materiál HS2	57
5-7	Realizované režimy pro materiál HS3	61
6-1	Mechanické vlastnosti 22MnB5 po kalení po simulaci kalení do zápustky	65

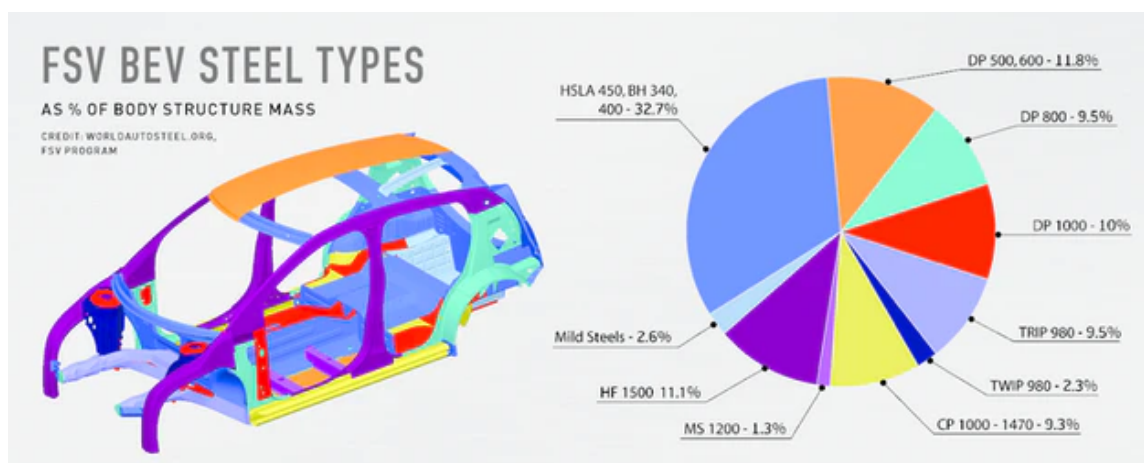
Seznam zkratek

A ₂₀	tažnost, aktivní délka vzorku 20mm [%]
AHSS	moderní vysokopevné oceli
AI	analogový vstup
AO	analogový výstup
BCC	plošně centrované kubická buňka
DIO	digitální vstupně výstupní kanál
EBS	analýza založená na difrakci zpětně odražených elektronů
FCC	plošně centrovaná kubická buňka
FPGA	programovatelné hradlové pole
HV	tvrdost podle Vickerse
HW	hardware
IO	vstupní a výstupní kanály
M _s	teplota Martensit start [°C]
M _f	teplota Martensit finish [°C]
QP	proces kalení a přerozdělení
R _e	mez kluzu v tahu [MPa]
R _m	mez pevnosti v tahu [MPa]
RA	zbytkový austenit
RT	pokožová teplota (Room temperature)
SEM	řádkovací elektronová mikroskopie
TC	termočlánek
TRIP	transformačně indukované plasticita
TWIP	dvojčatěním indukované plasticita
TZ	tepelné zpracování
UHSS	ultra vysokopevné oceli
XRD	rengenová difrakční analýza (X-ray diffraction)

1 Úvod

Vysoká konkurence v současné době vytváří značný tlak na optimalizaci výrobních postupů, zavedení nových technologií i materiálů při současném zachování či spíše snižování celkových výrobních nákladů. V oblasti automobilového průmyslu, soustředíme-li na ocelové prvky, které v současnosti tvoří převážnou část nosných a bezpečnostních konstrukcí moderního automobilu (viz Obr. 1-1), to znamená zejména:

- zkrácení výrobních časů
- snížení energetických nároků při výrobě nebo zpracování kovových dílů
- vysoká automatizovatelnost výrobního procesu
- využití levnějších a/nebo nově vyvinutých slitin při zachování či spíše zlepšení mechanických vlastností konstrukce
- zvýšené a přesně definované požadavky na mechanické vlastnosti s ohledem na pasivní bezpečnost vozu, jeho životnost při současném celkovém snížení hmotnosti z důvodu požadavků na snižování spotřeby automobilů
- možnost vytvářet tvarově složité součásti opět při dodržení požadovaných vlastností v celém objemu dílu/konstrukce
- schopnost zajistit lokálně v rámci jednoho dílu specifické materiálové vlastnosti (tailored materials) — tento požadavek v poslední době vystupuje stále více do popředí



Obrázek 1-1 – Využití AHSS u moderních a budoucích karosérií vozů[1]

Moderní konstrukce nejen v automobilovém průmyslu, nejsou homogenní strukturou z jednoho typu materiálu, ale jsou naopak složeny z různých typů materiálů vybraných pro konkrétní místo konstrukce. Přímo ukázkovým příkladem je karoserie moderního automobilu (Obr. 1-1). Ta je z hlediska pasivní bezpečnosti rozdělena na oblasti tuhé, tvořící jakousi pevnou klec kolem prostoru pro posádku a na oblasti, které se mají při nárazu řízeně deformovat a při

tom spotřebovat co největší množství nárazové energie. Podobně by bylo možné ilustrovat čím dál výraznější trend usilující po dosažení materiálových vlastností "na míru" dané oblasti v konkrétní konstrukci, či typu konstrukce.

Jako velmi perspektivní se z výše uvedených důvodů ukazuje technologie QP (quenching and partitioning) zpracování, která už si našla cestu do technické praxe a je rok od roku více využívaná. Mezi její výhody z hlediska technické praxe patří možnost využití nízko legovaných ocelí (nízká cena) se středním až nízkým obsahem uhlíku (vliv na svařitelnost), snadná realizace v rámci automatizovaného výrobního cyklu, relativně krátké výrobní časy a dobrá energetická efektivita (materiál se opakovaně nezahřívá, nebo jen částečně a ne z pokojové teploty).

Jako další krok ve vývoji efektivnějších technologií se nabízí kombinace hot forming (press hardening) a QP zpracování. Technologie press hardening umožňuje vyrábět tvarově složitě díly i z vysoce pevných materiálů (UHSS), pro které nejsou klasické metody tváření příliš vhodné. QP zpracování nabízí při malém nebo žádném snížení pevnosti významné navýšení tažnosti a celkově vyšší kontrolu na vlastnosti konečného výrobku. V posledních letech byly vyvinuty materiály vhodné pro každou z těchto technologií. Je zřejmé, že tyto materiály bude nutné modifikovat, aby byly nalezeny oceli optimálně připravené pro technologii press hardening kombinovanou s QP procesem.

Výše uvedené klade nové požadavky na experimentální zabezpečení vývoje nových slitin, výrobních postupů a jejich ověřování. Zvláště pak na schopnost v laboratorních podmínkách přesně simulovat výrobní postupy, včetně různých kombinací parametrů těchto postupů a v neposlední řadě také na možnost ověřovat vlastnosti materiálů i mezi jednotlivými výrobními kroky. Laboratoř nabízí podstatně lépe kontrolovatelné prostředí a lepší podmínky pro záznam a řízení jednotlivých veličin a parametrů ovlivňující zkoumané procesy, v porovnání s výrobními linkami. To vše při podstatně nižších nákladech. Výhoda laboratorního testování není jen v úspoře přímých nákladů na hodiny provozu zařízení, nebo v tom, že není nezbytné odstavit výrobní linku, která díky tomu může dále vytvářet zisk, ale často hlavně ve flexibilitě laboratorních zkušebních zařízení. Ta se projevuje mimo jiné v rychlosti s jakou je možné změnit nastavení parametrů procesu a tedy, jak je časově náročné otestovat, často rozsáhlé soubory různých parametrů. Laboratorní podmínky pochopitelně musí umožňovat přesně definovat a zároveň zaznamenávat všechny podstatné parametry zkoumaných procesů, aby bylo možné výsledky provedených experimentů využít jako základ pro pochopení probíhajících procesů i následně přenesení poznatků do praxe. Proto je mimo jiné zjišťován vliv jednotlivých procesních kroků a parametrů na výsledné vlastnosti výrobku.

U ocelových slitin mezi tyto výrobní postupy typicky patří tepelné zpracování od vstupního polotovaru až po finální výrobek. Pro výzkum v oblasti QP je nezbytné celý proces tepelného zpracování realizovat v jednom kroku a dostatečně přesně dodržet klíčové teploty a rychlosti ochlazování i ohřevu. Dalším často vyžívaným výrobním postupem je mechanické zatěžování, nebo-li tváření [2]. Jako základní příklady tváření je možné uvést kování, lisování do formy, ohýbání plechů, a podobně. Z uvedeného vyplývají i základní veličiny, které je nutné během experimentů detailně zaznamenávat a analyzovat: jsou to zejména teplota, působící síly a deformace.

Mechanické zatěžování vzorků a konstrukcí je dnes již do značné míry zvládnutá technologie. V této oblasti existuje řada standardů pro mechanické zkoušky (např. zkouška tahem, ohybem, zkouška rázové houževnatosti, atd.), řada technologických zkoušek a velké množství zatěžovacích postupů a strojů [3]. Toto však platí jen za předpokladu, že se testují standardizované vzorky (zejména co se týká rozměrů) a pohybujeme se v oblasti statického nebo kvazistatického zatěžování. V případě testování výrobků nebo celých konstrukčních celků je nutné navíc vzít do úvahy komplexní prostorové namáhání, lokální nehomogenity v materiálu, které

jsou důsledkem například výrobních postupů a v neposlední řadě i často technicky komplikovaně definovatelné okrajové podmínky vlastního testu. V případě testů s vysokými rychlostmi zatěžování (vysoké hodnoty strain-rate nebo teplotních gradientů) se však dostáváme do podmínek, ve kterých není chování materiálů zatím uspokojivě popsáno, neboť rychle stoupá nelinearita probíhajících procesů a také počet parametrů, které je ovlivňují [4].

Řízení a měření teploty je z fyzikální podstaty výrazně komplikovanější záležitost (viz. kap. 4.1), než řízení deformace. To je dáno, mimo jiné, tím, že teplotu měříme nepřímo prostřednictvím jiné fyzikální veličiny: změnou odporu, vyzařování, změnou barvy atd. Přesné měření teploty za konstantních nebo pomalu se měnících podmínek již je dnes do značné míry zvládnutá technologie. Běžně se využívá u technologických a experimentálních zařízení jako jsou například různé typy pecí nebo kalících lázní [5]. Výjimky tvoří speciální aplikace, nebo nestandardní podmínky měření. Oproti tomu určení teploty při jejích velkých gradientech, nezbytných pro simulaci ohřevu a chlazení reálných dílů, a její řízení, představuje značnou technologickou výzvu. Ohřev kovového materiálu lze provádět například pomocí indukčního nebo odporového ohřevu v celém objemu materiálu. Naproti tomu chlazení je vždy realizováno odvodem tepla skrz hranici (povrch) tělesa. Z toho vyplývá, že je možné realizovat výrazně rychlejší ohřev tělesa, než jeho chlazení. Při ochlazování vznikají v důsledku výše uvedeného v tělese teplotní gradienty, které značně ovlivňují celkové chování daného tělesa a pochopitelně i jeho vnitřní mikrostrukturu a tedy jeho konečné mechanické vlastnosti. Dobře a definovaně zvládnuté ochlazování kovových těles a dílů proto není triviální záležitost, jak jsou si dobře vědomi například pracovníci kalíren. Avšak zvládnutí přesného měření i za těchto podmínek a s možností regulace velkých gradientů teploty je nezbytné pro testování a vývoj nových slitin a také pro vývoj souvisejících technologií a výrobních postupů. Značné gradienty teplot (desítky až stovky $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) se vyskytují v mnohých standardních i nových postupech zpracování kovových slitin (např. kalení, press hardening [5], QP process [6], Obr. 3–3). Kvalitní experimentální zařízení a metodika jsou proto nezbytnými podmínkami pro výzkum v oblastech press hardening, QP zpracování, ale i mnoha dalších moderních perspektivních technologií.

2 Cíle disertační práce

Z důvodů ekonomických i enviromentální je v dnešní době průmyslovým trendem snaha o integraci několika dříve oddělených výrobních kroků, do jednoho. Typickým příkladem je spojení tváření a tepelného zpracování do různých metor termo-mechanického zpracování. Podobně lze chápat také integraci QP zpracování do procesu press hardening. Obě tyto technologie již ukázaly své přínosy a jejich integrace nabízí zkombinování výhod obou: výroba tvarově složitých dílů z AHSS (press hardening) a navýšení tažnosti při zachování vysokých hodnot pevnosti (QP). Sloučení takovýchto specifických procesů ovšem klade zvýšené nároky na použitý materiál a důkladné znalosti probíhajících dějů.

Jako hlavní cíl si tato práce proto klade navržení a testování nových materiálů vhodných pro zpracování metodou press hardening kombinovanou s QP tepelným zpracováním a nalezení optimálního nastavení parametrů QP zpracování. Jako výchozí a referenční materiál byla zvolena ocel 22MnB5, která byla speciálně vyvinuta pro technologii press hardening [7], [8] a jež je již běžně používána v průmyslové praxi. Na jejím základě byly navrženy tři nové materiály s pozměněným chemickým složením, které by mělo lépe odpovídat QP zpracování. Změny v chemickém složení se týkaly zejména zastoupení uhlíku, chromu, křemíku a manganu, neboť jejich kombinace má dominantní vliv ovlivňujícím výslednou mikrostrukturu po QP zpracování. Účelem provedených změn bylo zejména zlepšení mechanických vlastností podpořením stabilizace austenitu a tím navýšení tažnosti při zachování co možná nejvyšší hodnoty meze pevnosti. Tyto tři materiály byly připraveny jako experimentální tavby a poté zpracovány postupy běžnými pro plechy (válcování) do podoby vstupního materiálu ve formě plechů, ze kterých byly připraveny vzorky pro experimenty.

Nezbytným krokem pro dosažení cílů této práce je kvalitní provedení experimentů QP tepelného zpracování, neboť QP proces je velmi citlivý na dodržení jednotlivých parametrů. Aby bylo možné porovnat vliv těchto parametrů na výslednou mikrostrukturu testované oceli je nutné zajistit velmi dobrou opakovatelnost režimů tepelného zpracování a zároveň velmi přesně po celou dobu experimentu dodržet požadovaný teplotní průběh ve vzorku. Jako kritická se z tohoto pohledu jeví zejména fáze kalení, které musí být zastaveno na přesně určené teplotě mezi M_s a M_f , neboť tato fáze je rozhodující pro podíl martenzitu a austenitu v mikrostruktuře. Analýza dostupných systémů pro tepelné zpracování ukázala, že nabídka vhodných zařízení pro plánované experimenty je více než omezená. Zařízení firmy Gleeble [9], které by přicházelo do úvahy, je zejména z finančních důvodů, mimo možnosti pracoviště. V rámci této práce bylo proto vyvinuto a odladěno zkušební zařízení pro termomechanické zpracování ocelí. Značná pozornost byla věnována jednotlivým dílčím krokům celého experimentálního postupu, neboť se ukázalo, že často mají velmi významný vliv na rozptyl sledovaných veličin, zejména teploty, a tím pádem i na případné závěry vyvozované z výsledků následných analýz provedených na zpracovaných vzorcích.

Na výše uvedených materiálech byly provedeny sady experimentů s různým nastavením parametrů QP zpracování (QT, PT, Pt, viz. kap. 3.2.1). Hodnoty těchto parametrů byly určeny na základě analýz vstupních materiálů (zejména na základě hodnot M_s a M_f). U vzorků

po QP zpracování byly stanoveny mechanické vlastnosti (zkouška tahem, zkouška tvrdosti), analyzována mikrostruktura pomocí optické a řádkovací elektronové mikroskopie (SEM) a u vybraných vzorků byl určen podíl zbytkového austenitu (RA) pomocí rentgenové difrakční analýzy.

3 Aktuální stav řešené problematiky

Z důvodů ekonomických, ale v poslední době čím dál více i enviromentálních, je celosvětově kladen značný důraz na vývoj nových materiálů a výrobních postupů. I přes čím dál vyšší podíl plastových, kompozitových materiálů či neželezných kovů hrají stále v automobilovém průmyslu roli nejdůležitějších konstrukčních materiálu oceli. Je proto zřejmé, že nároky nejen automobilového průmyslu se promítají do poptávky po nových třídách ocelích, které jsou spojeny s novými, pro ně vyvinutými výrobními postupy. V poslední době stále přísnější ekologické požadavky, zejména emisní limity, vytvářejí silný tlak na snižování hmotnosti karoserie automobilu. Současně v opačném směru působí stupňující se nároky na pasivní bezpečnost. Vyústěním těchto, proti sobě směřujících snah, je enormní tlak na vývoj nových vysoce pevných ocelí, na které jsou však kladeny i další nároky, jako dobrá svařitelnost, energeticky a environmentálně nenáročná výroba a samozřejmě i požadavky plynoucí z funkce konkrétního dílu v automobilu, případně jiném výrobku. Nejde tedy jen o to vytvořit materiál s vysokou pevností. Je zároveň vyžadováno, aby z něj bylo možné vyrábět tvarově složité díly, nebyl křehký a pokud možno, aby bylo možné jeho vlastnosti nastavit podle požadavků konkrétní konstrukce. Je zřejmé, že ruku v ruce s vývojem chemického složení musí jít i vývoj odpovídající technologie zpracování a pochopení dějů probíhajících v jednotlivých fázích výroby, aby bylo možné změnou parametrů zpracování dosáhnout požadované koncové vlastnosti.

Jako jedny z velmi perspektivních a v technické praxi již i využívaných technologií se jeví *press hardening*, technologie QP tepelného zpracování a zejména jejich zkombinování do jednoho výrobního cyklu.

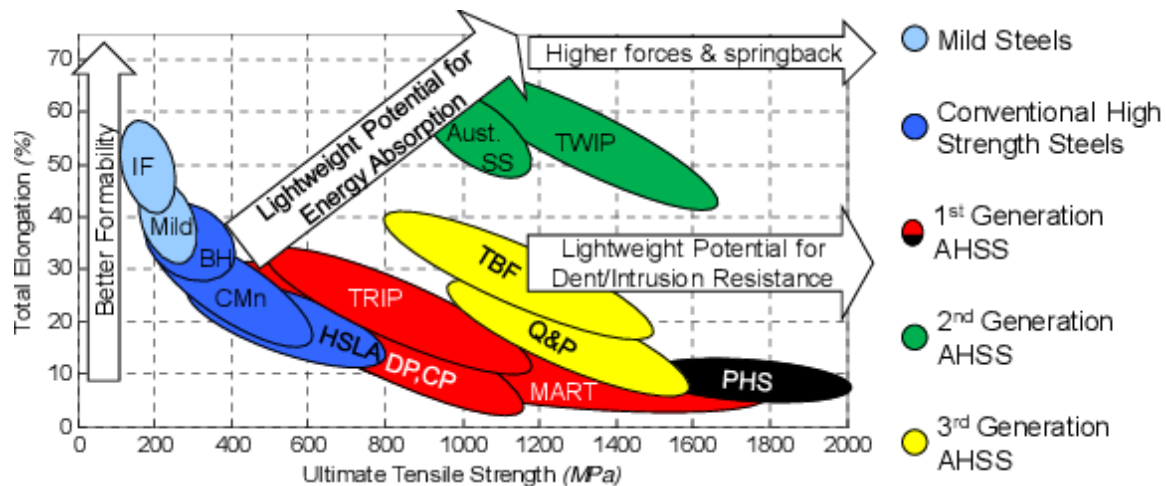
V následující odstavcích jsou stručně popsány oceli a jejich složky využívané v automobilovém průmyslu. Podrobněji je prezentována technologie QP zpracování a *press hardening*, které jsou předmětem této práce.

3.1 AHSS oceli

Tato práce se zabývá vysoko-pevnými ocelmi často označovanými jako AHSS z anglického *Advanced High Strength Steel*. Vlastnosti těchto ocelí v porovnání s běžnými typy ocelí je ukazuje obrázek 3–1. Tyto oceli dělí mnoho autorů [10], [11] do tří generací. První generace, do které řadíme TRIP, DP (Dual phase), CP (Complex phase) se již běžně používá v technické praxi například v automobilovém průmyslu. Druhá generace přinesla významné zlepšení zejména tažnosti bohužel za cenu významného navýšení materiálových nákladů. Přejít od druhé ke třetí generaci by se dal charakterizovat jako snaha o snížení výrobní ceny při zachování výborných mechanických vlastností. To se povedlo zejména pro pevnost. Tažnost se oproti druhé generaci snížila, nicméně je lepší v porovnání s první generací AHSS. Je nutné si uvědomit, že podstatný vliv na vlastnosti AHSS ocelí má nejen jejich chemické složení ale minimálně stejnou měrou i tepelné zpracování respektive celý výrobní proces konečného produktu. Snižování výrobních nákladů, tj. zkracování výrobních časů, snižování energetické náročnosti

výroby, využívání levnějších legujících prvků atd., je hybatelem výzkumu těchto nových typů ocelí.

V následujících kapitolách bude uveden stručný popis jednotlivých typů AHSS ocelí a technologií jejich tepelného a termomechanického zpracování.



Obrázek 3-1 – Přehled AHSS ocelí [12]

3.1.1 BH oceli

BH je zkratka z anglického *Bake Hardening*. Jedná se o nízkouhlíkové oceli vyvinuté speciálně pro automobilový průmysl [13]. Výsledné mechanické vlastnosti jsou dosaženy ve dvou krocích, přičemž druhý krok probíhá při vypalování barvy při teplotách kolem 170 °C. Během tohoto kroku dochází ke stárnutí materiálu, které je aktivováno zvýšenou teplotou a je způsobeno deformací vloženou při předchozím tváření. S výhodou je tedy využívám ohřev a výdrž na teplotě nutné pro vypálení barevného laku pro současné tepelné zpracování barveného dílu. To vede k významným časovým a energetickým úsporám. Díky nízkému obsahu uhlíku jsou BH oceli v nezpevněném stavu dobře svařitelné s nízkou mezí kluzu. Po vypálení dojde ke zpevnění až o 75 MPa [14]. Získají tak mimo jiné dobré únavové vlastnosti vyplývající z vysoké meze kluzu. Z poslední zmiňované vlastnosti také vyplývá vysoká odolnost pro promáčknutí, což je vítaná vlastnost pro různé součásti karoserie. Obsahují do 0,01 % uhlíku, <0,7 % Mn a <0,5 % Si. Z nízkého obsahu uhlíku vyplývá feritická struktura.

3.1.2 HSLA oceli

Jako HSLA – High-strength low-alloy se označují oceli s nízkým obsahem uhlíku do 0,25 % a nízkým obsahem legujících prvků: <2 % Mn, <0,5 % Si a <0,1 % Nb, Va, Ti. Takto označované oceli jsou mikrostrukturně značně variabilní. Obecně se dá říct, že mají feriticko-perlitickou, bainitickou nebo feriticko-martenzitickou strukturu. Dobré mechanické vlastnosti jsou kombinací precipitačního vytvrzení karbidy legujících prvků a válcování při kterém dochází ke zjemnění zrna. Mez kluzu těchto ocelí se pohybuje v intervalu 350-550 MPa, mez pevnosti dosahuje až 750 Mpa při poměrně vysokých hodnotách tažnosti 20-30 % [15], [16].

3.1.3 Martenzitické oceli

Jak vyplývá z názvu, jedná se o oceli tvořené převážně martenzitickou mikrostrukturou (v grafu 3-1 označeny *MART*). Mohou však obsahovat i jistý podíl feritu či bainitu. Obsahují do 0,2 % uhlíku a dále, dle požadovaných vlastností, mohou být legovány Si, Mg, Cr, Va, Ni či B. Vyráběny jsou kalením z austenitizačních teplot. Díky převážně martenzitické mikrostruktuře dosahují velmi vysokých hodnot meze pevnosti. Jak ale z vlastností martenzitu vyplývá, je tato vysoká pevnost doprovázena nízkou tažností. Proto po kalení většinou následuje popouštění, které určí konečnou hodnotu pevnosti a tažnosti. Nízká tažnost také prakticky znemožňuje tváření. Díly jsou proto na požadovaný tvar vytvářeny před kalením a popouštěním. To mimo jiné zvyšuje energetické (několikanásobné a dlouhodobé ohřívání materiálu) a časové nároky (více kroků: tváření, kalení, popouštění) na výrobu. Modernější technologie, jako například QP (kap. 3.2.1) se snaží dosáhnout podobných, nebo dokonce vyšších pevností a lepších hodnot tažnosti pokud možno v rámci jednoho výrobního kroku.

3.1.4 DP oceli

DP neboli Dual-phase jsou dvoufázové oceli složené z martenzitu rozptýleném ve feritické matici. Obsah uhlíku je do 0,18 %, dále obsahují typicky 1-2,8 % Mn a pro zvýšení prokalitelnosti se dále legují Cr, Mo, Va nebo Ni [17], [18]. Tyto oceli se vyrábějí řízeným ochlazováním a dosahují mezí pevnosti v rozsahu 470-1200 MPa. Mechanické vlastnosti jsou dány zejména výsledným podílem martenzitu, který bývá v rozmezí 5-30 %. Mezi významné vlastnosti z hlediska využití patří vysoký koeficient deformačního zpevnění a s tím související vysoká kapacita pohlcení deformační energie. Tyto vlastnosti jsou podstatné například v automobilovém průmyslu z hlediska pasivní bezpečnosti karoserie vozu.

3.1.5 TRIP oceli

TRIP oceli jsou vícefázové oceli známé od šedesátých let. Zkratka TRIP znamená „Transformation Induced Plasticity“ neboli transformačně indukovaná plasticita.

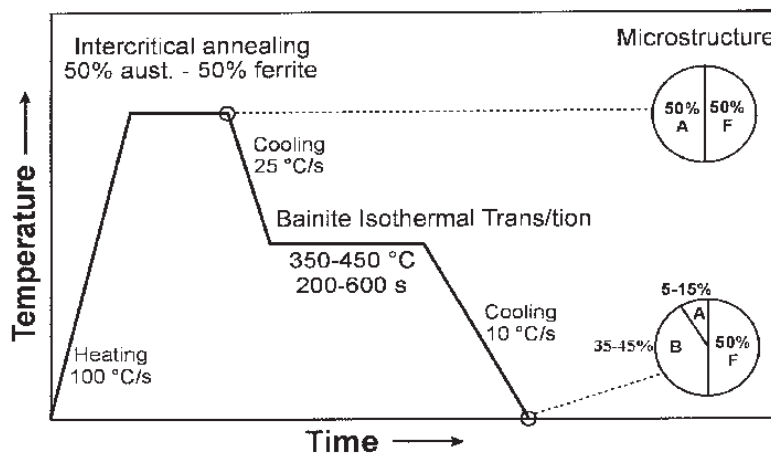
Díky kombinaci dobré tvářitelnosti při současné vysoké pevnosti [19] jsou dnes oblíbené a široce využívané například v automobilovém průmyslu [20], kde se s využívá jejich schopnosti absorbovat značné deformační energie. Používají se proto často ve zpevňujících prvcích nárazníkových zón automobilů [21].

Jejich podstata spočívá v TRIP efektu, což je přeměna zbytkového austenitu na deformačně indukovaný martenzit během plastické deformace [14]. Výsledné mechanické vlastnosti těchto ocelí tedy závisí zejména na objemovém podílu a stabilitě zbytkového austenitu před deformací.

Tepelné zpracování TRIP ocelí je standardně tvořené dvoukrokovým žháním s prodlevou na teplotě v bainitické oblasti, viz. Obr. 3-2.

3.1.6 TWIP oceli

Tyto oceli řadíme do druhé generace AHSS. Mají výborné mechanické vlastnosti, pevnost dosahuje >1200 Mpa při tažnosti až 70 % [23]. Obsahují do 1,5 % uhlíku a značný podíl Mn - 17-24 %. Díky vysokému stabilizačnímu účinku C a Mn je mikrostruktura při pokojové teplotě plně austenitická. Výborným mechanickým vlastnostem vděčí za TWIP (Twinning Induced Plasticity) efektu, což je mechanismus vzniku deformačních dvojčat v jednotlivých zrnech austenitu. Takto vzniklá dvojčata tvoří efektivní překážku pro pohyb dislokací a tím zlepšují mechanické vlastnosti oceli. Právě vysoký obsah uhlíku a manganu umožňuje toto



Obrázek 3–2 – Typický průběh tepelného zpracování TRIP oceli [22]

dvojčatění na úkor deformačně indukované martenzitické transformace při které by vznikl sice pevnější, ale značně křehký martenzit. [24], [25].

Výše uvedené mechanické vlastnosti a vysoká schopnost absorpce rázové energie předurčují tento typ ocelí pro použití na deformační zóny nejen v automobilovém průmyslu. Jejich většímu rozšíření bohužel brání vyšší cena daná zejména velmi vysokým obsahem manganu.

3.1.7 CP oceli

Struktura těchto ocelí se skládá z malého množství martenzitu, zbytkového austenitu a perlitu ve ferito-bainitické matici (CP = Complex Phase). Složením jsou podobné TRIP ocelím (kap. 3.1.5) s tím rozdílem, že je zde cíleně dosahováno nižšího podílu zbytkového austenitu. Značný podíl zbytkového austenitu v TRIP ocelích nahrazují jemnými precipitáty společně s velmi jemnou strukturou feritu a vysokým podílem tvrdých fází. Precipitační vytvrzování je podpořeno přidáním Ni, Ti a/nebo Va k obvyklým legujícím prvkům DP a TRIP ocelí [26].

Oproti DP (3.1.4) dosahují vyšších hodnot meze kluzu i meze pevnosti. Mezi další vlastnosti patří značná schopnost absorbovat energii.

3.1.8 HF oceli

HF neboli *hot formed* jsou oceli s nízkým obsahem uhlíku do 0,2 % legované bórem 0,001–0,005 % [27]. Dále jsou legovány manganem v rozsahu 0,8–2 %, křemíkem do 0,8 %. Díky přídavku B se při závěrečném popouštění precipitují karbidu bóru, které zpevňují martenzitickou matici. Tím se liší od MS (martenzitických) ocelí. Chemické složení je nastaveno tak, aby k martenzitické transformaci docházelo již rychlostech chlazení, které je možné dosáhnout ve vodou chlazeném nástroji. Vyznačují se převážně martenzitickou strukturou. Ta zaručuje vysoké hodnoty meze pevnosti – 1500 MPa i více, ale také bohužel nízké hodnoty tažnosti. Z těchto důvodů se HF díky využívají minimálně ve strukturách, jejichž úkolem je absorpce energie. V poslední době se rozvíjejí postupy výroby dílů se zónami – v nástroji jsou zóny s různou teplotou a některé oblasti dílu jsou tak chlazeny pod kritickými $30\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. V těchto oblastech se pak tvoří i bainit, který zlepšuje rázové vlastnosti daného dílu [28].

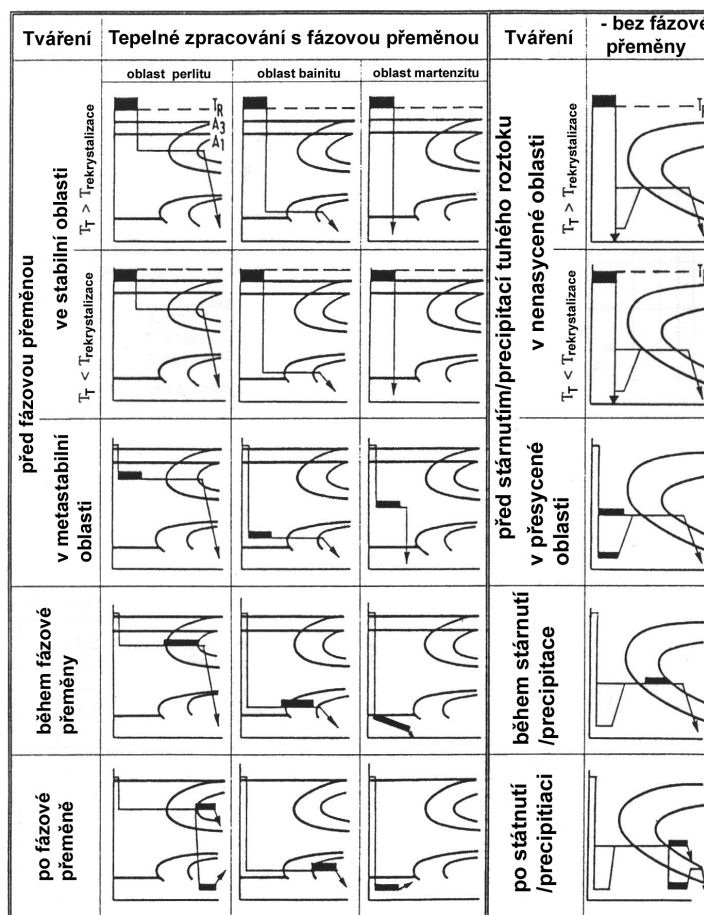
Další informace o hot forming (=press hardening) přináší kapitola 3.2.2.

3.1.9 QP oceli

Jako vhodné chemické složení pro QP zpracování, viz. kap. 3.2.1 se ukazuje $<0,5\% \text{C}$, $1,5\% \text{Si}$ (nebo Al), $1,5\% \text{Mn}$. Dále pak $0,2\% \text{Mo}$ a $0,02\% \text{Nb}$ (hodnoty uvedené jako hmotnostní %). Obecně se jedná o středně uhlíkové oceli, nízko legované Si, Al a Mn a případně dalšími prvky. Výsledná struktura se skládá převážně z laťkového martenzitu a zbytkového austenitu. Ve struktuře se také (v závislosti na konkrétním složení a parametrech procesu) tvoří bainit ve fázi přerozdělení [29]. Podrobný popis QP zpracování je obsahem kapitoly 3.2.1.

3.2 Moderní metody tepelného a termomechanického zpracování ocelí v automobilovém průmyslu

V této kapitole bude uveden stručný přehled metod tepelného a termomechanického zpracování zejména martenzitických ocelí [10]. Obecný schématický přehled metod je vidět na Obr. 3–3. Martenzitické oceli byly vybrány, neboť výzkumný tým, jehož je autor součástí, se těmito typy ocelí dlouhodobě zabývá a proto experimentální program a tedy i potřebné experimentální vybavení je vyvíjeno s ohledem na níže uvedené postupy, které zapadají do celkové dlouhodobé strategie pracoviště. Současně se jedná o široce využívané typy slitin [10] a to zejména v automobilovém průmyslu [30] s velkým potenciálem pro další vývoj a vylepšování požadovaných vlastností.



Obrázek 3–3 – Schématický přehled různých možností tepelného zpracování [31]

3.2.1 QP proces

Quenching and partitioning, zkráceně QP, lze do češtiny zjednodušeně přeložit jako kalení a přerozdělení [32], [6]. Již od svého uvedení se stala tato strategie zpracování velmi populární jakožto nový směr výzkumu týmů zabývajících se AHSS oceli. A co je asi podstatnější, v posledních letech se tato technologie již velmi rozšířila i do technické praxe, zejména v automobilovém průmyslu. Klasické zpracování AHSS ocelí kalením a následným popouštěním sice vede k požadovaným hodnotám pevnosti, ale bohužel i k velmi nízkým hodnotám tažnosti, které ve výsledku velmi omezují komerční použití takto vyrobených ocelí. A právě QP proces nabízí výrazné zlepšení tažnosti (tvárnosti) při zachování velmi vysokých hodnot pevnosti materiálu. Toho lze navíc dosáhnout i při nízkém podílu legujících prvků, zejména v porovnání s druhou generací AHSS. Střední obsah C ovlivňuje svařitelnost, která je pro průmyslové použití, zejména ve formě plechů, velmi podstatným parametrem. Tyto oceli lze svařovat a nejčastěji je využíván bodový svar [33], [34]. Testují se však i další metody, jako například třecí svařování promíšením [35]. Velkou výhodou QP procesu je i relativně snadná realizovatelnost v rámci sériové výroby [36]. Celkově tedy QP zpracování nabízí výhodný poměr mezi náklady a výslednými vlastnostmi získaných materiálů. Z výše uvedených důvodů se jeví jako velmi vhodný pro automobilový průmysl [37], [38], kde také tato technologie zatím dosáhla nejvyššího rozšíření.

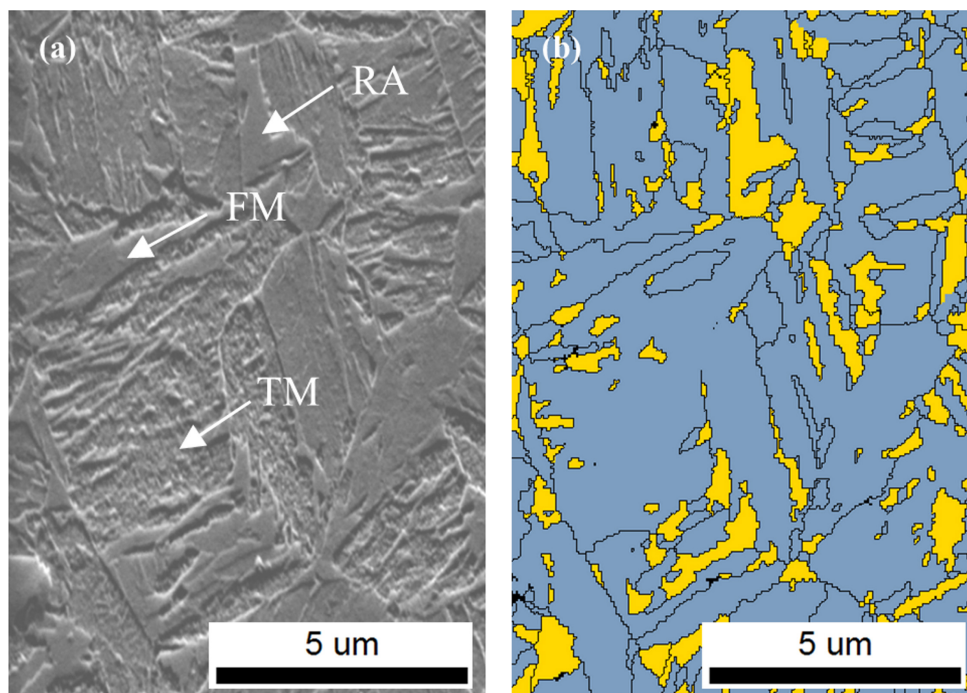
QP proces se skládá z kalení na teplotu ležící mezi M_S a M_f (QT) s cílem získat požadovaný objemový podíl martenzitu. Po kalení následuje přerozdělení, které probíhá na stejné, nebo spíše častěji vyšší teplotě (PT) (viz. Obr. 3–6). Během fáze přerozdělení dochází k obohacování zbytkového austenitu (RA) uhlíkem z martenzitu. Výsledná mikrostruktura se tak skládá z martenzitu a zbytkového austenitu přesyceného uhlíkem [39]. Výsledné mechanické vlastnosti, zejména pevnost, tažnost a kapacita zpevnění jsou pochopitelně závislé na mikrostruktuře, tedy zejména na podílu a stabilitě zbytkového austenitu. A tento podíl lze ovlivňovat parametry QP zpracování [40]: teplotou zakalení (QT), teplotou přerozdělení (PT) a dobou přerozdělení (Pt). Vhodnou kombinací parametrů bylo dosaženo maximálních hodnot pevnosti až 2 300 MPa při tažnosti 10 % nebo při tažnosti 30 % pevnosti až 1 000 MPa [41]. Tyto hodnoty dobře dokumentují možnosti této technologie. Je proto asi zřejmé, že problematika QP procesu v současnosti velmi široce studována.

Obecně se předpokládá, že za zvýšenou tažností AHSS je zodpovědný dostatečný podíl stabilního zbytkového austenitu, který zajistí realizaci TRIP efektu [42] (kap. 3.1.5).

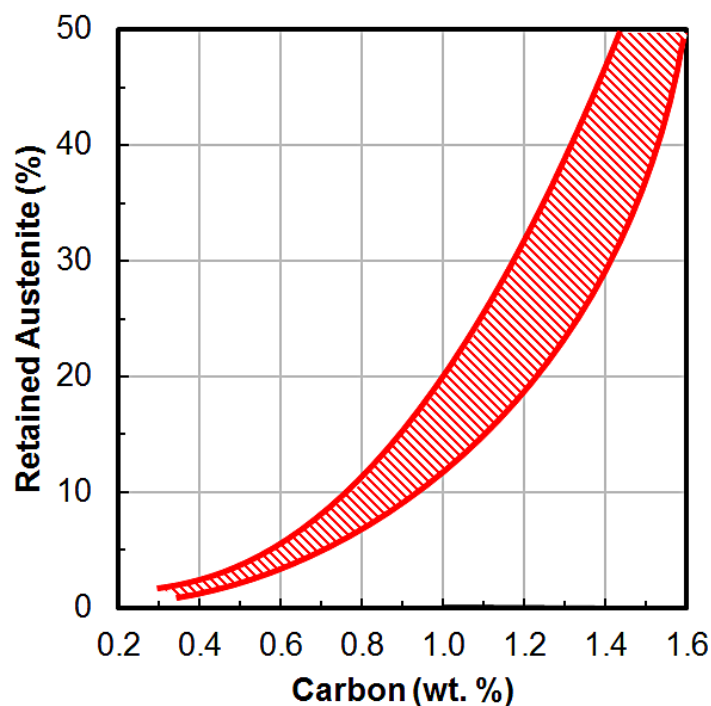
Metastabilní zbytkový austenit (RA - retained austenite) je proto nezbytnou součástí QP ocelí. Jedná se o austenit v metastabilním stavu, který zůstane po tepelném či termomechanickém zpracování ve struktuře přítomný až do pokojové teploty – nedojde k jeho přeměně během fáze chlazení na ferit, bainit nebo martenzit. Zbytkový austenit zvyšuje tažnost díky navýšené koeficientu deformačního zpevnění. Tvoří tažnou součást struktury, která ovšem může za vhodných podmínek transformovat na martenzit a tak výrazně zvýšit tuhostní a pevnostní charakteristiky struktury.

Stabilizaci austenitu a tím pádem i zajištění požadovaného podílu RA ve výsledné struktuře lze zajistit vhodným legováním. Základním prvkem ovlivňujícím stabilizaci austenitu je uhlík. Závislost obsahu RA ve výsledné struktuře na hmotnostním obsahu uhlíku pro běžnou uhlíkovou ocel zobrazuje graf 3–5. Je evidentní, že zde funguje kladná exponenciální vazba.

Z pohledu této práce je podstatné, že pro úspěšné studium procesů probíhajících při QP je nutné přesně znát a regulovat teplotu testovaného vzorku materiálu a je tedy nutné mít k dispozici odpovídající experimentální zařízení. Pohybujeme se zde často velice blízko teplot M_S a M_f , jejichž překročení by zcela změnilo výsledek experimentu. Odpovídající experimentální zařízení musí tedy umožňovat kalení určenou rychlostí a poté „zastavení“ na přesně definované



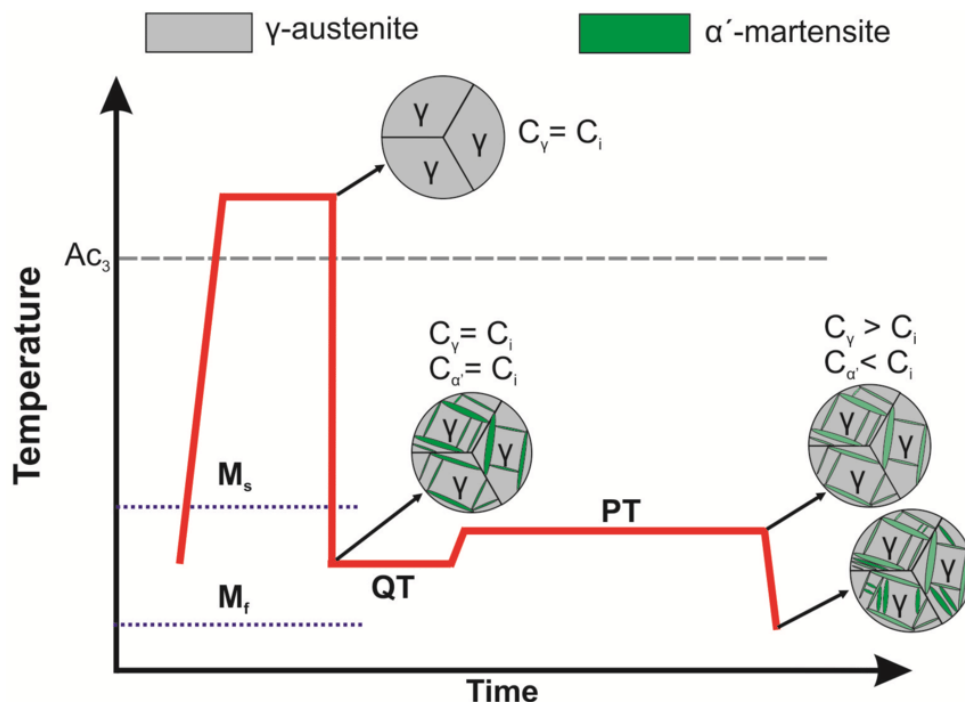
Obrázek 3-4 – Zbytkový austenit v QP oceli (SEM) [43]



Obrázek 3-5 – Obsah RA v závislosti na obsahu C v čisté oceli zakalené na RT [44]

teplotě a případně další dohřev na vyšší teplotu viz. Obr. 3-6.

Kromě „klasického“ QP zpracování jsou navrženy a studovány i QP strategie zahrnující i další kroky [42]. Jednou z perspektivních metod je např. QP doplněné o izotermickou bainitickou transformaci, označované jako B-QP. Do průběhu dle Obr. 3-6 je navíc v průběhu kalení zařazena výdrž nad teplotou M_S v délce od 2 do 30 minut, po které následuje zakalení na teplotu QT, a přerozdělení na teplotě PT. Předpokládá se, že bainit vytvořený během úvodní



Obrázek 3–6 – Princip QP zpracování [40]

fáze zjemní výslednou strukturu rozdělením austenitických zrn. Během bainitické transformace atomy uhlíku z bainitického feritu obohatí sousedící netransformovaný austenit a díky tomu vzniknou zóny vysoce obohacené uhlíkem, které přispějí ke stabilizaci austenitu a tím i k jeho vyššímu podílu ve výsledné mikrostruktúře. Jedná se proto o doplnění QP zpracování dalším procesem, který by měl kladně přispět k žádané stabilizaci austenitu a tak k vyššímu podílu RA ve výsledné struktúře.

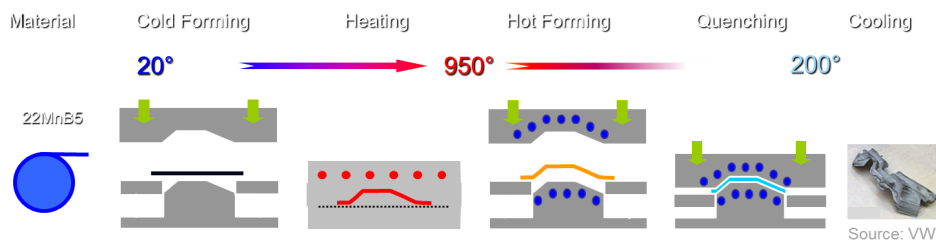
3.2.2 Press hardening

Press hardening (nebo také hot forming) je proces tváření za tepla [7], který umožňuje AHSS tvářet do komplexních tvarů. Přestože původně byla tato technologie vyvinuta pro výrobu zemědělských strojů [8], dnes má největší využití v automobilovém průmyslu (Obr. 1–1). Klasickým materiálem pro press hardening zpracování jsou borové oceli používané již od 80tých let. Velký rozmach této technologie proběhl v letech 2006 až 2015, kdy produkce dosáhla 360 milionů touto technologií vyráběných komponent [45]. Typickými díly jsou A a B sloupky, prahy, výztuhy motorového prostoru, apod. [46].

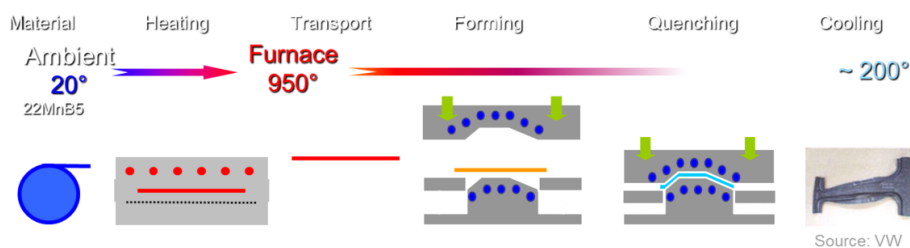
Obecně existují dvě základní metody press hardening, které se liší počtem kroků. U nepřímé metody je nejprve plech předkovan za studena na jednodušší tvar a až poté je zatepla dotvářen do konečného komplexního tvaru (Obr. 3–7). U přímé metody je tato „chladná fáze“ vynechána (Obr. 3–8).

Dosahovaná pevnost pro borové oceli (např. 22MnB5) dosahuje až 1500 MPa. Nicméně převážně martenzitická struktura značně limituje tažnost výsledného materiálu, která dosahuje maximálně 6 % [48]. I přes toto omezení je press hardening technologie velmi oblíbená, neboť umožňuje vytvářet komplexní tvary z AHSS, což je jinými technologiemi velmi komplikované, ne-li nemožné.

Zpočátku se v kombinaci s touto technologií používali martenzitické oceli. Nástroje byly



Obrázek 3–7 – Schéma nepřímé metody hotformingu[47]



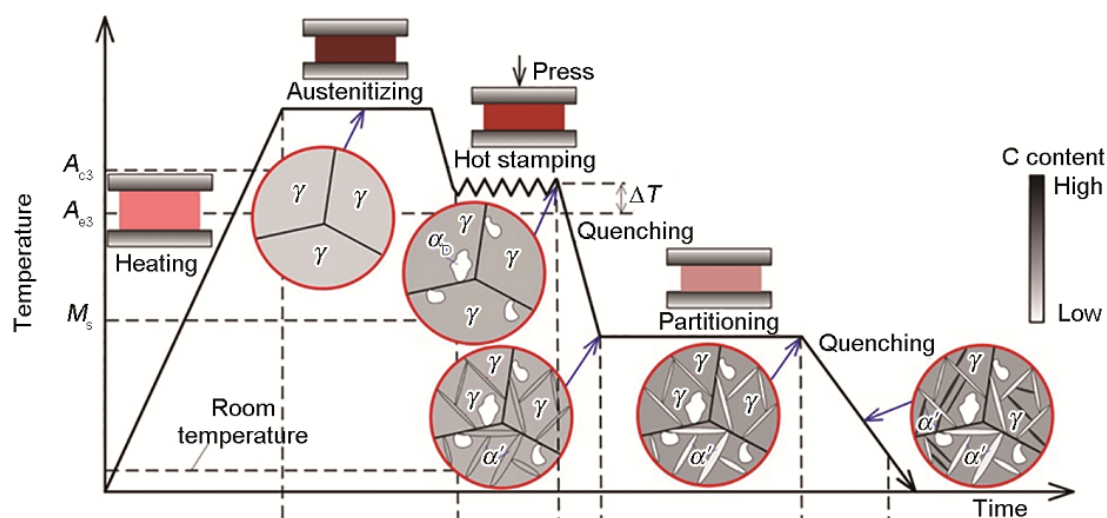
Obrázek 3–8 – Schéma přímé metody hotformingu[47]

vnitřně chlazené a povrchově povlakované z důvodu lepší otěruvzdornosti. Standardním postupem bylo svařovat více dílů z různých ocelí, nebo různě tepelně zpracované a získat tak komplexní díl s odlišným chováním v různých jeho částech (typickým příkladem jsou A a B sloupky). Ale tato technologie se přímo nabízí k výrobě dílů s proměnnými vlastnostmi. V principu je nástroj rozdělen pomocí izolačních pásů na zóny, které jsou temperovány na různé teploty (vyhřívány topnými patronami nebo chlazeny pomocí chladicího média protékajícího systémem vrtaných, případně pomocí 3d tisku vytvořených kanálků). Tímto způsobem je možné v jednom kroku vyrobit díl jehož struktura a tedy i mechanické vlastnosti jsou různé po ploše dílu, ale zároveň spojitě přecházející [46], [49].

3.2.3 Press hardening kombinovaný s QP

Z hlediska procesního (výrobního) se jeví výhodné zkombinovat press-hardening proces (kap. 3.2.2) s technologií QP tepelného zpracování. Výhodou je možnost plné automatizace procesu kombinovaná s energeticky a časově výhodným QP zpracováním. Vstupní materiál, plech, je nutné ohřívat pouze jednou na austenitizační teplotu a v následujících krocích je teplota dílu již jen snižuje, či jen lehce navyšuje na teplotu přerozdělení. Zakalení je provedeno ve vychlazeném nástroji, kterém je díl zároveň vytvářen.

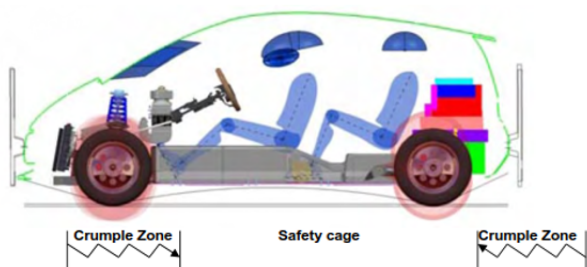
Z hlediska nároků na chování při nárazu (nehodě), lze karoserii automobilu rozdělit na dvě základní zóny (Obr. 3–10). Požadavky na konstrukční materiály těchto zón je možné shrnout do tabulky 3-1. Na základě těchto požadavků lze definovat charakteristiky AHSS ocelí potřebných konstrukci karoserie splňující tyto požadavky (viz. Obr. 3–11). Zde se právě ukrývá největší výhoda press hardening technologie - možnost vyrábět tvarově komplikované díly z různých typů, včetně AHSS, ocelí. Kombinace s QP procesem, který umožňuje vhodným nastavením parametrů aktivně řídit výslednou mikrostrukturu a tedy i mechanické chování vstupního materiálu, tak nabízí další vývojový stupeň při návrhu konstrukcí optimalizovaných pro daný účel. Tato výhoda se nejvíce projeví v okamžiku, kdy budou k dispozici speciálně vyvinuté oceli, u kterých bude možné jen změnou parametrů QP procesu dosáhnout přesně



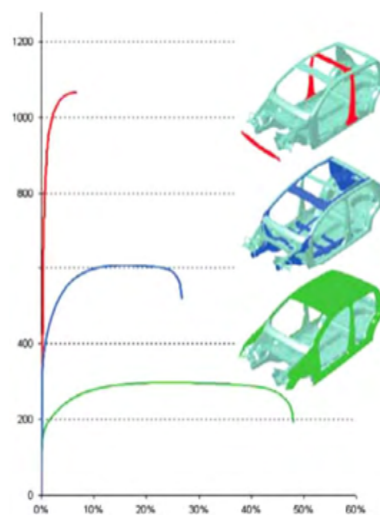
Obrázek 3-9 – Press hardening kombinovaný s QP [50]

požadovaných vlastností v širokém rozpětí. Jinak řečeno, z jednoho vstupního materiálu jen změnou tří parametrů (QT, PT, Pt) vyrábět tvarově složité díly s rozdílnými vlastnostmi na jedné výrobní lince.

Tato technologie se také jeví jako perspektivní pro sériovou výrobu zónovaných výrobků. Jedná se díly, které mají cíleně vytvořeny oblasti s různými vlastnosti (tailored materials) [51]. Tvářecí nástroj je rozdělen pomocí vložek vzájemně oddělených izolační vrstvou na zóny s různou teplotou. Vstupní polotovár by tak byl tepelně zpracován v každé zóně jinak. V případě fáze přerozdělení se jeví jako reálné udržovat rozdílné teploty zón po celou dobu fáze přerozdělení. V kombinaci s lokálními hodnotami přetvoření v průběhu tváření je tak možné cíleně ovlivňovat lokální vlastnosti materiálu, které budou proměnné v rámci celého výrobku [52], [53].



Obrázek 3-10 – Rozdělení karoserie moderního vozu na zóny z hlediska pasivní bezpečnosti [16]



Obrázek 3-11 – Charakteristika materiálů pro jednotlivé zóny [16]

Typ nárazové zóny (viz. Obr. 3–10)	Deformační zóna <i>Crumple zone</i>	Prostor pro cestující <i>Safety cage</i>
Požadavky na zónu	Vysoká absorpční energie během nárazu	Nulová deformace a průnik do zóny během nárazu
Požadavky na ma- teriálové vlastnosti	vysoké hodnoty de- formačního zpevnění, pevnosti a tažnosti	Vysoká mez kluzu
Kritérium vhodnosti	Velká plocha pod křivkou napětí-deformace	Maximální pevnost v tahu velmi vysoká mez kluzu na křivce napětí-deformace

Tabulka 3-1 – Požadavky na bezpečnostní zóny karoserie automobilu [16]

3.3 Vliv vybraných prvků na výslednou strukturu QP ocelí

Legující prvky ovlivňují kinetiku transformací a mění termodynamickou stabilitu fází čímž posouvají transformační teploty. V tuhém roztoku mohou ovlivňovat velikost zrna a mají vliv na transformace a precipitační zpevňování.

Stručně je uveden vliv legujících prvků, které hrají dominantní roli při procesech probíhajících během QP zpracování a na které se soustředí výzkumné aktivity.

3.3.1 Uhlík

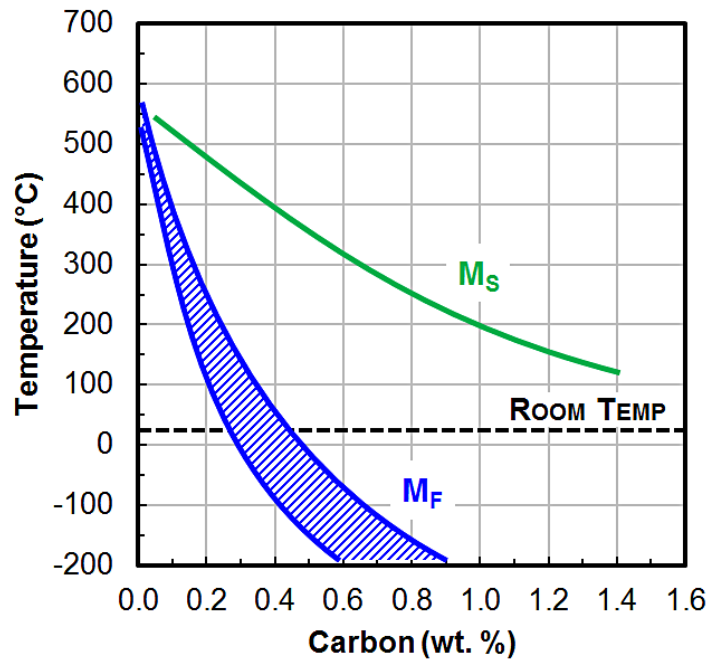
Je základním prvkem, který ovlivňuje vlastnosti ocelí neboť ovlivňuje přeměny, mikrostruktury a s ní svázané mechanické vlastnosti (R_e , R_m , tažnost, kontrakci, atd.). Pro QP zpracování je podstatný vliv koncentrace C na teploty M_s a M_f (viz. graf. 3–12) a na stabilizaci zbytkového austenitu (viz. graf. 3–5 a kap. 3.2.1). Na druhou stranu jeho vyšší obsah negativně ovlivňuje svařitelnost. Oceli se pokládají za dobře svařitelné do koncentrace 0,2 %C. Svařitelnost je velmi důležitý parametr pro využití dané oceli v průmyslové praxi, typicky v automobilovém průmyslu, neboť karosérie je jeden komplexní svařovaný díl. Je proto snaha zaměřovat se na oceli s nízkým obsahem uhlíku.

3.3.2 Mangan

Mangan patří mezi austenitotvorné prvky neboť zvyšuje rozpustnost C v austenitu. Rozšiřuje také oblast chlazení, neboť zpomaluje tvorbu feritu a perlitu a také snižuje teploty M_s a M_f . V případě, že je Mn nadbytek, vznikají jeho karbidy, a tím naopak snižují množství dostupného C, pro žádoucí stabilizaci austenitu.

3.3.3 Chrom

Patří naopak řadíme mezi feritotvorné prvky. Přispívá zejména zvýšení odolnosti proti korozi a opotřebení (abrazi), dále pak zlepšuje mechanické vlastnosti, zejména tvrdost. Pomáhá také zvýšit prokalitelnost.



Obrázek 3–12 – Vliv obsahu C na hodnoty M_s M_f pro běžnou uhlíkovou ocel. [44]

3.3.4 Křemík

Řadí se do skupiny silně feritotvorných prvků. Omezuje tvorbu nežádoucích karbidů, zvyšuje transformační teploty a také pomáhá stabilizovat zbytkový austenit tím, že podporuje difuzi C z martenzitu [54]. Křemík dále zpomaluje kinetiku bainitické transformace, což je podstatné pro fázi přerozdělení QP procesu. Prodloužení doby přerozdělení poskytne více času pro difuzi uhlíku z martenzitu do austenitu. Zhoršuje svařitelnost, zejména ve vyšších koncentracích (>1 %) a také kvalitu povrchu.

3.3.5 Bór

Bór se díky své velmi nízké rozpustnosti ve feritu (<0,001 %) používá ve velmi nízkých koncentracích. Posouvá fázové změny směrem k pomalejším rychlostem chlazení a zlepšuje prokaltitelnost. A to více jak 100krát oproti dalším prvkům: Ni, Mn, Cr, Mo. Nicméně pouze u ocelí s nižším obsahem uhlíku [55]. Díky silnému sklonu k segregaci po hranicích zrn pomáhá vytvrzovat ocel a přispívá i k lepší vytvrditelnosti jiných legujících prvků. Často se používá jako náhrada za jiní dražší legury.

4 Řízení procesu tepelného zpracování

Obsahem následujících kapitol je stručný přehled teoretického základu potřebného pro vytvoření experimentálního zařízení pro tepelné zpracování metodou QP. V přehledu jsou také uvedeny experimentální zařízení pro laboratorní TZ, která jsou komerčně dostupná a je popsáno, proč nejsou vhodná pro plánované experimenty.

4.1 Měření teploty

Zjištění aktuální a skutečné teploty testovaného objektu je zcela zásadní pro materiálový výzkum zpracování ocelí (viz. kap. 3.2). Na rozdíl od měření a zatěžování deformací nebo silou je jak měření, tak zejména regulace a dodržení požadované teploty zkoušeného objektu stále netriviální záležitost a vyžaduje poměrně značné zkušenosti. To se projevuje zejména v případě, že dochází k velkým změnám teplot (gradientům). Příčinou je fyzikální povaha teploty a z ní vyplývající možnosti jejího měření a regulace. V případě práce s kovovými materiály je k výše uvedeným komplikacím ještě nutné připočítat vysoké teploty, které mohou dosáhnout i přes 1500 °C. Takto vysoké teploty již velmi zužují spektrum materiálů použitelných pro kontaktní měření obzvláště v kombinaci s značnými gradienty teplot. Značně prořídnu i použitelné bezkontaktní metody, neboť minimálně v části tepelného zpracování je přímý pohled na testovaný díl velmi limitován okolním prostředím. Typickým příkladem může být kalení v nějakém médiu. Z těchto důvodů je často velmi komplikované nebo spíše nemožné provést kontrolní měření jinou (princiálně) metodou tak, aby bylo možné výsledky verifikovat.

V následujících odstavcích bude uveden stručný přehled metod měření teploty se zvláštním zřetelem na metody relevantní pro zpracování kovových materiálů.

4.1.1 Bezkontaktní metody

Bezkontaktní metody měření teploty [56], [57], [58] jsou v principu založeny na vztahu (4.1), kde E je celková vyzařovaná energie tělesa, $h = 6,6256 \cdot 10^{-34} J \cdot s$ Planckova konstanta, c je rychlost světla a λ jeho vlnová délka.

$$E = h \cdot \nu = \frac{h \cdot c}{\lambda} \quad (4.1)$$

Z této rovnice je tedy zřejmé, že množství vyzařované energie závisí na vlnové délce [59]. Zavedeme-li koncept absolutně černého tělesa, což je povrch, který absorbuje veškeré dopadající záření, lze jeho zobecněním na reálná tělesa dospět ke vztahu (4.2), kde α je absorptivita.

$$Q_{\text{absorbovana}} = \alpha \cdot Q_{\text{dopadajici}} \quad (4.2)$$

Pro černé těleso je absorptivita = 1, pro reálná tělesa pak leží v intervalu $0 \leq \alpha \leq 1$. Pro popis vyzařovacích schopností povrchu reálného tělesa ve vztahu k vyzařování absolutně

černého tělesa, byla Kirchhoffem definována emisivita ϵ reálného povrchu, jako poměr tepelné radiace při dané teplotě a radiace absolutně černého tělesa při stejné teplotě a za stejných spektrálních a směrových podmínek. Hodnoty emisivity pro běžné materiály a povrchy je možné dohledat v příslušných tabulkách. Podrobnější popis teorie lze nalézt např. v [59], kde je také uvedeno množství odkazů na další odborné zdroje.

Výše uvedená teorie byla základem pro konstrukci bezkontaktních snímačů teploty, které se již dnes staly velmi rozšířené a cenově dostupné. Lze se s nimi setkat od lékařských "teploměrů", přes profesionální průmyslově používané snímače teploty či zabezpečovací a monitorovací techniku. Díky miniaturizaci a snížení ceny dnes samozřejmě i v mobilních telefonních přístrojích. Přes tot velké rozšíření není vždy snadné pomocí této metody určit přesně teplotu práce s ohledem na hodnotu emisivity měřeného povrchu, transmisivitu prostředí, odrazy od okolních těles a další vlivy. Emisivita není konstantní a mění se nejen s teplotou daného povrchu, ale je silně závislá i například na kvalitě povrchu (lesklý x matný, drsnost). Proto je vždy nutné měřicí aparaturu zkalibrovat a odladit pro danou úlohu.

Bezkontaktní (infračervené) snímače teploty je možné rozdělit na dvě základní skupiny, jejichž stručný popis je obsahem následujících kapitol.

IR bodové

Tyto snímače jsou nejčastěji nazývané pyrometry. Měří teplotu v jednom bodě (malé oblasti). Díky možnosti měřit teplotu přesně a hlavně bezkontaktně jsou hojně využívány v průmyslové praxi například v kovo zpracujícím průmyslu. Výhodou je, že vlastní detektor může být schován v odolném těle a při použití optických vláken i mimo oblast s nepříznivými podmínkami. Přímo v blízkosti měřeného objektu se pak nachází jen zakončení optického kabelu společně s optikou - tedy pasivní prvky, které lze snadno umístit do chlazeného odolného pouzdra a které nejsou rušeny například indukovanými elektromagnetickými poli.

Infračervené kamery

Rozvoj infračervených kamer nastal před několika lety, kdy došlo k výraznému snížení jejich ceny a tedy zlepšení jejich dostupnosti. Principiálně se jedná o stejné zařízení, jako bodové snímače popsané v předcházející kapitole, „jen“ je snímač maticový. Velkou výhodou je získání 2D otisku vyzařování snímané scény. Záměrně je použito slovo „vyzařování“ nikoliv „teploty“, neboť teplota je na základě změřených hodnot dopočítána. Z toho vyplývají důležité důsledky pro praxi. Pro každou aplikaci je nutné snímač zkalibrovat a určit hodnotu emisivity ϵ měřeného povrchu¹. Pro statické aplikace (např. stavebnictví, zahřívání transformátorů apod.) nebo pro aplikace, kde se neustále monitoruje přesně stejný proces, toto nepředstavuje problém. V případě snímání za značných gradientů teploty a teplotních polí v rozsahu několika set °C je velmi komplikované přesně určit přesnou teplotu povrchu ve větší oblasti snímané scény. Proto se výsledný obraz z termokamery využívá spíše na získání informace o rozložení teplotního pole než na určení přesných teplot v rámci celé scény. I přesné určení teplot je pochopitelně možné, ale jak již bylo uvedeno, je potřeba nejprve pečlivě zkalibrovat měřicí řetězec pro konkrétní aplikaci [58].

Jako příklad špičkové termokamery lze uvést FLIR SC7550, která má InSb Styr링ovým motorem chlazený snímač. Umožňuje snímání až s frekvencí 380 Hz v plném rozlišení 320x265 px,

¹Mnoho, zejména na inženýrskou praxi orientovaných programů, požaduje zadání jen jediné hodnoty a to emisivity ϵ . Automaticky se předpokládá, že tato hodnota již zahrnuje i např. transmisivitu prostředí mezi snímačem a měřeným povrchem, vliv odrazu od okolních těles atd. Prakticky to znamená, že je potřeba hodnotu parametru ϵ experimentálně určit (ověřit) pro danou aplikaci a konkrétní podmínky.

při redukovaném rozlišení (snímání jen části celkové scény) pak s rychlostmi až 28 kHz. Jako příklad malé průmyslově orientované kamery lze uvést MicroEpsilon TIM400. Tato velmi malá kamera využívá rozhraní USB2 pro komunikaci i napájení. Její maximální snímací frekvence je 60 Hz. Pro zajímavost lze uvést, že cenový rozdíl mezi nimi je cca desetinásobný (v době psaní této práce).



Obrázek 4-1 – Termokamera FLIR SC 7550
320x256 px, 380 Hz, výřez až 28,8 kHz
InSb chlazení senzor 1,5 – 5,1 μm
GigE, Pal, 253x130x168 mm



Obrázek 4-2 – Termokamera Micro Epsilon
TIM 400
382x288 px, max. 60 Hz, 7,5 – 13 μm
USB2, 46x56x90 mm

4.1.2 Kontaktní metody

Kontaktní metody měření teploty jsou založeny na změně vlastností materiálu v závislosti na teplotě. Pro úspěšné a přesné měření musí být zajištěn dostatečný přestup tepla mezi měřeným objektem a měřidlem. Mezi nejběžnější fyzikální principy patří:

- kapalinové teploměry - založené na teplotní roztažnosti barevné (či obarvené) kapaliny (např. rtuť, líh, apod.), která uzavřena nejčastěji ve skleněné trubičce se stupnicí.
- kovové odporové teploměry - jsou založeny na změně odporu s teplotou dle rovnice $R_T = R_0 \cdot (1 + \alpha \cdot T)$, kde $R_T[\Omega]$ je odpor při teplotě T , $\alpha [K^{-1}]$ je teplotní součinitel odporu a R_0 je odpor při nulové (referenční) teplotě. Nejpoužívanější je platinový teploměr, který změří teplotu v rozsahu od $-100\text{ }^\circ\text{C}$ do $440\text{ }^\circ\text{C}$, přičemž měří s přesností na tisíce stupňů.
- termistory - jsou založeny na měření elektrického odporu, který s rostoucí teplotou v polovodiči klesá dle rovnice $T = B \cdot (\ln R - \ln A)$, kde A a B jsou materiálové konstanty, R je změřený odpor a T absolutní teplota polovodiče.
- LC teploměry - (liquid crystal) jsou založeny na bázi tekutých krystalů, které s teplotou mění svoji barvu [60].
- termočlánky - jsou založeny na Seebeckově jevu. Jelikož jsou pro měření při zpracování kovů nejdůležitější, je jim věnována samostatná kapitola 4.1.3.

4.1.3 Termočlánky

Měření pomocí termočlánků [61] (dále TC) je založeno na Seebeckově jevu (neboli termo-elektrický efekt) [62]. Ten spočívá v tom, že jsou-li jsou dva dráty z různých kovů spojeny

na obou koncích tak, utvoří elektrický obvod a pokud existuje rozdíl teplot mezi těmito spoji, vzniká elektromotorické napětí. Toto napětí je závislé na dvou podmínkách: rozdílu teplot mezi chladným a teplým spojením obou drátů a na chemickém (metalurgickém) složení těchto kovů. Napětí dosahuje řádově mV .

Dnes jsou termočlánky široce používané v mnoha odvětvích díky svým vlastnostem, ceně a v neposlední řadě standardizaci (viz. Obr. 4–3).

Connectors			Alloy Combination			Comments Environment Bare Wire	Maximum T/C Grade Temp. Range	EMF (mV) Over Max. Temp. Range	Connectors		IEC Code
ANSI Code	ANSI MC 96.1 Colour Coding		+ Lead	- Lead	Thermocouple Grade				Intrinsically Safe		
J			IRON Fe (magnetic)	CONSTANTAN COPPER- NICKEL Cu-Ni	Reducing, Vacuum, Inert. Limited Use in Oxidising at High Temperatures. Not Recommended for Low Temperatures.	-210 to 1200°C -346 to 2193°F	-8.095 to 69.553			J	
K			CHROME NICKEL- CHROMIUM Ni-Cr	NICKEL- ALUMINIUM Ni-Al (magnetic)	Clean Oxidising and Inert. Limited Use in Vacuum or Reducing. Wide Temperature Range. Most Popular Calibration	-270 to 1372°C -454 to 2501°F	-6.458 to 54.896			K	
T			COPPER Cu	CONSTANTAN COPPER- NICKEL Cu-Ni	Mild Oxidising, Reducing Vacuum or Inert. Good Where Moisture is Present. Low Temperature & Cryogenic Applications	-270 to 400°C -454 to 752°F	-6.258 to 20.872			T	
E			CHROME NICKEL- CHROMIUM Ni-Cr	CONSTANTAN COPPER- NICKEL Cu-Ni	Oxidising or Inert. Limited Use in Vacuum or Reducing. Highest EMF Per Degree	-270 to 1000°C -454 to 1832°F	-9.835 to 76.373			E	
N			NICROSIL Ni-Cr-Si	NISIL Ni-Si-Mg	Alternative to Type K. More Stable at High Temps	-270 to 1300°C -450 to 2372°F	-4.345 to 47.513			N	
R	NONE ESTABLISHED		PLATINUM- 13% RHODIUM Pt-13% Rh	PLATINUM Pt	Oxidising or Inert. Do Not Insert in Metal Tubes. Beware of Contamination. High Temperature	-50 to 1768°C -58 to 3214°F	-0.226 to 21.101			R	
S	NONE ESTABLISHED		PLATINUM- 10% RHODIUM Pt-10% Rh	PLATINUM Pt	Oxidising or Inert. Do Not Insert in Metal Tubes. Beware of Contamination. High Temperature	-50 to 1768°C -58 to 3214°F	-0.236 to 18.893			S	
U	NONE ESTABLISHED		COPPER Cu	COPPER-LOW NICKEL Cu-Ni	Extension Grade Connecting Wire for R & S Thermocouples. Also Known as RX & SX Extension Wire.					U	
B	NONE ESTABLISHED		PLATINUM- 30% RHODIUM Pt-30% Rh	PLATINUM- 6% RHODIUM Pt-6% Rh	Oxidising or Inert. Do Not Insert in Metal Tubes. Beware of Contamination. High Temp. Common Use in Glass Industry	0 to 1820°C 32 to 3308°F	0 to 13.820			B	
G* (W)	NONE ESTABLISHED		TUNGSTEN W	TUNGSTEN- 26% RHENIUM W-26% Re	Vacuum, Inert, Hydrogen. Beware of Embrittlement. Not Practical Below 399°C (750°F) Not for Oxidising Atmosphere	0 to 2320°C 32 to 4208°F	0 to 38.564	NO STANDARD USE ANSI COLOUR CODE		G (W)	
C* (W5)	NONE ESTABLISHED		TUNGSTEN- 5% RHENIUM W-5% Re	TUNGSTEN- 26% RHENIUM W-26% Re	Vacuum, Inert, Hydrogen. Beware of Embrittlement. Not Practical Below 399°C (750°F) Not for Oxidising Atmosphere	0 to 2320°C 32 to 4208°F	0 to 37.066	NO STANDARD USE ANSI COLOUR CODE		C (W5)	
D* (W3)	NONE ESTABLISHED		TUNGSTEN- 3% RHENIUM W-3% Re	TUNGSTEN- 25% RHENIUM W-25% Re	Vacuum, Inert, Hydrogen. Beware of Embrittlement. Not Practical Below 399°C (750°F)–Not for Oxidising Atmosphere	0 to 2320°C 32 to 4208°F	0 to 39.506	NO STANDARD USE ANSI COLOUR CODE		D (W3)	

Obrázek 4–3 – Přehled typů termočlánků[63]

V kovozpracujícím průmyslu se nejčastěji používají TC typy K a pro vysoké teploty pak platino–rhodiové, typ R, S případně B.

Obecně můžeme termočlánky rozdělit na zapouzdřené a nezapouzdřené [64], Obr. 4–4.

U zapouzdřeného TC je termočlánekový drát uzavřen v pouzdře (pro vysokoteplotní aplikace většinou vyrobeném z nerezové oceli, Inconelu nebo různých keramických materiálů [65]). V ohebné variantě je toto pouzdro vyplněno velmi jemným MgO a v tomto substrátu je vedena vlastní dvojice velmi tenkých drátů tvořících termočlánek. V případě pevných termočlánků je pouzdro většinou tvořeno keramickou trubičkou s dvojicí otvorů pro TC drátky. Vlastní zakončení termočláneků lze realizovat několika způsoby (Obr. 4–4), které určují další vlastnosti jako elektrickou izolaci, rychlost odezvy TC, možnosti připojení TC k měřenému objektu apod.

Stručný přehled vlastností různých typů TC:

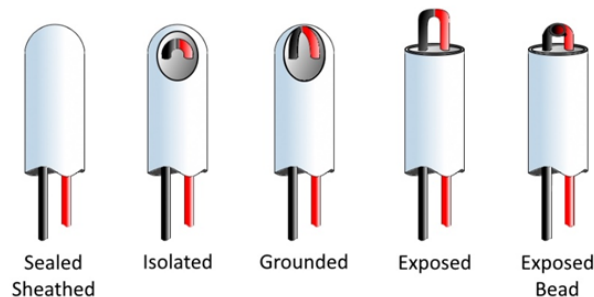
nezapouzdřené (exposed) - nejrychlejší odezva, je možné je na měřený objekt přivařit bodovým svarem, je nutné zajistit, aby k nedošlo k dotyku TC drátků, lze snadno připravit

na místě dle potřeby.

zapouzdřené dále dělíme

neizolované (grounded) - elektricky neizolují měřící aparaturu od měřeného objektu, mají rychlejší odezvu než TC izolované

izolované (ungrounded) - jak název napovídá, jsou elektricky izolované od svého okolí = ochrana měřící ústředny. Mají však nejpomalejší odezvu, neboť musí dojít k vyrovnání teplot mezi měřeným okolím a vlastním termočláňkovým spojem uloženým pod ochranným obalem.



Obrázek 4-4 – Druhy zakončení termočláňků [66]

Připojení TC

Jelikož vznikající elektromotorické napětí je dáno rozdílem teplot spojení TC je nutné zajistit, aby teplý konec TC měl stejnou teplotu jako měřený objekt. Se zvyšujícím se gradientem měřené teploty se toto stává kritičtější. V případě zapouzdřených TC připadá do úvahy jen přiložení TC na měřený objekt a tedy teplo může přecházet jen v omezené míře. V praxi jsou často využívány hotové svařené TČ, viz. Obr. 4-4 - Exposed, které se také k měřenému objektu jen přikládají. Výše uvedené postupy nejsou vhodné pro případy velkých gradientů teplot, kdy je nutné zajistit co nejlepší přestup tepla mezi TC a měřeným objektem. Pro tyto případy lze s výhodou využít navaření TC přímo na měřený povrch pomocí bodové svářečky. Kvalitně přivařený TC je jednou za základních podmínek pro přesné měření v rámci plánovaných experimentů.

4.2 Ohřev vzorků

Způsobů, jak ohřívat vzorky existuje několik, přičemž každý má pochopitelně své klady a zápory i svá omezení. V následujících odstavcích jsou stručně charakterizovány jednotlivé varianty včetně jejich nastínění jejich použitelnosti pro plánované experimenty.

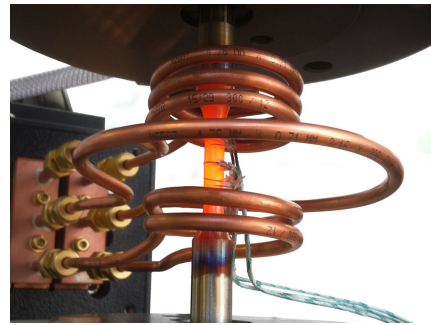
Ohřev v peci

Jedná se asi o nejjednodušší možnost. Vzorek je umístěn do pece vyhřáté na určitou teplotu. Výhodou je rovnoměrné prohřátí celého vzorku. Nevýhodou jsou velmi malé rychlosti ohřevu a možnost jen velmi pomalu měnit teplotu v čase. Proto se spíše využívá při výrobě produktů

a obecně tehdy, kdy proces tepelného zpracování nevyžaduje rychlé změny teploty směrem nahoru. Změny teplot lze, v případě pecí, řešit pouze přenesením vzorku do jiné pece nastavené na odlišnou teplotu nebo pomocí průběžných pecí, kde jednotlivé segmenty mají odlišně nastavené teploty.

Indukční ohřev

Tento typ ohřevu je založen na principu magnetické indukce, kdy je vodivý materiál ohříván pomocí vířivých proudů, které jsou indukovány elektromagnetickým polem. Velmi často používá v kovozpracujícím průmyslu díky rychlosti ohřevu. Jako příklad lze uvést ohřev suroviny na kovací teplotu před vlastním kováním. Výhodou je velká rychlost ohřevu, rychlá regulace výkonu a tím i možnost sestavit systém, který bude poměrně rychle měnit teplotu kovového materiálu/vzorku v čase. Nevýhodou je nutnost postavit indukční smyčku „na míru“ pro daný tvar a rozměry vzorku. Z hlediska této práce se také jako nevýhoda jeví velmi komplikované zahrnutí rychlého chlazení do zatěžovacího cyklu. Lze dohledat systémy, které po ohřevu vzorku na potřebnou teplotu okamžitě přesunou vzorek do chladicího média a zajistí, tak jeho zakalení [68]. Tato metoda ovšem není vhodná pro plánované průběhy experimentů.



Obrázek 4–5 – Indukční ohřev [67]

Odporový ohřev

V tomto případě je vzorek součástí elektrického obvodu, kterým protéká proud a vlivem odporu se materiál zahřívá. Tento typ ohřevu je velice častý u laboratorních zkušebních strojů. Lze využít jak stejnosměrný tak střídavý proud. V případě střídavého proudu se nejčastěji využívá síťový kmitočet 50 Hz. Mezi výhody lze řadit relativně jednoduchou konstrukci a univerzálnost. Jako nevýhody spatřuje autor této práce nutnost alespoň částečně odizolovat vzorek od testovacího stroje, tak aby proud neprotékal celým testovacím zařízením a neovlivňoval tak jeho senzory, případně ochranné prvky. To ve většině případů znamená do upínacího mechanismu zabudovat izolační vrstvu, která ale může negativně ovlivňovat celkovou tuhost zařízení.

Další praktickou nevýhodou lze spatřovat v nutnosti instalovat velmi vysoké výkony nutné pro dostatečnou rychlost ohřevu a regulaci. Tyto výkony i pro malé vzorky dosahují desítek kW což není výhodné nejen z hlediska provozních nákladů a dnes velmi diskutované otázky environmentálního dopadu, ale má to i své konstrukční důsledky. Při požadavku dobré (v tomto případě myšleno dostatečně rychlé) regulace musí být dostatečně robustní a masivní výkonová část řídicí elektroniky. Také přívodní kabely ke vzorku dosahují značných průměrů a tomu musím být náležitě uzpůsobena konstrukce upínacích čelistí. Masivní přívodní kabely, které již mají nezanedbatelnou tuhost, také již mohou ovlivňovat naměřené hodnoty sil na vzorku, neboť budou působit nenulovou, zároveň proměnnou a špatně měřitelnou silou na upínací čelisti a testovaný vzorek.

Vysokofrekvenční odporový ohřev

Na základě zhodnocení požadavků na velmi rychlý ohřev, regulaci a současně s přihlédnutím k nevýhodám „klasických“ odporových ohřevů, byl na našem pracovišti vyvinut vysokofrekvenční odporový ohřev. Je založen na faktu, že s odpor materiálů s frekvencí roste [69]. Uvedený

ohřev pracuje s proměnnou frekvencí v intervalu 47-67 kHz. Maximální proud protékající vzorkem dosahuje až 1 kA a maximální výkon je 3 kW. Systém je napájen jen z klasické jednofázové zásuvky 230 V/16 A. I přesto umožňuje ohřev vzorků až $200\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Jeho regulační smyčka teploty pracuje na frekvenci 8kHz a umožňuje tedy velmi rychlou regulaci teploty vzorku, která je nezbytná pro přesné dodržení požadovaných průběhů velmi rychlých teplotních dějů. Autorkou tohoto ohřevu je A. Ronešová.

4.3 Chlazení vzorků

Jako chladicí nebo kalící média se běžně používají (řazeno od nejnižší chladicí rychlosti k vyšším): vzduch (případně jiné plyny), různé druhy roztavených solí, různé druhy olejů nebo voda. Pro snížení ochlazovací schopnosti vody, je možné do ní přidat polymery. Ty se nalepí na chlazený povrch a tak zmenší plochu přímého styku s vodou a efektivně sníží kalící rychlost. Tato metoda je běžně používána v průmyslové praxi. Plošné materiály, tj. plechy, je možné zchladit mezi dvěma, na určitou teplotu temperovanými, masivními kovovými bloky (viz. např. kap. 3.2.2).

Většina z výše uvedených médií se předem ohřeje na požadovanou teplotu a vzorky nebo součásti se pak vkládají na daný čas do této lázně. Jsou proto vhodné spíše na sériovou výrobu, než na přesnou regulaci teploty. Dalším aspektem je reálné technické řešení chladicího zařízení, kdy například použití olejů, nebo roztavených solí je technologicky komplikované, zejména pokud budeme požadovat různé průběhy pro jednotlivé vzorky. Proto pro malé vzorky se často používá odvod tepla pomocí kontaktu s chlazeným povrchem, viz. kapitoly 4.5.2 nebo 4.5.3.

Z hlediska technického řešení, uživatelské přívětivosti a možnosti regulace se autorovi jako nejvýhodnější jeví kombinace ofukování vzorku vzduchem, ostříkávání vodou a přirozeným odvodem tepla čelistmi, který vzorek drží a musí být chlazený. V závislosti na požadované chladicí rychlosti lze relativně snadno regulovat množství vzduchu a vody, které budou na vzorek rozprašovány.

Během testů se ukázalo, že materiály, které jsou náchylné k povrchové oxidaci, vytvářejí nepravidelné okraje, které téměř znemožňují dosáhnout požadovaného průběhu chlazení a tedy regulovat teplotu vzorku odpovídajícím způsobem. Bylo proto navrženo využití pokovení vzorků tenkou vrstvou niklu, který efektivně chrání po dobu testů povrch ocelového vzorku a přitom nijak významně neovlivňuje jeho vlastnosti [70].

4.4 Řídící jednotka

Řídící jednotka plánovaného experimentálního zařízení je nejdůležitější částí tohoto systému. V této jednotce poběží řídicí a regulační algoritmus a bude zajišťovat komunikaci a synchronizaci s dalšími subsystémy celého testovacího zařízení. S ohledem na další plánovaný vývoj bude výhodné zvolit otevřenou platformu s širokou uživatelskou základnou a možností rozšíření o další moduly. Vytvoření vysoce optimalizovaného zařízení je sice jeví jako výhodné, ale z dlouhodobého pohledu není vhodné. Pokud je jedná o uzavřený, málo dokumentovaný, nebo hardwarově špatně rozšiřitelný systém, pak budoucí pokusy o jeho, byť drobné, rozšíření mohou vést k neřešitelným problémům. Ty pak vyústí v potřebu navržení a zkonstruování zcela nového systému. Z dlouhodobého hlediska je také nutné mít možnost zajistit v budoucnosti náhradní díly v případě, že ty současné již nebudou k dispozici (například z důvodu ukončení jejich prodeje a nahrazení jinou nebo novější verzí). Proto v této práci bude při návrhu celého

systému brán zřetel na možnost jeho budoucího rozšíření (například o další měřicí či řídicí prvky, synchronizaci z dalšími zařízeními apod.) a dále na jeho přenositelnost.

Z výše uvedených důvodů se jeví jako vhodné řídicí jednotky založené na dále popsaných platformách. Jedním z kritérií také bylo, aby autor byl schopen řídicí a ovládací software naprogramovat výhradně svými silami.

Arduino

Jedná se otevřenou platformu, která dnes již obsahuje několik základních jednotek a stovky rozšiřujících modulů [71]. Rozšiřující jednotku zahrnují celou škálu komunikačních možností, desítky vstupních nebo výstupních modulů pro připojení externích senzorů. Základem je 16bit architektura (dnes jsou již k dispozici i výkonnější jednotky) a základní programovací jazyk je odvozen od jazyka C/C++. Nicméně vzhledem k obrovské uživatelské základně jsou Arduino jednotky podporovány i v dalších programovacích jazycích [72].

Arduino bylo původně navrženo jako levná platforma pro převážně amatérské, případně výukové projekty. A z toho vyplývají jeho výhody i nevýhody.

Výhody: relativně nízká cena, obrovská komunita

Nevýhody: v případě potřeby mnoha I/O komplikovanější stavba, přes ohromné množství dostupných knihoven je nutné si mnoho věcí naprogramovat od začátku samostatně. Pro plánované potřeby se jedná zejména o paralelní a asynchronní běh několika nezávislých řídicích, komunikačních a měřicích smyček programu.

LabVIEW + myRIO

Programovací jazyk LabVIEW [73] a HW od National Instruments jsou dnes považovány víceméně za standard pro měřicí a laboratorní techniku. Jedná se o kompletní řadu od jednoduchých jednoúčelových zařízení až po vysoce modulární systémy. NI systémy jsou široce rozšířené nejen v průmyslu, ale i ve vědeckém prostředí (od univerzitních laboratoří až po např. CERN [74], [75]).

Vlastní grafický programovací jazyk LabVIEW byl původně navržen pro zjednodušení a urychlení tvorby programů pro měření pro techniky, tedy původně ne-programátory. Z toho důvodu umožňuje relativně jednoduchou tvorbu měřicích a řídicích programů, včetně paralelních a asynchronních smyček, jejich synchronizaci a jednoduchou a rychlou tvorbu grafického uživatelského rozhraní. A to vše bez hluboké znalosti datových a algoritmických struktur. Velkou výhodou celého ekosystému je velmi jednoduchá přenositelnost kódu z jednoho HW na jiný. To umožňuje velmi snadnou migraci na novější/výkonnější HW (např. CompactRio).



Obrázek 4–6 – myRIO [76]

Nevýhody: - vyšší cena, nejedná se o open source - tedy jistá závislost na jednom dodavateli

Výhody: víceméně průmyslový standard, široká nabídka HW vzájemně plně kompatibilního s možností snadné migrace, široká komunita [77] a firemní podpora [78], díky rozšíření vysoká jistota dostupnosti plně kompatibilního SW a HW v budoucnosti.

Pro účely této práce byla jako řídicí jednotka zvolena myRIO [76]. Jedná se v podstatě o jednotku vyvinutou pro výukové účely, která obsahuje v omezeném množství vše, co další plnohodnotné jednotky. Tedy 40 DIO, 12 AI, 6 AO, FPGA, USB2, síťovou komunikaci (ethernet over USB a v některých konfiguracích i Wifi) [79]. Pro účely této práce tato jednotka poskytuje více než dostatečný výpočetní výkon, dostatek IO kanálů a podporuje i běh bez připojení k počítači. Velikou výhodou je, že kód vyvinutý pro tuto jednotku je možné prakticky bez úprav přenést na výkonnější HW a tedy celý vyvíjený systém snadno včlenit do jiného testovacího zařízení.

4.5 Dostupné systémy pro termomechanické zpracování

4.5.1 Manuální

Sem lze zařadit veškeré neautomatizované tepelné zpracování. Ve své podstatě jde o ohřev většinou v peci, následné chlazení buď v kalícím médiu nebo volně na vzduchu. Kontrola a „regulace“ teploty se provádí pouze odečítáním teploty z měřící ústředny (připojené TC) s následným vyjmutím/zasunutím z/do kalícího média. Tato metoda je sice nejjednodušší a nejlevnější, ale také pochopitelně nejméně přesná a časově nejnáročnější. Přesnost v případě požadavků na velké gradienty teploty je nízká, zejména v případě kalení do média. Změny teplot mezi jednotlivými vzorky vyžadují dlouhé časy: dotopení/ochlazení pece nebo změna teploty kalícího média. Velmi obtížně nebo spíše nedosažitelné jsou zejména nestandardní, například lineární, průběhy teplot.

Kombinace v mechanických zatěžováních je ještě více komplikovaná a velice omezuje možné gradienty teplot. Realizace průběhů A-5 a A-6 není proto reálná.

4.5.2 Gleeble

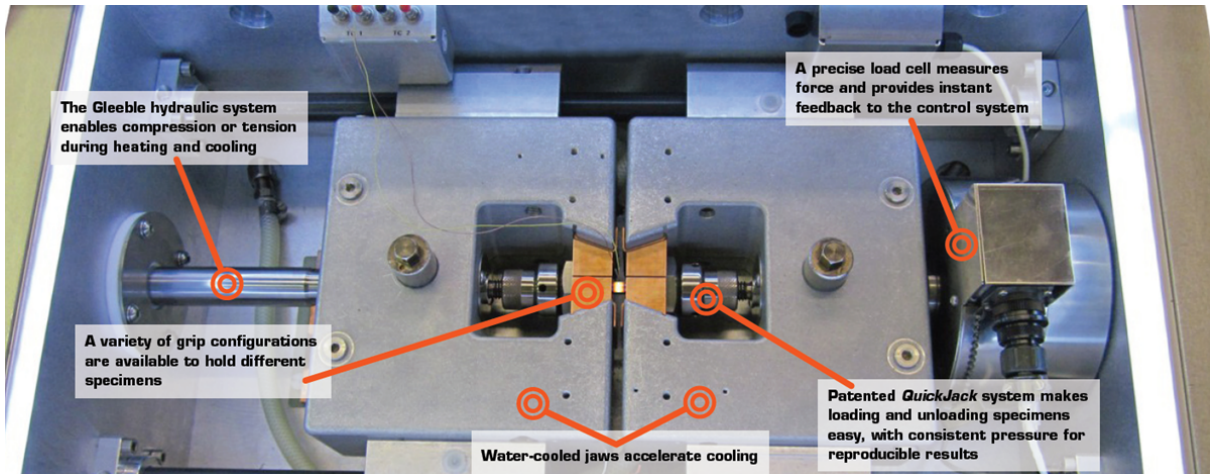
Firma Dynamic Systems Inc. a její systém [9] patří mezi pionýry termomechanických simulátorů. Jejich zařízení umožňují provádět širokou škálu úloh. Lze je považovat za jakýsi etalon v této oblasti termomechanického zpracování.

Principiálně se o jedná o hydraulicky poháněné vnitřně chlazené čelisti držící testovaný vzorek, který je odporově ohříván. Chlazení je realizováno zejména odvodem tepla čelistmi. Ty mohou být ocelové, nebo pro dosažení vyšších rychlostí chlazení měděné, viz. Obr. 4-7. Vzorek lze „zaplavit“ vodou a tak dosáhnout výrazně vyšších chladících rychlostí.

Uváděné parametry působí velmi imponantně, chlazení i ohřev až $10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Nicméně formulaci „*Maximum Quench Rates - More than 10,000°C/second at 550 °C at the specimen surface for 1 mm thick x 10 mm wide sheet of plain carbon steel with 25 mm free span*“ [80] autor nepovažuje za šťastnou, neboť principiálně nelze provést změnu veličiny (změřit rychlost) při jedné konkrétní hodnotě.

Taktéž vysoké rychlosti chlazení jsou dosahovány pro duté vzorky, kterými protéká chladící voda a současně mají jen velmi malou tloušťku stěny (přibližně do 1 mm). I tak jsou rychlosti výrazně nižší, než uváděných $10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$ ². Samostatnou kapitolou by určitě bylo také, jak byl změřen teplotní gradient $10\,000\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Autor tím nijak nechce zpochybnit kvalitu a schopnosti simulátorů firmy Gleeble, které bezesporu patří k tomu nejlepšímu, co v dané oblasti je k dispozici. Jen, jak už to bývá, marketingové oddělení a různé prezentační materiály často

²Tyto údaje získal autor v rámci osobní konzultace se zástupcem firmy Gleeble.



Obrázek 4-7 – Gleeble — uchycení vzorku

(zdroj: https://gleeble-intelligenttechn.netdna-ssl.com/images/500_Series_Tank.png)

dost nadsazují reálné schopnosti zařízení a často tak vytvářejí nerealistická očekávání od jinak velmi kvalitních testovacích a zkušebních zařízení.

4.5.3 Malé systémy pro mikroskopy

V této kapitole bude uveden velmi stručný přehled některých přístrojů pro ohřev malých vzorků pro mikroskopická pozorování. Tato zařízení nejsou primárně určena pro testy s velkými gradienty teplot, ale hlavně pro pozorování za konstantní, nebo velmi pozvolna se měnící teploty. Z toho vyplývá, že jsou nevhodné pro předpokládané testy. Přesto lze u nich najít některá zajímavá technická řešení.

Autor této práce přímo s uvedenými zařízeními nepracoval. Měl však možnost diskutovat jejich funkčnost a praktické zkušenosti s kolegy, kteří tato zařízení pravidelně využívají, nebo využívali.

Linkam Scientific TS1400XY

Jedná se o manipulační stůl, který umožňuje manipulovat se vzorkem ve dvou osách a to i v ochranné atmosféře za teplot až 1 400 °C. Deklarované rychlosti ohřevu jsou od 1 do 200 °C za minutu. Celý stůl je chlazen protékající kapalinou a je tak udržován na nízké teplotě oproti vzorku. To umožňuje dosáhnout vysokých rychlostí chlazení, až 240 °C·s⁻¹ vypnutím ohřevu, kdy je teplo ze vzorku odebráno chladným rámem. Tento stůl proto umožňuje provádět experimenty s kalením. Nicméně díky konstrukci není možné přesně regulovat chladicí rychlost a taktéž následný ohřev je limitován maximálním výkonem topného elementu.

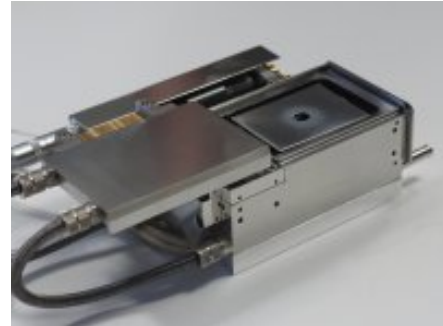


Obrázek 4-8 – Linkam TS1400XY

Kammrath-Weiss

Firma Kammrath-Weiss vyrábí široké spektrum příslušenství pro mikroskopy. Z pohledu této práce je nejzajímavější teplotní „komora“ Heating module 1 500 °C [81].

Jedná se vlastně o malou píčku s motorizovaným víkem, která je určena pro mikroskopická měření. Deklarovaná rychlost změny teploty je 5 °C za sekundu. Maximální teplota pak 1500 °C. Chlazení je realizováno prostým vypnutím topení, tedy přirozeným odvodem tepla a je proto velmi pomalé. Regulace není příliš vhodná pro rychlé změny teploty a zařízení je ani neumožňuje.



Obrázek 4–9 – Kammrath-Weiss Heating Module 1500°

MTI Instruments SEMtester

V tomto případě jde o deformační stůl od firmy MTI Instruments [82], jež má jako příslušenství topný element. Ohřev vzorku je realizován kontaktem s tímto malým topným elementem. Deklarovaná regulace teploty je řešena manuálně: operátor musí ručně ovládat nastavení napájecího proudu i napětí a tak nastavit teplotu vzorku. K tomu má dispozici textovou tabulku s krokem 100 °C s přibližnými hodnotami obou veličin pro dosažení požadované teploty. Automatický regulační člen, který se dodává, slouží pouze k vypnutí ohřevu v případě překročení maximální nastavené teploty. Jedná se tedy spíše o bezpečnostní, než regulační prvek. Z výše uvedeného vyplývá, že dosažení požadované teploty vzorku vyžaduje značné zkušenosti od operátora a přesně kopírovat požadovaný, v čase proměnný, průběh teploty je téměř nemožné. Chlazení vzorku je možné opět pouze samovolným chladnutím. Maximální doporučená rychlost ohřevu je přibližně 1 °C·s⁻¹, rychlost chlazení je podobná a obtížně regulovatelná. Maximální uváděná teplota topného elementu je 1 200 °C.



Obrázek 4–10 – mti SEMtester

5 Experimentní část

Experimentální část práce je rozdělena na tři části. První část je věnována přípravě experimentu, která zahrnuje výběr vhodných experimentálních materiálů včetně jejich chemického složení, technologie výroby plechů i výroba zkušebních vzorků. Tato část také obsahuje dilatometrické měření a určení důležitých teplot fázových přeměn, které byly důležité pro návrh vhodných parametrů tepelného zpracování. Na základě těchto dat potom byly navrženy vhodné parametry QP procesu. Současně tato část popisuje i teplotní průběh pro technologii press hardening při použití různě přehřátých nástrojů.

Druhá část se zabývá vývojem vlastního experimentálního zařízení, které by umožňovalo dosáhnout požadovaných profilů tepelného zpracování hlavně v oblasti řízeného ochlazování. Dalším důležitým požadavkem bylo také zastavení ochlazování na dané konkrétní teplotě, což je typický jev vyskytující se právě při QP procesu. V této části je dokumentován vývoj zařízení a současně je popsána celá metodika experimentu na tomto nově vyvinutém zařízení.

V poslední, třetí, části jsou shrnuty výsledky provedeného tepelného zpracování představující kombinaci hot stamping a QP procesu na třech zvolených experimentálních ocelích. Na zpracovaných vzorcích bylo provedeno hodnocení získané struktury pomocí světelné i řádkovací elektronové mikroskopie a stanoveny mechanické vlastnosti (R_m , A_{20} a HV10), Podíl zbytkového austenitu byl u vybraných režimů stanoven rentgenovou difrakční fázovou analýzou.

5.1 Popis experimentálního programu

V této kapitole jsou popsány vybrané experimentální materiály a popsány důvody výběru zvoleného chemického složení. Následuje jejich charakteristika, tj. chemické složení, výroba vzorků a počáteční mikrostruktura a vybrané vlastnosti. V další části jsou navrženy průběhy tepelného zpracování včetně popisu, jak byla získána podkladová data, ze kterých pak tyto průběhy vycházely.

5.1.1 Materiály pro experimenty

Pro experimentální část práce byly navrženy tři experimentální oceli, které vycházejí z materiálu 22MnB5. Ocel 22MnB5 je bórová ocel, která byla vyvinuta speciálně pro technologii press hardening. U této oceli je i přes jednoduché legování dosahováno při kalení do nástroje meze pevnosti přesahující 1 500 MPa, což je dáno schopností oceli dosáhnout martenzitické struktury. V současné době existují již další její vylepšené modifikace jako je Docol1800 [83] nebo Docol2000 [84], které dosahují ještě vyšších hodnot meze pevnosti. Hodnoty tažnosti těchto ocelí jsou velmi nízké a pohybují se v jednotkách procent. Jelikož jsou tyto martenzitické oceli používány hlavně na bezpečnostní díly karosérií chránící pasažéry v případě nárazu, je u nich požadována vysoká hodnota meze pevnosti. Jsou proto hledány nové materiály, které by mohly být použity i pro jiné části karosérií, kde je třeba vysoké absorpce energie během

nárazu a tedy i lepší tvářitelnost. To je možné např. u ocelí, které obsahují vícefázové struktury se zbytkovým austenitem, který se při nárazu mění na deformačně indukovaný martenzit. Případně se hledají materiály, u kterých je možné jen variací tepelného zpracování dosáhnout obou variant např. pro kombinované části karoserií.

Proto byly navrženy experimentální oceli s označením *HS1*, *HS2* a *HS3*, jejichž chemické složení bylo modifikováno oproti 22MnB5 tak, aby byly vhodné nejenom pro hot stamping zpracování, ale zároveň i pro QP proces.

Odlité experimentální materiály

Oceli obsahovaly vyšší obsah uhlíku než ocel 22MnB5. Obsah uhlíku se postupně zvyšoval od 0,25 % pro ocel HS1 až na 0,3 % u oceli HS3. Dalším výrazným rozdílem byl obsah chromu, který dosahoval u HS1 1 % a pak klesal na 0,6 % u HS2 až na hodnotu 0,17 % u HS3. Chrom byl přidán z důvodu zlepšení prokalitelnosti a zpevnění tuhého roztoku. Dále byla hledána vhodná kombinace manganu u křemíku. U oceli HS2 a HS3 byl obsah těchto prvků shodný a to 1,5 %. Kompletní chemické složení je obsahem tabulky 5-1. Chemické složení bylo změřeno pomocí spektrometru Spectrolab M07. Pro porovnání jsou taktéž uvedeny hodnoty pro ocel 22MnB5 nabízené pod obchodním názvem *precidur® HLB 22/22MnB5* od firmy ThyssenKrupp [85].

	HS1	HS2	HS3	22MnB5
C	0,25	0,297	0,307	0,2–0,25
Cr	1,02	0,61	0,17	0,15–0,35
Si	2,08	1,55	1,55	0,2–0,4
Mn	0,624	1,55	1,55	1,1–1,4
B	0,003	0,003	0,003	0,0008–0,005
P	0,003	0,003	0,004	<0,0025
S	0,005	0,003	0,003	<0,001
Mo	0,014	0,01	0,01	
Ni	0,017	0,021	0,02	
Al	0,047	0,048	0,04	0,02–0,06
Cu	0,013	0,014	0,013	
Nb	0,003	0,004	0,005	
Ti	0,055	0,051	0,043	0,02–0,05
V	0,002	<0,001	<0,001	

Tabulka 5-1 – Chemické složení experimentálních materiálů [%]

Úprava chemického složení 22MnB5 byla provedena s ohledem na předpokládaný vliv jednotlivých prvků, jak je popisován v dostupné literatuře, detailněji viz. kap. 3.3.

Experimentální materiály byly odlity na Montan Universität Leoben, Rakousko. Jednalo o tři ingoty, každý o hmotnosti 70 kg. Válcování ingotů na plechy bylo provedeno v Kovohutích Rokycany. Ohřev po dobu 8 hodin na teplotu 1 200 °C probíhal jako součást společné vsázky o celkové hmotnosti cca 500 kg. Prvním krokem bylo válcování za tepla bez přihřevu na tloušťku cca 7 mm, válce nebyly chlazené vodou. Jednotlivé pásy byly poté vychlazené v paketu položené na sobě. Po vychladnutí byla frézováním oboustranně odstraněna oduhlíčená vrstva.

Dalším krokem bylo válcování na quartu zastudena na tloušťku 1,6 mm. Mezi některými kroky bylo zařazeno mezioperační žhání v ochranné atmosféře.

Z takto získaných plechů byly vodním paprskem vyříznuty zkušební vzorky. Před vlastním použitím byly všechny vzorky oboustranně přebroušeny v podélném směru na konečnou tloušťku

1,5 mm, více. kap. 5.1.3.

Počáteční vlastnosti a mikrostruktura

Struktura materiálu HS1 po vyválnování na 7 mm byla tvořena feritem a perlitem s tvrdostí 249 HV10 (viz. Obr. 5-2). V příčném řezu bylo zjištěno, že cca. do hloubky 150 μm dochází o oduhličení povrchu (Obr. 5-1). Proto byla z povrchu odfrézována vrstva 0,5 mm oboustranně před dalším válcováním zastudena.

U materiálu HS2 byla po vyválnování na 7 mm získána směsná struktura tvořená feritem, perlitem a martenzitem (viz. Obr. 5-3, 5-4). Výskyt martenzitu byl dán doválnováním za nízkých teplot a dlouhým manipulačním časem mezi válcovací stolicí a ochlazováním mezi ostatními pásy. Tomu odpovídala i vyšší hodnota tvrdosti 331HV10.

U materiálu HS3 proběhlo válcování zatepla standardním způsobem a výsledná struktura byla feriticko-perlitická s hodnotou tvrdosti 251 HV10 (viz. Obr. 5-5, 5-6), tedy obdobně, jako u materiálu HS1.

Přehledně jsou hodnoty naměřené tvrdosti HV10 mezi jednotlivými kroky válcování uvedeny v tabulce 5-2.

	HV10 po vyválnování na 7 mm	HV10 po vyválnování na 1,5 mm
	[-]	[-]
HS1	249	306
HS2	331	313
HS3	251	280

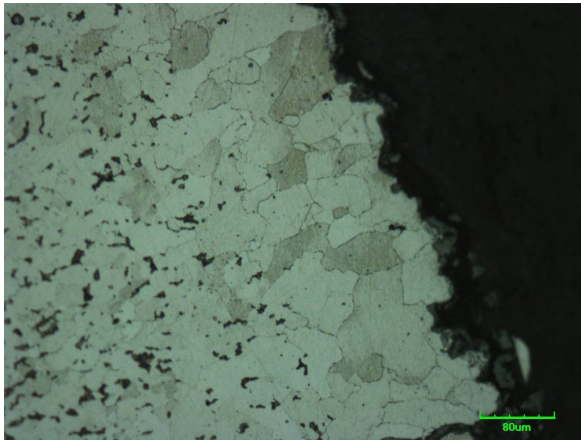
Tabulka 5-2 – Hodnoty HV10 v průběhu válcování

Teploty fázových přeměn

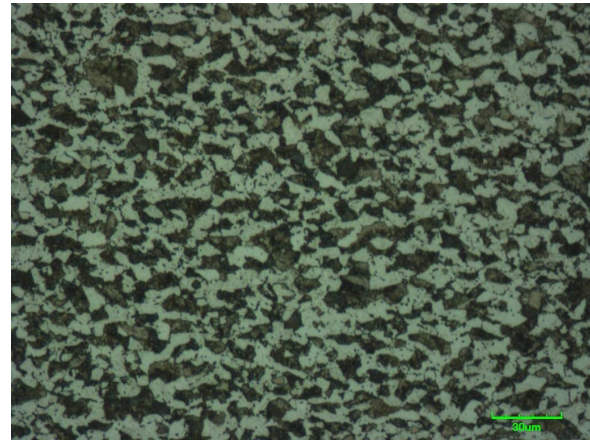
Aby mohlo dojít ke správnému navržení parametrů QP procesu jako je teplota zakalení a teplota přerozdělení, je nutné znát teploty důležitých přeměn. U QP procesu jsou jedny z nejdůležitějších teploty fázových přeměn M_s a M_f . Během QP procesu musí být kalení ukončeno až pod teplotou M_s , aby došlo k martenzitické přeměně, ale ochlazování musí být zároveň ukončeno před dosažením teploty M_f , aby ve struktuře zůstal určitý podíl zbytkového austenitu. Podíl austenitu ve struktuře musí být tak velký, aby ho bylo možné během výdrže na teplotě přerozdělení stabilizovat a mohl pozitivně působit na mechanické vlastnosti. Mezi další důležité teploty patří teplota A_c3 . Během ohřevu je nutné se dostat do oblasti úplného austenitu, aby ve struktuře nezůstával původní ferit. Jako první byl pro výpočet transformačních diagramů použit software JMatPro. ARA i IRA diagramy byly vypočteny na základě změřeného chemického složení (viz. Obr. 5-7, 5-8, 5-9).

Zjištěné teploty fázových přeměn jsou uvedeny v tabulce 5-3. Díky použitému chemickému složení došlo k významnému poklesu teploty M_s o přibližně 40 $^{\circ}\text{C}$ oproti oceli 22MnB5. V případě komerčního využití těchto materiálů by tento pokles měl nezanedbatelný ekonomický přínos, neboť by mohlo dojít ke snížení nákladů při použití nižší teploty přerozdělení v rámci QP procesu.

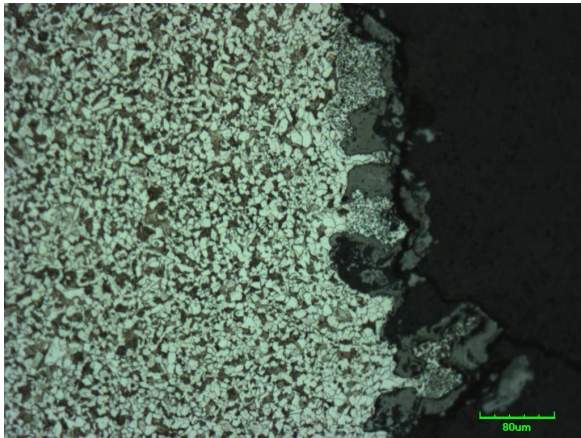
Pro ověření dosažených teplot bylo na skutečných vzorcích provedeno také dilatometrické měření. Teplota ohřevu byla stanovena na 950 $^{\circ}\text{C}$ s výdrží 180 s, rychlost ochlazování byla 40 $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Tyto hodnoty odpovídaly rychlostem ochlazování při klasickém dilatometrickém měření použitým při stanovení teplot martenzitické transformace u materiálu 22MnB5. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tabulce 5-4.



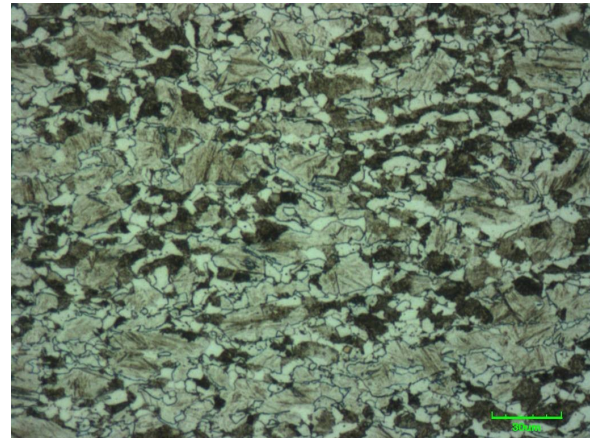
Obrázek 5-1 – HS1: oduhličená vrstva po válcování zatepla



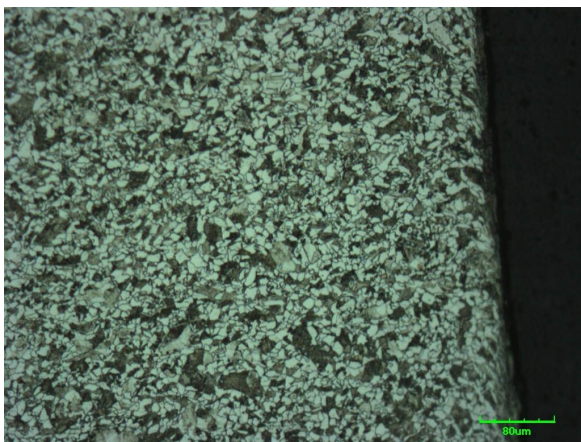
Obrázek 5-2 – HS1: feriticko-perlitická struktura po válcování zatepla



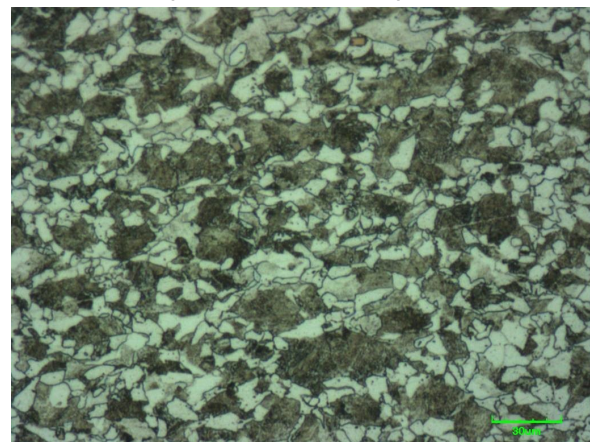
Obrázek 5-3 – HS2: oduhličená vrstva po válcování zatepla



Obrázek 5-4 – HS2: feriticko-perliticko-martenzitická struktura po válcování zatepla



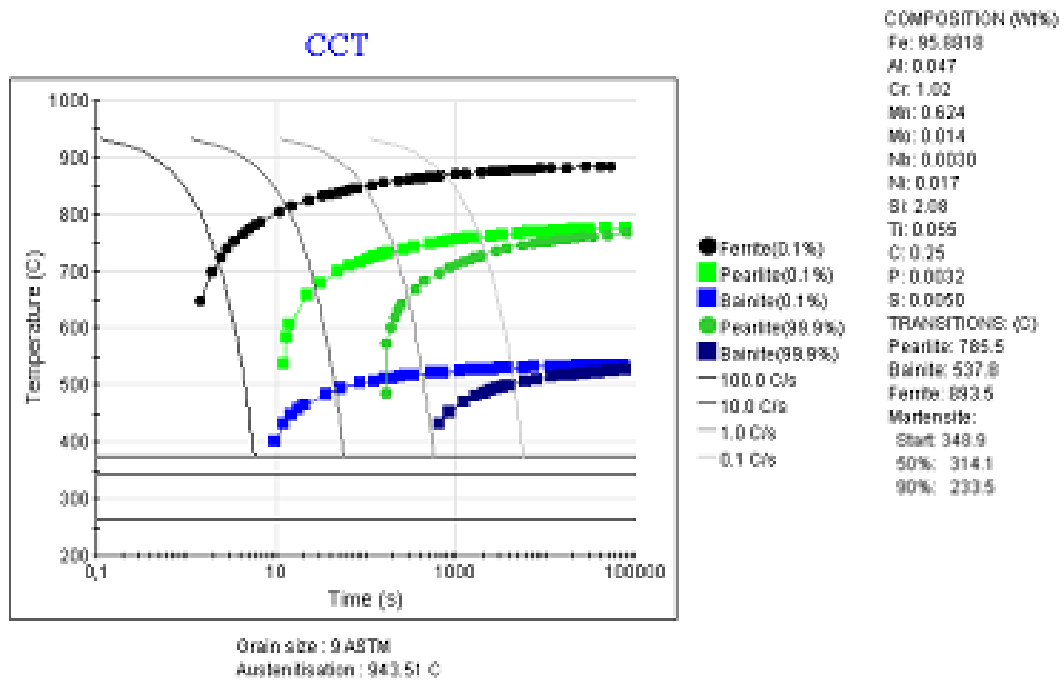
Obrázek 5-5 – HS3: oduhličená vrstva po válcování zatepla



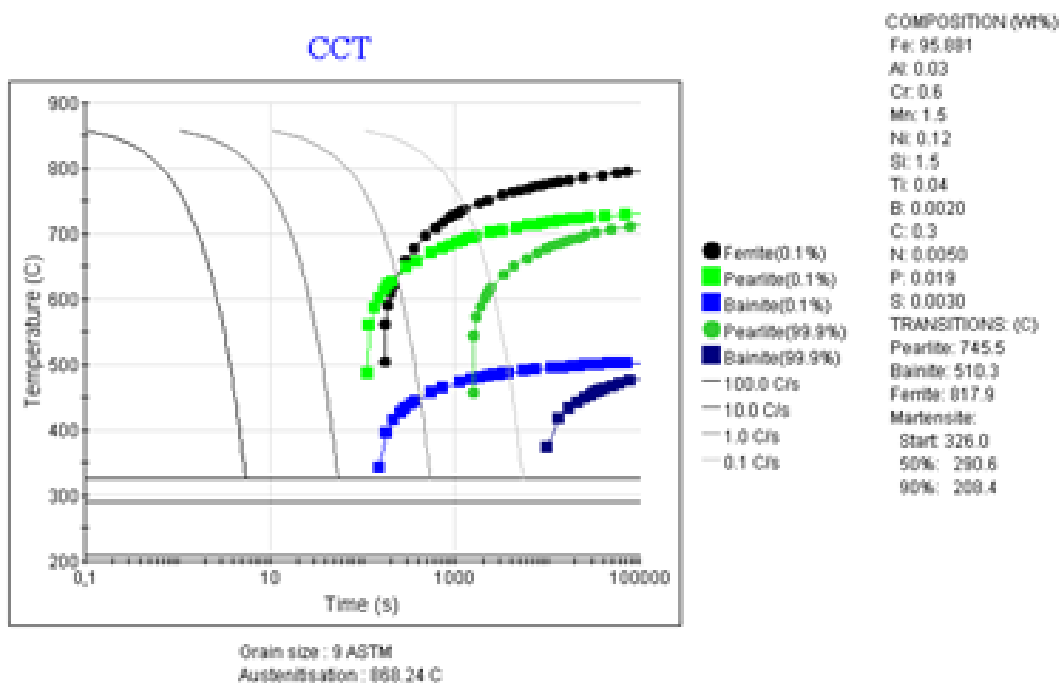
Obrázek 5-6 – HS3: feriticko-perlitická struktura po válcování zatepla

	HS1	HS2	HS3	22MnB5
M_s [°C]	349	326	334	378
M_f [°C]	234	208	217	265

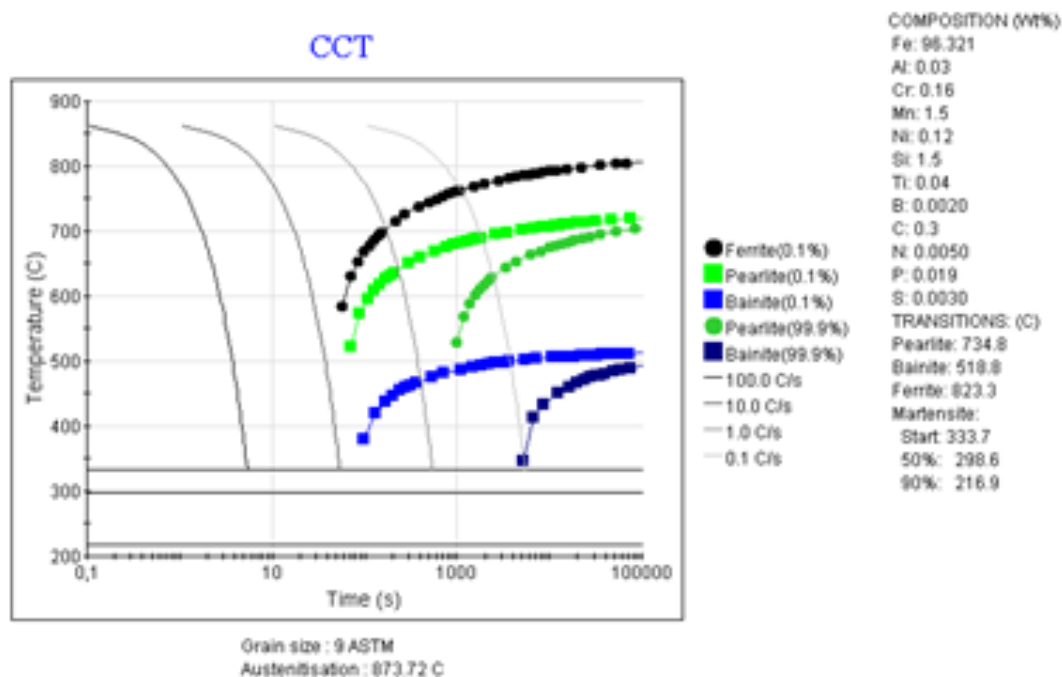
Tabulka 5-3 – Teploty M_s a M_f experimentálních materiálů stanovené ze software JMatPro



Obrázek 5-7 – HS1 - ARA diagram vypočtený v programu JMatPro



Obrázek 5-8 – HS2 - ARA diagram vypočtený v programu JMatPro



Obrázek 5-9 – HS3 - ARA diagram vypočtený v programu JMatPro

	M_s [°C]				
	vzorek 1	vzorek 2	vzorek 3	vzorek 4	průměr
HS1	340	342	338	338	340
HS2	310	301	313		308
HS3	316	326	325	322	322

Tabulka 5-4 – Teplota M_s určená dilatometricky

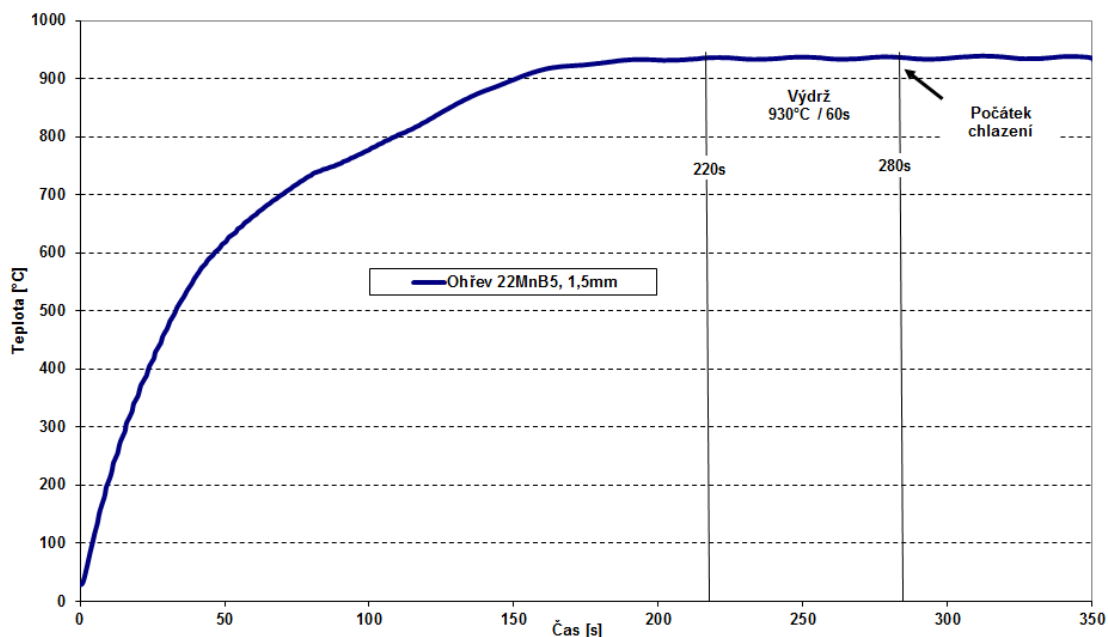
5.1.2 Návrh experimentálního programu a získání potřebných dat

Při navrhování časově–teplotních závislostí tepelného zpracování experimentálních materiálů byla podstatným požadavkem relevance průběhů teplot. Tedy, aby průběhy teplot odpovídaly reálným průběhům při zpracování ocelí metodou press hardening průmyslové praxi. Jako základ pro vytvoření režimů, které se následně realizovaly na termomechanickém simulátoru (bude podrobně popsán v kapitole 5.2), se vzaly experimentálně získané průběhy teplot naměřené na standardním průmyslovém zařízení pro press hardening při jinak obvyklých podmínkách. Měření reálných teplotních křivek bylo provedeno na plechových vzorcích z materiálu 22MnB5. Tyto plechy byly osazeny termočládky. Aby bylo možné zaznamenat průběhy teplot i během kalení v temperovaném nástroji, byl použit speciálně vyvinutý nástroj, který umožňuje měření teploty pomocí termočládků v průběhu celého experimentu. Nástroj byl temperován na celé spektrum přípustných teplot, aby bylo možné následně dopočítat ochlazovací křivku pro libovolnou zvolenou teplotu nástroje. Výsledky těchto rozsáhlých experimentů, které probíhaly ve Fraunhofer-Institut Chemnitz¹ byly použity v rámci této práce pro definování reálných teplotních průběhů.

Zaznamenány byly i průběhy teplot ve fázi ohřevu v peci pro různé tloušťky plechu (1,25 mm, 1,5 mm, 1,75 mm, a 2 mm) z materiálu 22MnB5. Naměřený průběh pro tloušťku 1,5 mm,

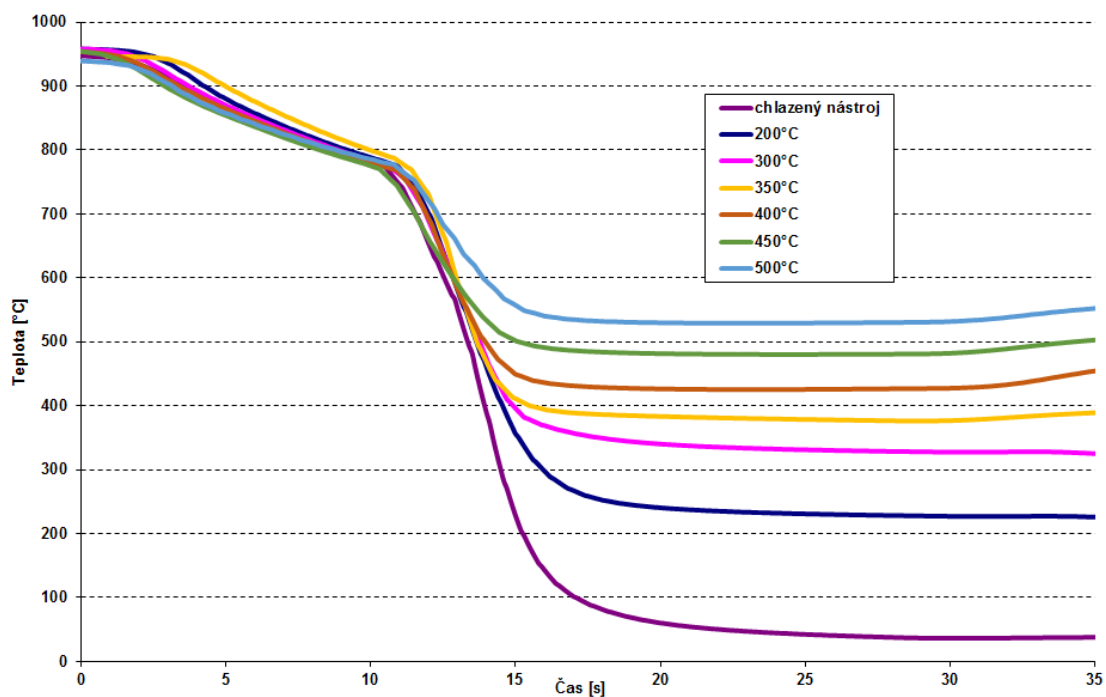
¹Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik IWU.

který byl použit při experimentech, je zobrazen v grafu 5–10.



Obrázek 5–10 – Průběh ohřevu v peci

Pro tloušťku plechu 1,5 mm byly měřeny i průběhu ochlazování v případě kalení do temperovaného nástroje o různé teplotě, viz. graf 5–11. Pro přehlednost jsou zobrazeny jen některé průběhy. Ve skutečnosti byly naměřeny a v této práci využity průběhy pro teploty nástroje: 200, 300, 350, 375, 400, 425, 450, 475, 500 a nástroj o RT.

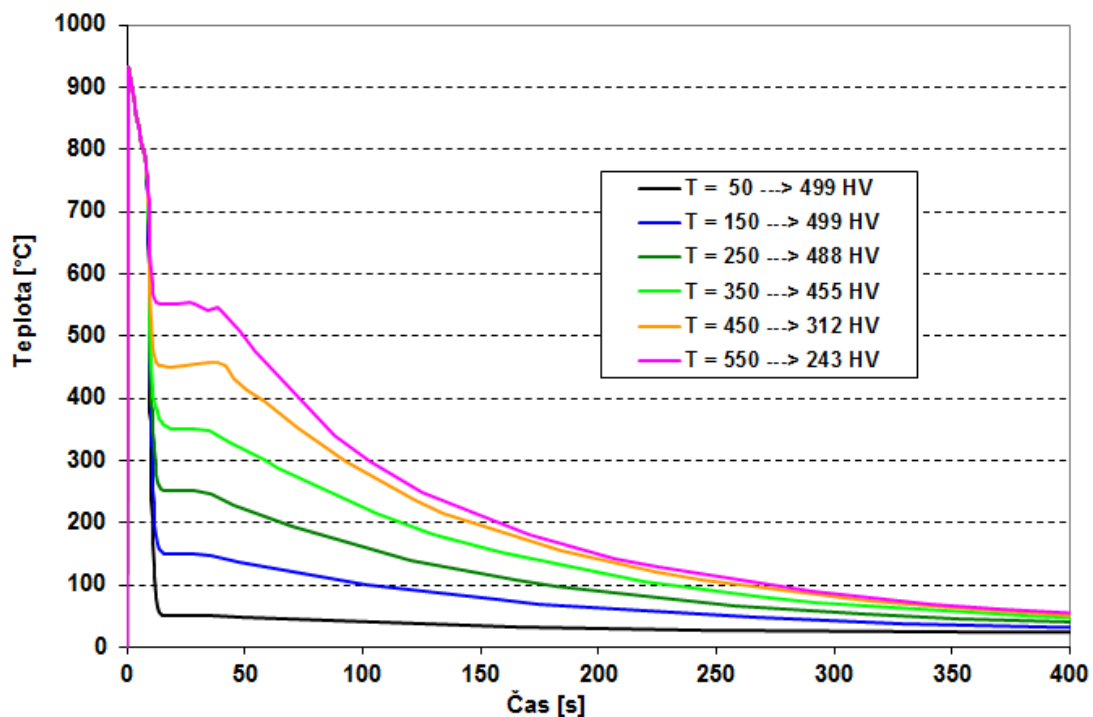


Obrázek 5–11 – Průběh chlazení ve vyhříváném nástroji

Z takto experimentálně získaných dat byly následně sestavovány konkrétní průběhy v závislosti na požadované kalící teplotě dle chemického složení oceli. Jelikož průběhy byly získány jen pro výše uvedené teploty, bylo nutné průběh pro konkrétní požadovanou teplotu dopočítat. Pro tento účel byla použita prostá lineární kombinace dvou průběhů: jednoho, který vedl na teplotu vyšší než požadovaná a druhého, který naopak vedl na nejbližší nižší teplotu. Vztah je popsán rovnicí (5.1), kde t je čas, T výsledný průběh teploty, T_1 a T_2 jsou experimentálně zjištěné průběhy teplot mezi kterými leží požadovaná. Parametr α byl volen tak, aby byla dosažena požadovaná konečná teplota vzorku v nástroji.

$$T(t) = \alpha \cdot T_1(t) + (1 - \alpha) \cdot T_2(t), \quad \alpha \in < 0, 1 > \quad (5.1)$$

Poslední sadou teplotních průběhů, které byly využity při sestavení teplotních průběhu pro experiment, byly záznamy volného chlazení na vzduchu po kalení plechu do nástroje o konkrétní teplotě, graf 5–12. V grafu je uveden celý průběh původního experimentu v nástroji pro press hardening, tj. kalení do nástroje vyhřátého na stanovenou teplotu, výdrž po dobu přibližně 35 s a poté volné chlazení na vzduchu. Pro zajímavost jsou uvedeny u naměřené teploty i hodnoty tvrdosti HV10 pro materiál 22MnB5. Pro potřeby této práce byla z těchto záznamů využívána pouze část odpovídající volnému chlazení na vzduchu, tj. od cca 35s dále. Konkrétní průběh pro danou počáteční teplotu byl získán opět pomocí rovnice (5.1).



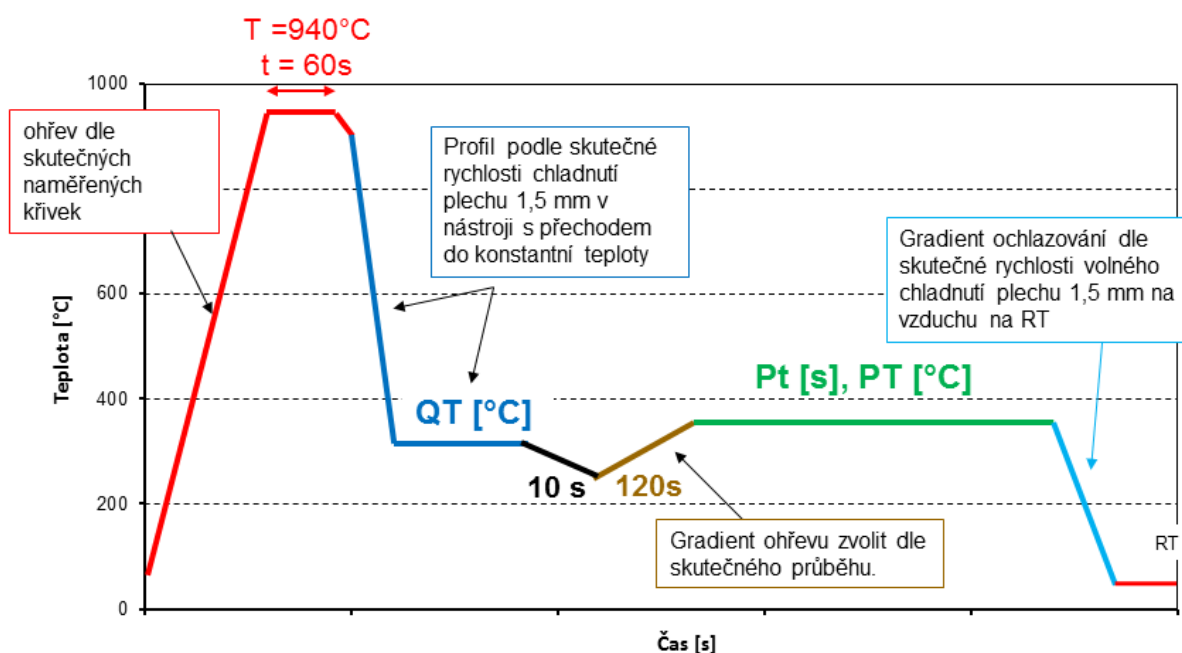
Obrázek 5–12 – Naměřené průběhy teploty při volném chlazení na vzduchu

Průběh ohřevu na austenitizační teplotu byl použit u všech vzorků shodný. Po dosažení teploty ohřevu 936 °C a výdrži 60 s na této teplotě byla zařazena fáze chlazení v délce 7 s. Ta reprezentuje skutečnou technologickou prodlevu – přesun plechového polotovaru z pece do nástroje. Po této prodlevě, od teploty cca 780 °C, následuje průběh pro kalení v nástroji o předepsané teplotě. Po zakalení v tvářecím nástroji byla opět realizována technologická prodleva (vyjmutí plechu z nástroje a přesun do pece) reprezentovaná teplotním poklesem. Následoval ohřev na teplotu přerozdělení. Průběh ohřevu na teplotu přerozdělení byl ověřen

na několika vzorcích v klasických pecích pro tepelně zpracování dostupných v laboratořích pracoviště. Poslední fází zpracování bylo volně chlazení na vzduchu, jehož průběh je opět odvozen z dat naměřených ve Fraunhofer-Institut Chemnitz.

Graf 5–13 zobrazuje přehledně celkový průběh navržených experimentů. Celý experiment lze rozčlenit na následující navazující úseky:

- 1. Ohřev na teplotu austenitizace a technologická prodleva** — jedná se průběh dle grafu 5–10. V grafu je zobrazen červenou barvou.
- 2. Chlazení ve vyhřívaném nástroji** — na grafu zobrazena tmavě modře. Průběh kalení pro požadovanou teplotu QT vypočten vztahem (5.1) z experimentálně získaných dat (viz. graf 5–11). Délka tohoto úseku je přibližně 25 s v závislosti na hodnotě QT.
- 3. Technologická prodleva pro transfer plechu z nástroje do pece** — tento úsek trvá 10 s a během něj je teplota lineárně snížena o 22°C. Tato hodnota byla určena experimentálně. Pro zjednodušení byla pro všechny režimy stejná.
- 4. Dohřev na teplotu přerozdělení** — průběh přibližně odpovídá závislosti e^{1-t} a byl experimentálně ověřen. U všech použitých průběhů je délka tohoto úseku shodně 120s.
- 5. Přerozdělení** — teplota je udržována konstantní na hodnotě PT po dobu Pt. V grafu je tento úsek znázorněn zeleně.
- 6. Volné chlazení na RT** — průběh této části je odvozen z experimentálně změřených křivek volného chladnutí na vzduchu (viz. graf 5–12). Experiment byl ukončen při dosažení teploty 80 °C, neboť volné chlazení až na teplotu RT by zbytečně prodlužovalo doby potřebnou pro jeden experiment. Mezi teplotami 80 °C a RT již neprobíhají žádné transformace. V grafu je tento úsek znázorněn světle modrou barvou.



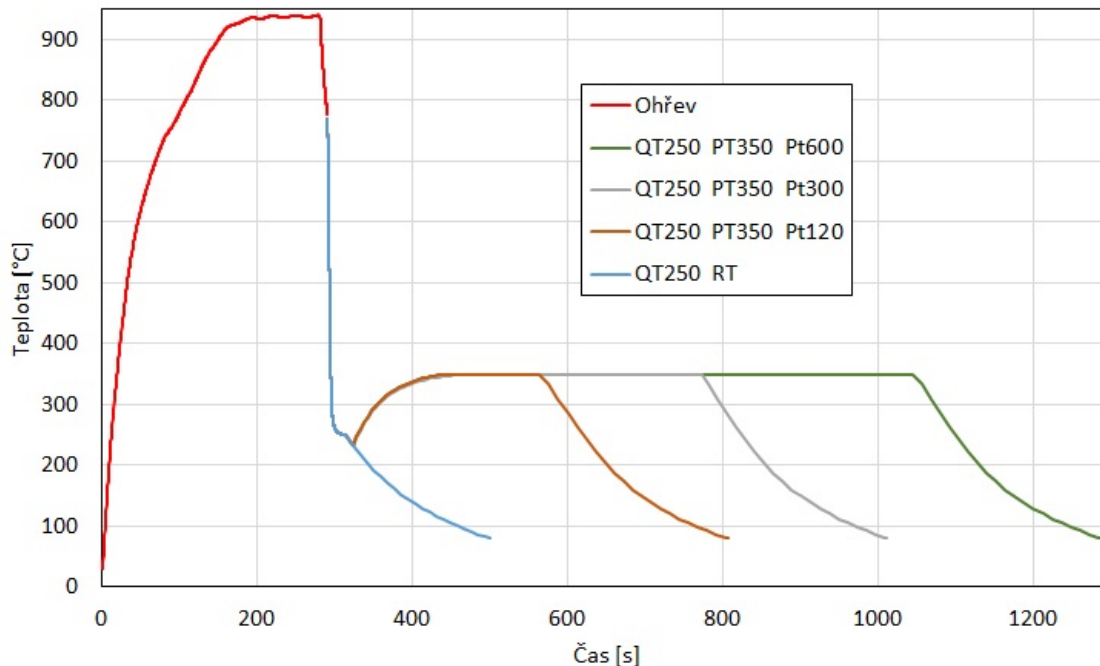
Obrázek 5–13 – Schématický popis teplotního průběhu experimentů

V rámci experimentů byly variovány následující parametry:

QT [°C] — teplota zakalení (quenching temperature)

PT [°C] — teplota přerozdělení (partitioning temperature)

Pt [s] — doba přerozdělení (partitioning time)



Obrázek 5–14 – Příklad teplotních průběhů pro kombinaci press hardening s QP procesem pro parametry: QP=250, PT=350, Pt=0, 120s, 300s, 600s

5.1.3 Vzorky - geometrie a zpracování

Výroba a příprava plechů, ze kterých byly následně pomocí vodního paprsku vyříznuty jednotlivé zkušební vzorky je popsána v kapitole 5.1.1. Pro experiment byly použity vzorky o tloušťce 1,5 mm o průřezu aktivní části 10 x 1,5 mm a délce aktivní části 50 mm 5–15. Pro dosažení ochrany povrchu byly vzorky galvanicky poniklovány. Tloušťka vrstvy byla 10-15 μm , detailněji viz. kap. 5.2.4.

Po provedení tepelného zpracování na temomechanickém simulátoru byly vzorky opět přebroušeny, tentokrát na tloušťky 1,2 mm. Tím došlo k odstranění niklové vrstvy. Z centrální části byl pomocí elektroerozivního obrábění vyříznut vzorek pro zkoušku tahem a boční části byly využity pro další analýzy (obr. 5–16). U všech režimů byla analyzována mikrostruktura. U vybraných vzorků byl určen i podíl zbytkového austenitu pomocí RTG difrakční analýzy a dále byla provedena detailní analýza na řádkovacím elektronovém mikroskopu (SEM).

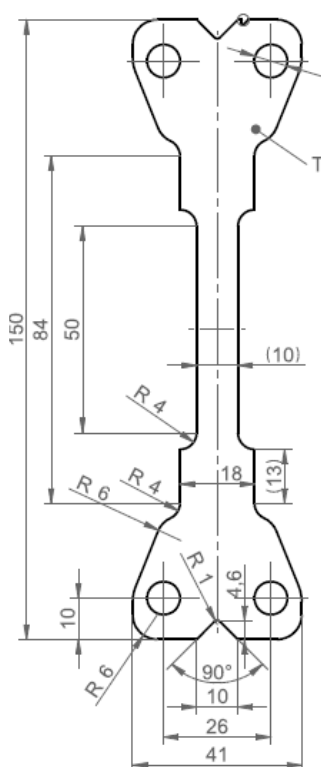
5.2 Experimentální zařízení

Pro plánované experimenty bylo nutné zajistit experimentální zařízení, jež umožní přesně řídit průběh teploty během celého tepelného zpracování. Zároveň bylo požadováno, aby systém minimalizoval prodlevy mezi po sobě jdoucími režimy s rozdílným průběhem teplot. Tedy aby mezi

dvěma režimy nebylo nutné systém chladit, dohřívat nebo dokonce přelad'ovat. Zároveň byl požadován záznam teploty, deformace vzorku a působící síly v průběhu celého experimentu. Z výše uvedených důvodů se jako nevhodné ukázalo použití ohřevu v peci kombinované s chlazením ve skutečném nástroji z důvodu velmi komplikovaného (= zdoluhavého) ladění systému na požadovaný průběh teploty v testovaném vzorku. Realizace rozsáhlého souboru různých režimů by s použitím skutečného nástroje byla velmi časově náročná a finančně nákladná. Bylo proto přistoupeno k vývoji experimentálního zařízení pro termo–mechanické zpracování malých plechových nebo rotačně symetrických vzorků, které bude následně popsáno. V rámci této práce byl kompletně vyvinut, postaven a odladěn zpětnovazební systém chlazení (kap. 5.2.3), došlo k vylepšením některých prvků ze stávajícího systému pro ohřev vzorků (kap. 5.2.5) a bylo věnováno značné úsilí nalezení správné metodiky experimentů (kap. 5.2.4, 5.2.6).

Na pracovišti autora byl v minulosti vyvinut termodynamický simulátor, který bude popsán v následující kapitole 5.2.1. Navrhované experimenty bohužel ukázaly, že má své limity a pro plánované experimenty nebyl ve této podobě použitelný. Objevil se tedy nový požadavek na vývoj a zprovoznění nového simulátoru, který bude svými parametry umožňovat provedení plánovaných experimentů v kvalitě a s přesností, která umožní relevantní vyhodnocení získaných struktur, jejich vlastností a zjištění vlivu jednotlivých parametrů QP procesu, zejména QT, PT, Pt na tvorbu těchto výsledných struktur.

Přesně a kvalitně provedený experiment je zásadní a nutnou podmínkou pro relevantní zhodnocení výsledků sad experimentů a vyvozování závěrů z těchto výsledků.



Obrázek 5–15 – Geometrie vzorku pro experimenty



Obrázek 5–16 – Rozříznutý vzorek pro další analýzy (již po zkoušce tahem)

5.2.1 Původní systém

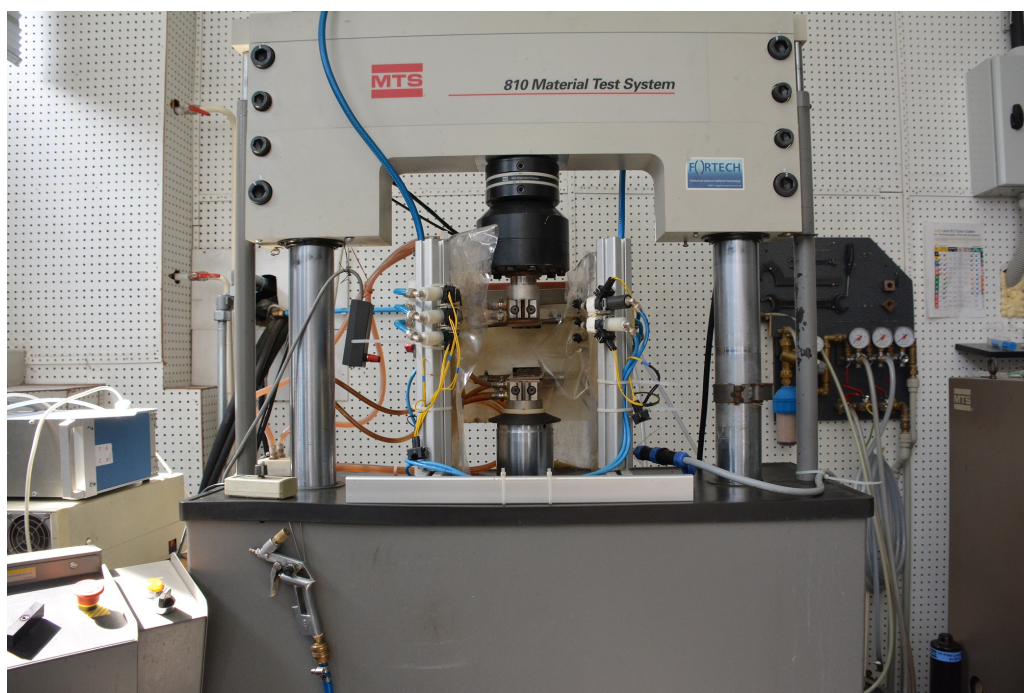
Původní termo–mechanický simulátor vyvinutý v minulosti na pracoviště Výzkumného centra tvářecích technologií FORTECH/FST ZČU se skládal ze tří základních komponent:

Mechanická část

Základní část systému představuje, hydraulický testovací stroj od MTS 810 od stejnojmenné firmy MTS. Jedná se jednoosý zatěžovací stand v tomto konkrétním případě osazený rychlým hydraulickým válcem, který umožňuje pohyb až do rychlosti 4 000 m/s při maximální síle 50 kN (viz. Obr. 5–17). Takto rychlý budící systém byl zvolen, protože umožňuje využívat při experimentech vysoké hodnoty strain-rate (autorem této práce byly úspěšně realizovány experimenty se strain-rate 1000, s rychlostí pohybu pístu 2 000 mm/s). Pro potřeby této práce nebyly tyto dynamické vlastnosti využívány, protože vzorek byl zatěžován konstantní nulovou silou po dobu experimentu, aby mohl volně teplotně dilatovat.

Ohřev

Během vývoje této původní verze simulátoru byl kladen velký důraz zejména na systém ohřevu, který využívá unikátní technologii a byl kompletně vyvinut na ZČU. Více viz. kapitola 5.2.2.



Obrázek 5–17 – MTS zkušební stroj s osazeným systémem pro ohřev a chlazení vzorků

Chlazení

Úkolem tohoto subsystému bylo chlazení vzorku v případě, že požadované rychlosti ochlazení překračovaly možnosti samovolného ochlazení vzorku okolím nebo odvodem tepla čelistmi. Pro chlazení se využíval vzduch nebo vodní mlha rozprašovaná stříkáčemi pistolemi ovládanými servo pohony (Obr. 5–18). A právě systém chlazení se ukázal jako problematická část celého zařízení. Nebyl totiž navržen jako zpětnovazební a tudíž nebyl schopen reagovat

na aktuální stav teploty vzorku. Průběh otvírání/zavírání stříkacích pistolí a poměr vzduchu a vody bylo nutné naprogramovat dopředu před testem. Bylo tedy nutné každý režim nejprve "naladit". Ukázalo se však, že opakovatelnost jednotlivých teplotních profilů je velice nízká. Stříkací pistole nevynikaly přesností (nebyly na takové použití konstruovány), dále byl systém závislý na aktuální teplotě a tlaku chladicí vody. U některých materiálů se ukázala jako problém povrchová oxidace, kdy tvorba a odlupování okují během experimentu značně komplikovalo správné a rovnoměrné chlazení vzorku - více viz. kapitola 5.2.4. Toto vše dohromady v kombinaci s neexistujícím zpětnovazebním řízením fáze chlazení výrazně snižovalo „výťažnost“ experimentů, která dosahovala kolem 10 %. Jinými slovy až 90 % vzorků po experimentu bylo nepoužitelných pro další vyhodnocování. Ukázkou takto nevydařeného experimentu QP zpracování je graf 5–19. V čase 298 s je rozdíl mezi požadovanou a skutečnou teplotou vzorku více jak 60 °C a to navíc v kritické oblasti, která rozhoduje o poměru martenzitu ve struktuře.

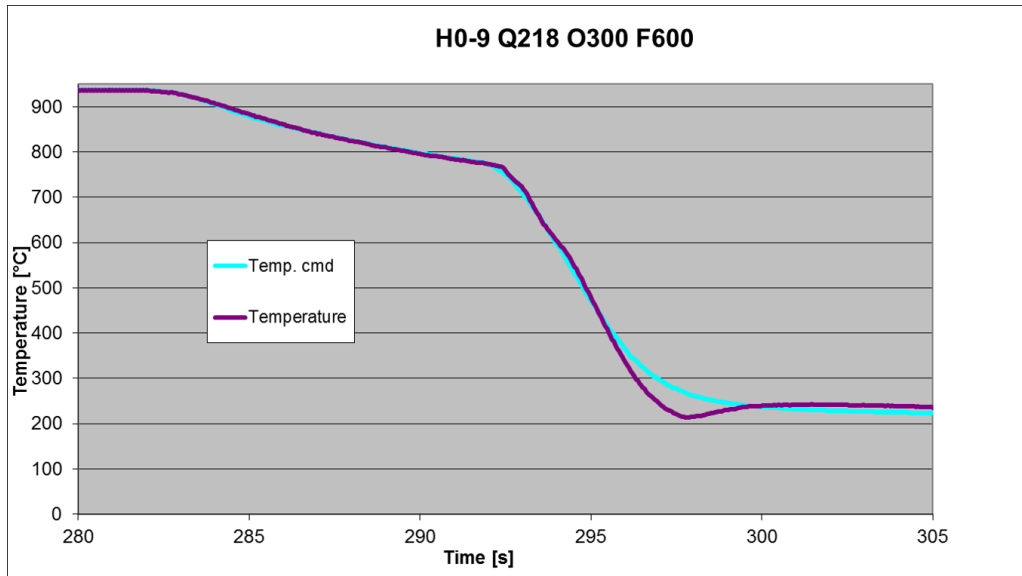


Obrázek 5–18 – Původní chlazení se stříkacími pistolemi ovládanými servy

Z výše uvedeného a na základě dalších experimentů jasně vyplynuly požadavky na novou verzi termo–mechanického simulátoru. Bez toho by nebylo možné realizovat původně navržené experimenty v kvalitě, která by dovolovala z dosažených výsledků vyvozovat platné a podložené závěry.

Nové požadavky byly následující:

- Kompletně nový systém chlazení vzorku se zpětnovazebním řízením dle aktuální a požadované teploty
- Vyřešení problému s povrchovou oxidací vzorku.
- Zlepšení připojení TC na vzorek a zejména pak minimalizace ovlivnění hodnoty získané z TC vnějšími vlivy a chladícím médiem.
- Navržení nových čelistí pro upnutí vzorků. Jedním z důvodů bylo opotřebením stávajících. Zároveň se ale ukázaly některé nedostatky v jejich konstrukci, které bylo nutné odstranit.
- Množství drobných vylepšení, jak na straně hardware, tak na straně procesní, zejména při přípravě vzorků.



Obrázek 5–19 – Průběh teploty během kombinovaného tepelného zpracování v oblasti chlazení. Rozdíl mezi požadovanou a aktuální teplotou dosahuje v čase 298 s více jak 60 °C

Všechny tyto úpravy měly dva hlavní cíle:

- Zvýšení opakovatelnosti a tedy i porovnatelnosti výsledků (výsledných mikrostruktur a mechanických vlastností) mezi vzorky z různých materiálů a mezi různými průběhy zpracování
- Zvýšení přesnosti řízení a zároveň měření teploty vzorku v průběhu experimentu.

V následujících kapitolám budou popsány nově vyvinuté součásti experimentálního zařízení stejně tak jako i významná vylepšení oproti původnímu systému.

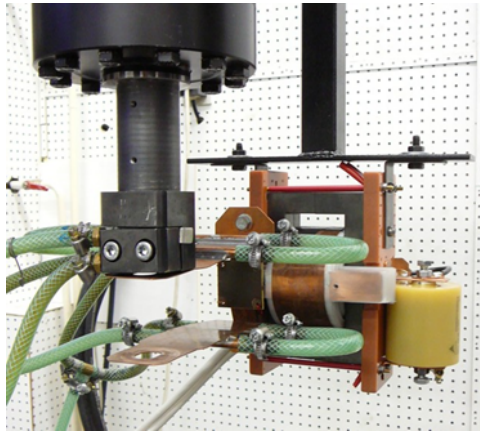
5.2.2 Ohřev

V této kapitole bude stručně popsán používaný systém ohřevu vzorků, který je dílem Ing. Andrei Ronešové z FORTECH/RTI ZČU v Plzni. Jeho vývoj by inicializován zhodnocením dostupných systémů pro ohřev vzorku s ohledem na požadované gradienty teploty a přesnost dodržení požadované teploty.

Ohřev vzorku je realizován na principu vysokofrekvenčního odporového ohřevu. Ten je založen na faktu, že odpor materiálů s frekvencí vzrůstá [69]. Použitý ohřev používá střídaný proud s proměnnou frekvencí v intervalu 47-67 kHz. Maximální proud protékající vzorkem dosahuje až 1 kA a maximální výkon 3 kW. Velkou výhodou systému je jeho efektivita ve smyslu příkonu a dosahovaných gradientů teplot. Systém proto může být napájen jen z klasické jednofázové zásuvky 230 V/16 A. Jedná se tedy o významnou úsporu nejen spotřebované elektrické energie, ale i výkonnostních prvků v porovnání s odporovým ohřevem stejnosměrným proudem nebo klasicky používanými 50Hz ze sítě.

I přes na první pohled nízký výkon systém umožňuje rychlosti až 200 °C·s⁻¹ (samozřejmě v závislosti na materiálu, průřezu vzorku a aktuální teplotě). Nejnižší stupeň regulátoru pracuje na frekvenci 8kHz a umožňuje tedy velmi rychlou regulaci teploty vzorku, která je nezbytná pro přesné dodržení požadovaných průběhů velmi rychlých teplotních dějů, respektive pro k tomu nezbytnou velmi rychlou regulaci aktuálního výkonu ohřevu.

Jako zpětná vazba je použit TC typ K (kap. 4.1.3), který je bodově přivařen na vzorek. Detailněji je tato problematika diskutována v kapitole 5.2.6.



Obrázek 5–20 – Ohřev - detail zdroje

System je propojen s řídicí jednotkou MTS pomocí dvou analogových kanálů. Hodnota jednoho udává aktuální požadovanou teplotu vzorku a druhý je signál od systému ohřevu s hodnotou aktuálně změřené teploty pro potřeby záznamu průběhu experimentu.

5.2.3 Chlazení

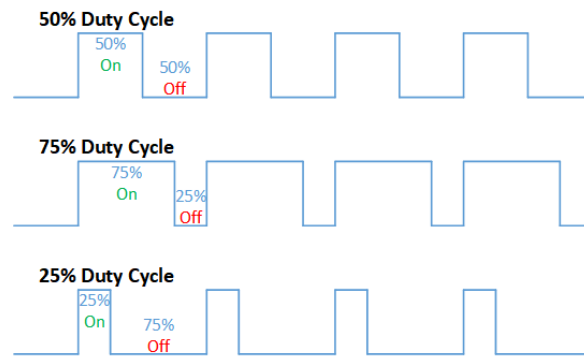
Jak bylo popsáno v kapitole 5.2.1 bylo pro zdárné provedení plánovaných experimentů nezbytné vyvinout nový systém pro řízené chlazení vzorků, nebo lépe řečeno pro přesnou regulaci teploty během ochlazování vzorků na nižší teploty. Tento systém pochopitelně musí spolupracovat se systémem ohřevu aby společně zajistily požadovaný průběh teploty během celého experimentu.

V kapitole 5.2.3 jsou popsány možnosti chlazení, které jsou využívány v různých zařízeních určených pro experimentální testování materiálů. Žádný z těchto systémů se neukázal, z různých důvodů, vhodný pro plánované použití. Bylo proto přestoupeno k vývoji úplně nového systému.

Vzhledem k nutné spolupráci se vysokofrekvenčním ohřevem byla jako regulační veličina použita hodnota teploty, kterou využívá systém chlazení. Je měřena pomocí termočlánku připevněného na testovaný vzorek, viz. kap. 5.2.6. Hodnota je odesílána v digitální formě s frekvencí 1 kHz do řídicí jednotky chlazení. Od použití analogového přenosu bylo upuštěno, jelikož docházelo ke zkreslení signálu a výsledkem byl malý rozdíl v hodnotě teploty mezi regulátorem ohřevu a regulátorem chlazení. To vedlo k rozkmitání regulátorů, neboť každý z nich cílil na jinou hodnotu teploty.

Jako chladicí média je využita vodní mlha nebo vzduch, případně jejich kombinace podle aktuální potřebné intenzity chlazení. Vzhledem k požadovaným značným gradientům teploty ($>100\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) je požadována vysoká rychlost regulace průtoku chladicí vody i vzduchu. Ideální by bylo použití proporcionálních ventilů, které hladce a spojitě mění průtok. Přes značnou snahu však nebyly nalezeny použitelné: dostatečně rychlé (ON-OFF přechod $<0,1\text{ s}$) a malé. Bylo proto nutné najít alternativu a tou jsou klasické ON-OFF ventily. Jejich výhodou je výrazně kratší čas pro otevření (zavření), ale na druhou neumí plynule měnit průtok a změna průtoku se musí řešit digitální aproximací spojitého signálu.

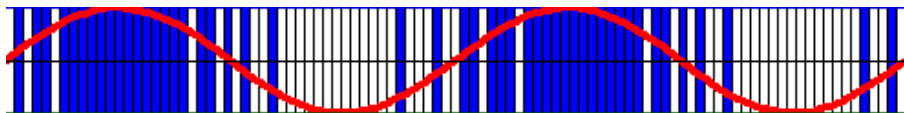
Velice často je tato digitalizace analogového signálu realizována pomocí pulzně šířkové modulace - PWM [86]. Principem je rozdělení na diskrétní, stejné dlouhé, časové úseky, které je možné chápat jako regulační intervaly. V každém jednotlivém časovém intervalu je jeho



Obrázek 5–21 – Princip pulzně-šířkové regulace

část signál ON a ve zbytku pak OFF. Poměr ON/OFF pak určuje poměr maxima regulované veličiny. Schematicky je PWM zobrazeno na obr. 5–21. ON stav v našem případě odpovídá otevřenému ventilu a tedy chlazení funguje, OFF analogicky naopak. Pro dostatečně kvalitní reprezentaci je nutné spínat řízenou veličinu nebo zařízení s dostatečnou frekvencí. Například pro dosažení rozlišení 1 % je nutné spínat 100krát během jednoho regulačního intervalu. To se ukázalo jako problematické, neboť nebyly nalezeny dostatečně rychlé ventily - pro regulační interval 0,1 s (který byl určen na základě experimentů jako horní použitelná hranice) by ventil musel být schopen spínat s frekvencí 1 kHz.

Nakonec, po testování různých variant, byl použit modifikovaný princip PDM (Pulse-density modulation) [87]. Opět je spínáno ve fixních intervalech, tentokrát je cílem, aby relativní hustota pulsů odpovídala hodnotě spojitého signálu. Princip je princip na Obr. 5–22.



Obrázek 5–22 – Princip pulse–density modulation

Pro potřeby chladicího systému pro dvě různá média byl algoritmus PDM modifikován do "energetické" varianty. Pokud je teplota vzorku nad požadovanou, je toto považováno za chybějící chladicí energii, kterou je potřeba dodat aby bylo dosaženo požadované teploty. V každém časovém kroku se tedy spočte „energie“ v systému z rozdílu teplot a přičte se k hodnotě z předchozího kroku. Na základě její hodnoty se určí, zda v tomto kroku otevřít ventil či nikoliv. V případě, že se ventily otevřou, „energie“ odpovídající chlazení je od celkové odečtena. Cílem je udržovat „energií“ nulovou, protože v tomto případě není rozdíl mezi požadovanou a aktuální teplotou.

Řídící algoritmus v pseudokódu:

Konstanty a proměnné:

H_{2O_S} - chladicí energie vody, pokud nebyla v předchozím cyklu zapnutá

H_{2O_L} - chladicí energie vody, pokud byla v předchozím cyklu zapnutá

AIR_S - chladicí energie vzduchu, pokud nebyl v předchozím cyklu zapnutý

AIR_L - chladicí energie vzduchu, pokud byl v předchozím cyklu zapnutý

P_{H_{2O}} - aktuální chladicí energie vody

P_{AIR} - aktuální chladicí energie vzduchu

RV - požadovaná hodnota chladicí energie, vypočtena z aktuálního rozdílu požadované a skutečné

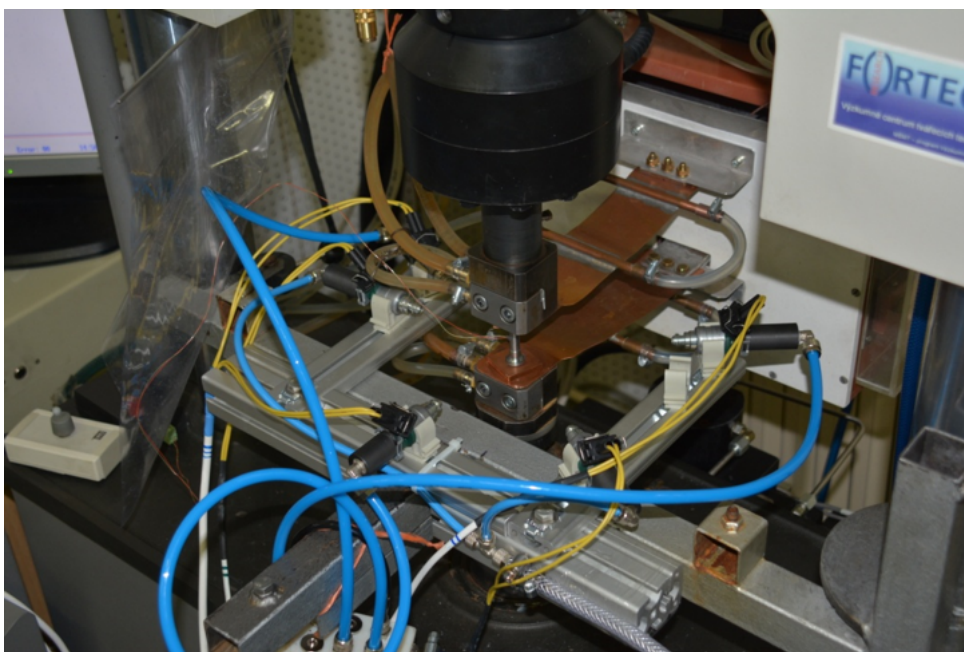
```
teploty
Suma - proměnná pro počítání modulace
Inicializace:
Suma = 0
PH2O = H2O_S
PAIR = AIR_S
Konec inicializace.
Start cyklu:
Suma = Suma + RV
if Suma >PH2O then
    H2O = 1                                ▷ Zapne vodu
    Air = 0                                 ▷ Vypne vzduch
    Suma = Suma - PH2O
    PH2O = H2O_L
    PAIR = AIR_S
else if Suma >PAIR then
    H2O = 0                                ▷ Vypne vodu
    Air = 1                                 ▷ Zapne vzduch
    Suma = Suma - PAIR;
    PH2O = H2O_S
    PAIR = AIR_L
else
    H2O = 0                                ▷ Vypne vodu
    H2O = 0                                ▷ Vypne vzduch
    PH2O = H2O_S
    PAIR = AIR_S
end if
Konec cyklu.
```

Hodnoty $H2O_S$, $H2O_L$, AIR_S , AIR_L byly určeny experimentálně. Tento algoritmus běží na myRIO (viz. kap. 4.4). Výstupem jsou signály na DIO výstupech, které přes optické oddělení přímo spínají ventily.

Jako vhodné ventily byly vybrány palivové vstřikovací ventily zážehových motorů s nepřímým vstřikem. Použitý typ je schopen pracovat se spínací frekvencí až 500Hz, má vhodnou velikost a je dobře dostupný. Při vstupním tlaku vody 0,4 MPa se vytvářejí jemné kapičky rozstříkované do elipsoidní oblasti. Tím je zajištěno rovnoměrné skrápění vzorku chladící vodou. Jako médium pro jemné chlazení je použit tlakový vzduch řízený stejnými ventily. Na základě požadavků na plánované experimenty byly sestaveny dvě konfigurace. První pro ploché vzorky, které byly použity v této práci (Obr. 5–23). Druhá konfigurace je určena pro kulaté vzorky, které se využívají v rámci dalších výzkumných projektů a prací (Obr. 5–24) pracoviště.



Obrázek 5–23 – Konfigurace pro chlazení plochých vzorků

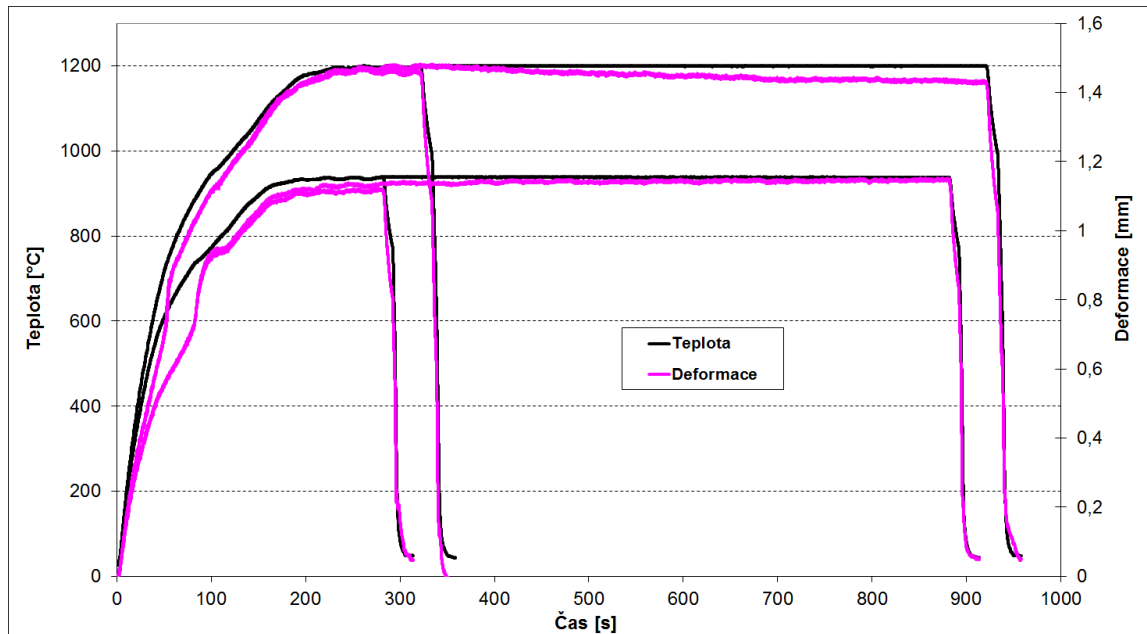


Obrázek 5–24 – Konfigurace pro chlazení plochých vzorků

5.2.4 Ni vrstva

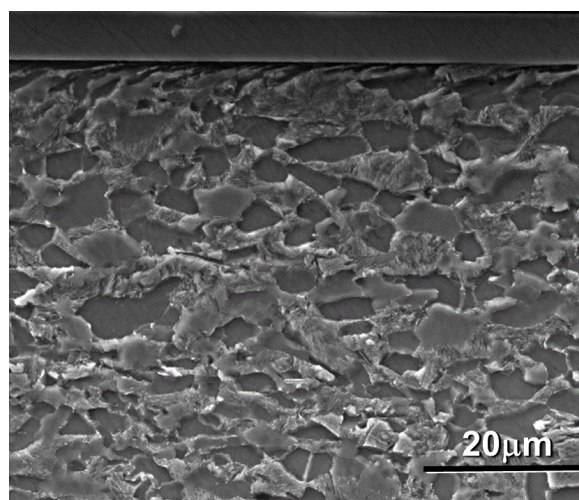
Během prvotních experimentů se ukázal problematický vliv oxidace povrchové vrstvy vzorků. Docházelo k nerovnoměrné oxidaci povrchu a náhodnému odlupování okují. Z toho důvodu docházelo k velmi nerovnoměrnému a nepředvídatelnému ochlazování vzorku.

Z několika možností se nakonec ukázala jako nejvhodnější ochrana povrchu niklová vrstva 10-15 μm . Pro ověření funkčnosti a toho, že vrstva neovlivňuje výsledky byly zvoleny režimy dle grafu 5–25. Kromě standardní výdrže 60 s používané při experimentech byla zařazena prodloužená výdrž o délce 600 s a dále pak byla otestována vyšší austenitizační teplota 1 200 $^{\circ}\text{C}$.

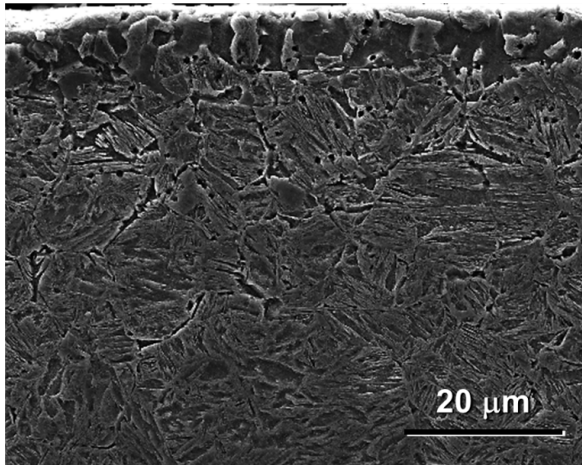


Obrázek 5–25 – Režimy pro ověření funkčnosti Ni pokovení vzorků

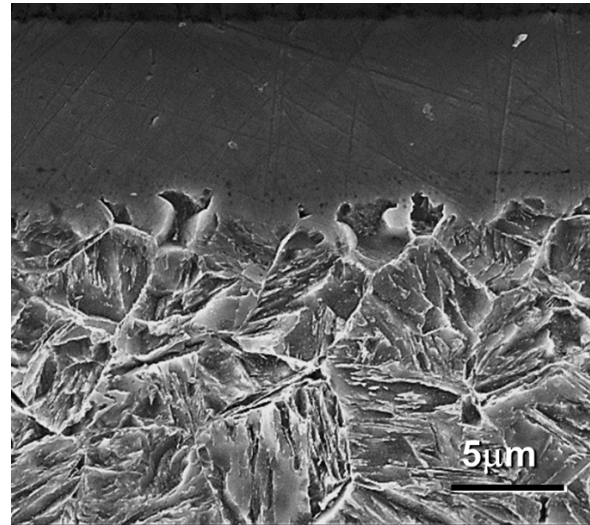
Na následujících fotografiích (Obr. 5–26, 5–27, 5–28) je dokumentován vliv Ni vrstvy, která účinně zamezuje povrchové oxidaci testovaného materiálu během experimentů. Výsledky jsou shrnuty v publikaci [70].



Obrázek 5–26 – Počáteční feriticko-perlitická struktura těsně pod povrchovou Ni vrstvou.



Obrázek 5–27 – Vzorek bez Ni vrstvy:
oduhlíčení povrchové vrstvy



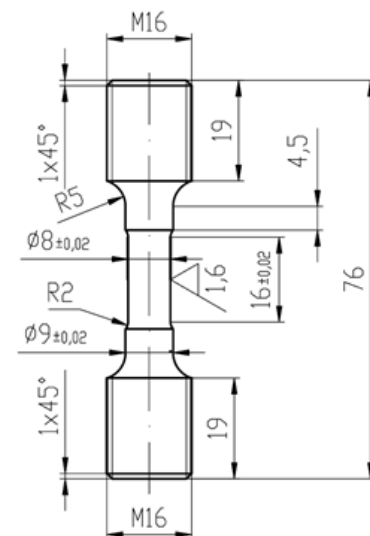
Obrázek 5–28 – Vzorek s Ni vrstvou: plně
martenzitická struktura po testu

5.2.5 Čelisti

Úvodní přípravné experimenty poukázaly na nutnost úpravy stávajícího upnutí vzorků ve stroji. Důvodem byla jednak opotřebovanost do té doby používaných čelistí, ale také se ukázaly některé konstrukční nedostatky, jež měly za následek nerovnoměrné namáhání testovaného vzorku. Jednalo se zejména o ohybové namáhání, které vedlo k deformacím vzorků, které by nevznikly, pokud by došlo k čistě jednoosému zatížení vzorku, které bylo předpokládáno.

Na čelisti byly kladeny následující požadavky:

- Přenášet na vzorek tahové a tlakové namáhání včetně rychlých cyklických dějů.
- Co nejnižší hmotnost z důvodu zachování vysoké dynamiky pro některé typy experimentů.
- Možnost uchytit ploché vzorky do tloušťky 10 mm (např. viz. Obr. 5–15) a kulaté vzorky opatřené na koncích závitem M12 (Obr. 5–29) při zachování nízké náročnosti a času potřebného pro uchycení vzorku.
- Musí být externě chlazeny, například protékajícím chladicím médiem, neboť teploty vzorků u některých experimentů mohou dosahovat až 1500 °C.
- Elektrická izolace alespoň jednoho konce čelistí (horní, nebo dolní), aby proud protékající vzorkem nemohl téct přes zařízení.

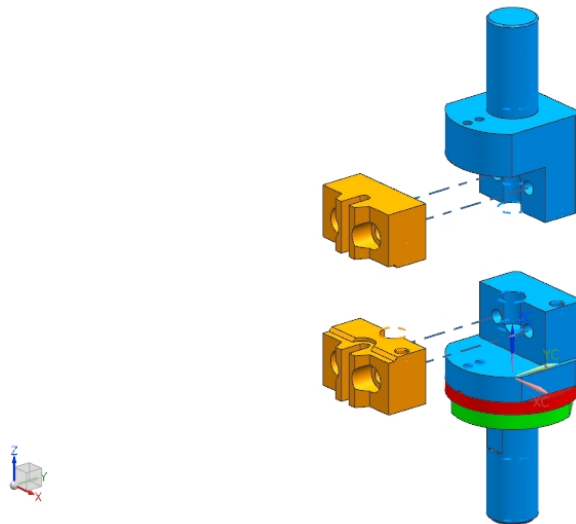


Obrázek 5–29 – Geometrie
kulatého vzorku

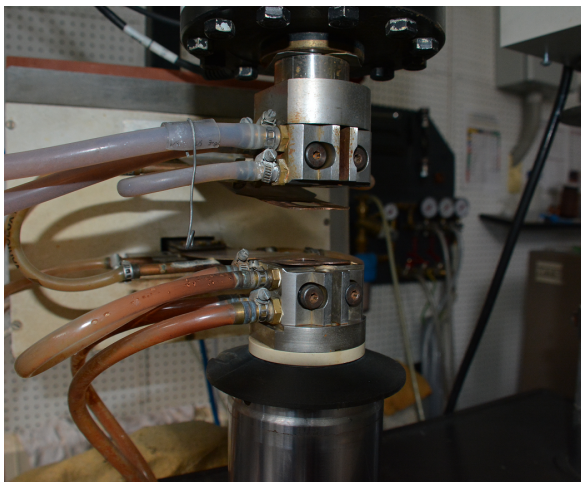
Část uvedených požadavků přímo nesouvisí s experimenty popisovanými v této práci, ale čelisti byly navrhovány jako univerzální pro celou plánovanou škálu experimentů.

Nejprve byly osloveny firmy specializující se na zkušební techniku — ZWICK, MTS a další. Bohužel ale ve svém portfoliu neměly čelisti, které by splňovaly všechny požadavky. Je to

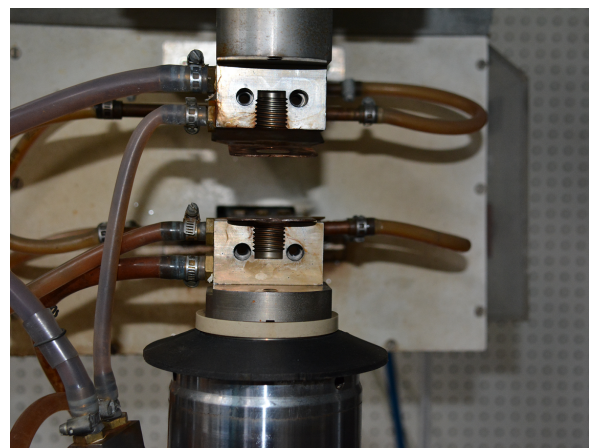
pochopitelné, protože se jedná o velmi specifický typ testů a celkově unikátní zkušební systém. A jelikož ani rešerše literatury nepřinesla použitelné návody, bylo přistoupeno k návrhu nových čelistí vlastními silami. CAD model je zobrazen na Obr. 5–30. Další fotografie 5–31 a 5–32 dokumentují již hotové čelisti v rutinním provozu.



Obrázek 5–30 – CAD model nově navržených čelistí pro upnutí vzorků



Obrázek 5–31 – Nově navržené čelisti
v rutinním provozu



Obrázek 5–32 – Nově navržené čelisti
v rutinním provozu

5.2.6 Připojení termočláčku

Pro měření správných hodnot teploty pomocí termočláneků je nutné zajistit správné upevnění na vzorek a minimalizaci ovlivnění vnějším okolím. V případě plánovaných experimentů se jedná zejména o minimalizaci chyby vlivem chlazení místa připojení TC okolím médii použitými pro chlazení (voda a vzduch). Z potřeby během experimentů dosahovat vysokých gradientů chlazení a zároveň využitím měřené hodnoty pro regulaci systémů chlazení i ohřevu je správná hodnota teploty kritická pro relevantnost všech plánovaných a posléze i realizovaných experimentů.

Systém standardně využívá termočláanky typu K (viz. Obr. 4–4, kap. 4.1.3). Tento typ byl použit u všech, v této práci popisovaných, experimentů. Systém umožňuje použít i termočláanky typu R pro experimenty vyžadující vyšší teploty.

Pro minimalizaci odvodu tepla ze vzorků byl zvolen TC s průměrem 0,25 mm, oproti dříve používaným 0,7 mm. TC byl na vzorek připevněn pomocí bodového svaru (Obr. 5–33). Niklová vrstva byla v místě svaru odbroušena, protože svar přes vrstvu Ni neměl dobrou kvalitu a TC často odpadl. Nastavení (proudu, napětí a času) bodové svářečky bylo optimalizováno na co nejnižší hodnoty, které již zajistily spolehlivé spojení, ale zároveň co nejméně během svařování ovlivňovaly materiál v místě svaru. Slabší TC se díky své vyšší poddajnosti také ukázal jako praktičtější - prakticky vymizely případy, kdy TC upadl během upevňování vzorku do čelistí zkušebního stroje.

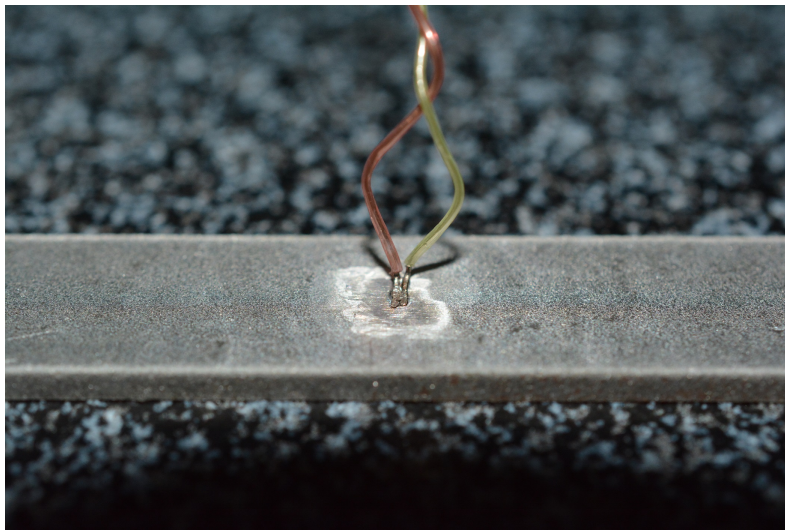
Hlavním problémem v souvislosti s TC bylo úvodních experimentů chlazení vodou. Přesněji ulpívání vody ve formě kapičky v místě upevnění TC. To zapříčinilo zvýšené ochlazování v místě měření a nekorektní naměřené hodnoty teploty vzorku. Jako řešení se nabízelo překrytí místa napojení TC vhodným materiálem, který by musel splňovat následující požadavky:

- snadná a rychlá aplikace před vlastním testem, pokud možno bez speciálních pomůcek, či vybavení
- inertnost vůči materiálu vzorku: použité řešení nesmí nijak ovlivnit materiál vzorku, tj. nesmí s ním chemicky ani jinak reagovat
- musí být funkční i za vysokých teplot ($>1300^{\circ}\text{C}$) a odolný vůči značným gradientům teploty
- musí být elektricky nevodivý
- musí mít tepelně izolační vlastnosti

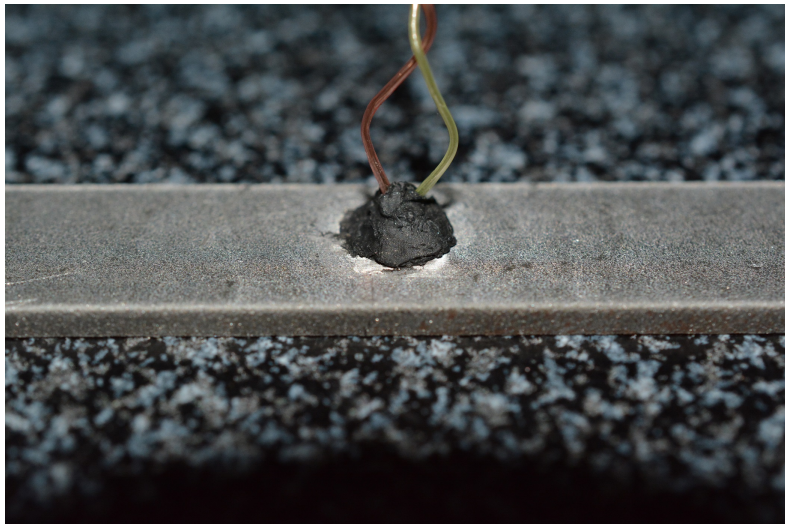
Ani v odborné literatuře ani konzultace s odborníky z oblasti testování nepřineslo vhodné kandidáty. Existuje sice mnoho nevodivých a vysokým teplotám odolných materiálů, ale většinou jejich maximální použitelná teplota je výrazně nižší než požadovaná (až 1500°C) anebo je jejich aplikace časově náročná – i více jak 24 h. Specifické požadavky vyplývající z plánovaných experimentů a použité technologie ohřevu a chlazení vzorků si proto opět vyžádaly nalezení nového řešení na míru.

Po mnoha pokusech se jako vhodný materiál ukázal obyčejný kamnářský tmel, který lze zakoupit ve většině hobby obchodů. Tento tmel má za pokojové teploty konsistenci řídké kaše. Lze jej tedy bez problémů dávkovat a díky dobré smáčivosti také přilne ke vzorku i na něj přivařenému TC (Obr. 5–34). Během fáze ohřevu vzorku na teplotou se vytvrdí do pevné formy a vytvoří jakousi „kamennou“ čepičku v místě bodově navařeného TC. Ta jednak znemožňuje dotyku drátků TC, které se jinak mohou deformovat vlivem změn teploty, ale hlavně zabraňuje přímému kontaktu chladícího média (zejména vody) s místem napojení TC na testovaný vzorek. Po ukončení experimentu není problém s odstraněním ani kontaminací vzorku (Obr. 5–35).

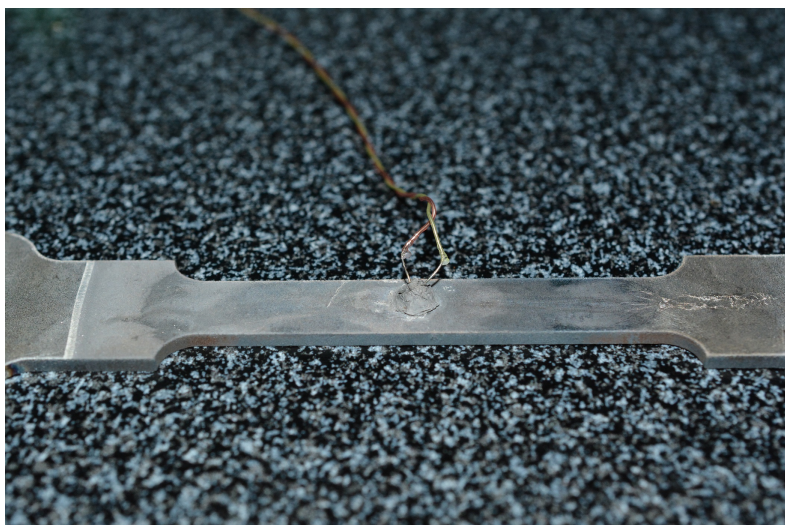
Ukázalo se, že správné napojení termočláanky na vzorek a překrytí místa napojení má zásadní vliv na průběh chlazení a tedy na opakovatelnost a kvalitu získaných dat. Respektive v tomto případě na odpovídající průběh teploty v průběhu experimentu. Toto zdánlivě banální vylepšení výrazným způsobem zkvalitnilo průběh experimentů a z ní přímo vyplývající hodnověrnost získaných dat.



Obrázek 5–33 – Detail TC bodově přivařeného na vzorek



Obrázek 5–34 – Navařený termočlánek překrytý kamnářským tmelem před testem



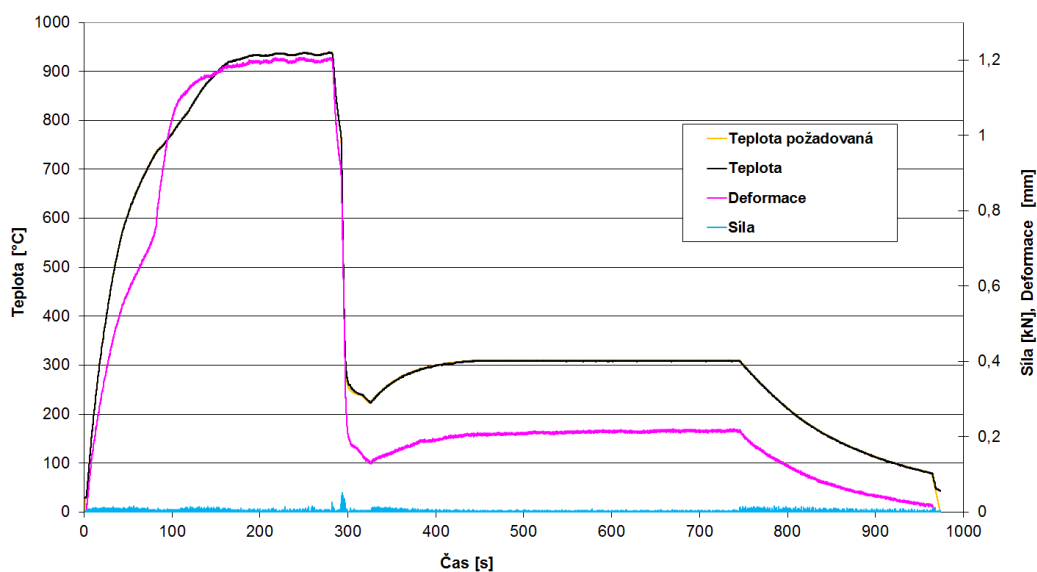
Obrázek 5–35 – Detail TC po ukončení experimentu

5.3 Tepelné zpracování experimentálních ocelí

Na všech třech experimentálních ocelích byl odzkoušen teplotní profil odpovídající reálné technologii press hardening v kombinaci s Q-P procesem. Toto zpracování bylo provedeno na nově vyvinutém experimentálním zařízení popsaném v kapitole 5.2. Parametry QP procesu byly pro každý materiál zvoleny individuálně s ohledem na teploty M_S a M_f . Byly zkoušeny různé teploty zakalení i přerozdělení a také různé doby výdrže na teplotě přerozdělení. Typický záznam získaný z experimentálního zařízení po provedení celého tepelného zpracování zobrazuje graf 5–36. Černou barvou je zobrazen skutečný průběh teploty změřený termočlánkem, okrovou barvou pak předepsaný a tedy požadovaný průběh. Z grafu je zřejmé, že po celou dobu experimentu se obě křivky téměř překrývaly. Vzorek byl po celou dobu experimentu udržován na nulové působící síle (průběh síly je znázorněn modře) a tím byla umožněna volná dilatace vzorku bez omezení. Ta je na grafu znázorněna růžovou barvou – dilatace nebo-li průběh deformace. Je patrná transformace v průběhu ohřevu (v oblasti mezi teplotami 550–900 °C). Deformace kopíruje tvar křivky teploty – toto je dobrý kontrolní indikátor, že průběh teploty ve vzorku skutečně odpovídá zaznamenanému.

Pro každý režim byly zpracovány dva vzorky a hodnoty uvedené dále jsou aritmetickým průměrem z obou vzorků. U každého vzorku byla provedena metalografická analýza a zkouška tahem, ze které byla stanovena mez pevnosti R_m a tažnost. Výsledky byly doplněny měřením tvrdosti HV10. Přehled režimů včetně hodnot mechanických veličin jsou obsahem tabulek 5-5, 5-6 a 5-7. Pro přehlednost jsou hodnoty zobrazeny i v grafické podobě v grafech 5–37, 5–42 a 5–48. V těchto grafech odpovídají hodnoty zobrazené pro hodnotu $Pt = -50$ režimům, kdy bylo provedeno pouze zakalení z austenitizační teploty až na RT (v tabulkách je u těchto režimů uvedena pomlčka "-" ve sloupcích PT a Pt).

U všech vzorků byla provedena analýza mikrostruktury pomocí světelného a řádkovacího elektronového mikroskopu. U vybraných vzorků byla navíc provedeno zjištění množství zbytkového austenitu pomocí rentgenové difrakční analýzy (XRD).



Obrázek 5–36 – Typický záznam QP experimentu (QP240 PT310 Pt300)

5.3.1 Experimentální ocel HS1

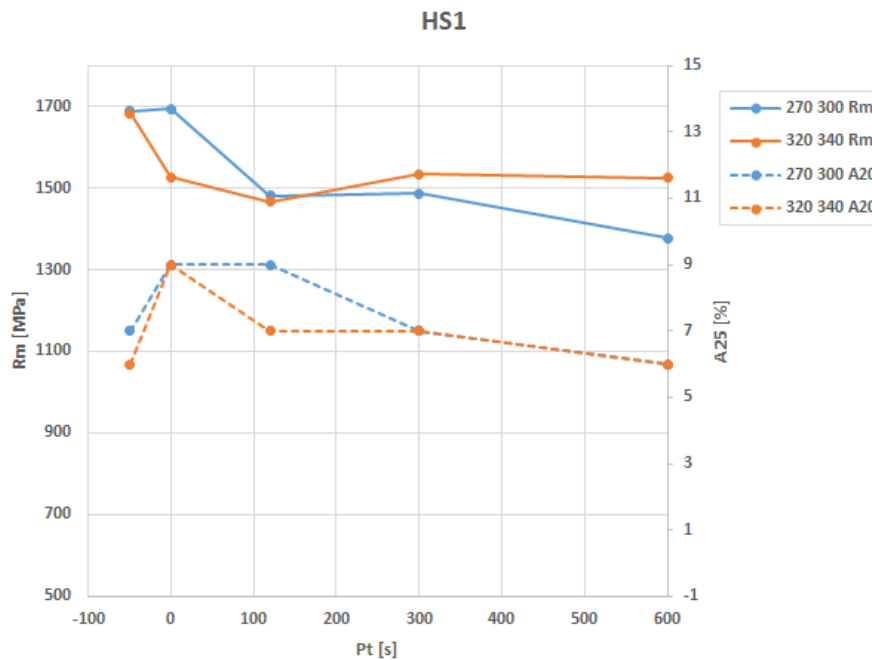
Ocel HS1 měla ze zkoušených ocelí nejnižší obsah uhlíku 0,25 % a dále byla legována 1 % Cr, 2 % Si, 0,6 % Mn a 0,003 % B. Na materiálu HS1 byly realizovány režimy s teplotou zakalení $QT=270\text{ °C}$ s teplotou přerozdělení 300 °C . Na teplotě přerozdělení byla doba výdrže 0, 120, 300 a 600 s. V druhé sadě bylo odzkoušeno zvýšení teploty zakalení na 320 °C s teplotou přerozdělení 340 °C . Na teplotě přerozdělení byly opět odzkoušeny čtyři prodlevy jako v předchozím případě. Navržené teploty zakalení ležely v obou případech pod teplotou M_s , která byla pro tuto ocel stanovena na 340 °C a nad teplotou M_f , která byla pro tuto ocel 234 °C . Rychlost ochlazování na danou teplotu zakalení byla nepatrně odlišná, protože odpovídala rychlosti ochlazování do nástroje, který byl vyhřát na zvolenou teplotu zakalení. Pro porovnání byly provedeny i režimy s přímým kalením z teploty austenitizace bez opětovného ohřevu na teplotu přerozdělení (režim QP270 a QP320).

QT [°C]	PT [°C]	Pt [s]	Rm [MPa]	A ₂₀ [%]	HV10 [-]	RA [%]
270	-	-	1689	7	352	
270	300	0	1694	9	468	10
270	300	120	1481	9	486	
270	300	300	1486	7	466	10
270	300	600	1377	6	499	
320	-	-	1682	6	532	
320	340	0	1527	9	497	
320	340	120	1467	7	487	
320	340	300	1534	7	477	9
320	340	600	1524	6	477	

Tabulka 5-5 – Realizované režimy pro materiál HS1

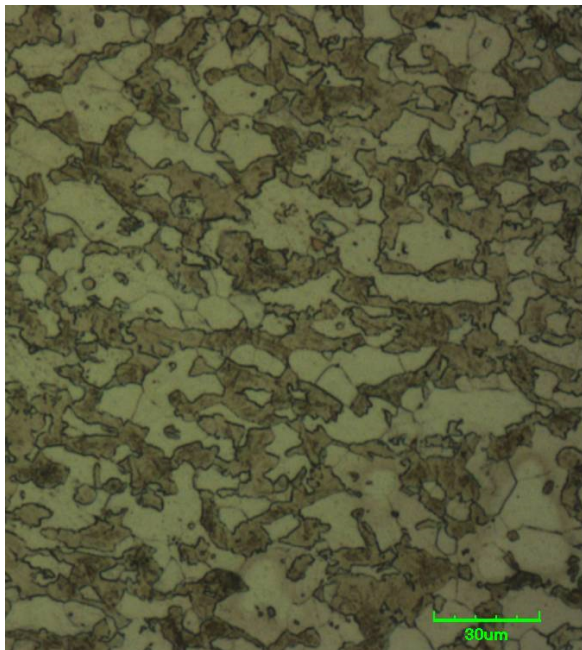
Z hodnot v tabulce 5-5, přehledně zobrazených v grafu 5-37 je vidět, že nejvyšší tažnosti bylo dosaženo pro čas přerozdělení 0 s a pro delší časy hodnota spíše mírně klesala. Pro krátký čas Pt dosahuje vyšších hodnot pevnosti režim s nižší teplotou zakalení $QT=270\text{ °C}$, avšak pro hodnoty $Qt>300\text{ s}$ vyšších hodnot R_m dosahují režimy s $QT=320\text{ °C}$. Hodnota tažnosti se neliší pro různé QT s výjimkou $Pt=120\text{ s}$. Obsah RA je u tří vybraných režimů podobný a dosahuje hodnoty 10 %.

V případě režimu QP270, tedy režimu, kdy došlo k přímému kalení z teploty austenitizace byla získána směsná feriticko-martenzitická struktura (Obr. 5-38) s hodnotou tvrdosti 352 HV10. Mez pevnosti dosáhla 1 689 MPa s tažností 7 % (Obr. 5-37). Mez pevnosti neklesla ani v případě kombinace s QP procesem pouze s ohřevem na teplotu přerozdělení bez provedení výdrže. Struktura byla po tomto zpracování převážně martenzitická s malým množstvím bainitu, feritu a 10 % zbytkového austenitu (Obr. 5-39). Hodnota tvrdosti byla 468 HV10. Prodloužení doby výdrže na teplotě přerozdělení vedlo k postupnému snižování meze pevnosti z 1 481 MPa při výdrži 120s až na 1 377 MPa při výdrži 600 s na teplotě. Snižování meze pevnosti bylo sice dáno postupným popouštěním martenzitu, to ale nevedlo k navýšení hodnoty tažnosti, která zůstala v rozmezí 6 až 9 %. Charakter struktury byl ve všech případech velmi podobný a byl tvořen směsí martenzitu, bainitu, feritu a zbytkového austenitu (Obr. 5-40 – 5-41). Podíl austenitu byl u režimu s dobou prodlevy 120s stanoven také na 10 % jako u režimu bez prodlevy, tzn. že prodloužení doby prodlevy nemělo vliv ani na zvýšení podílu zbytkového austenitu. Velmi podobné výsledky byly zjištěny i pro druhou

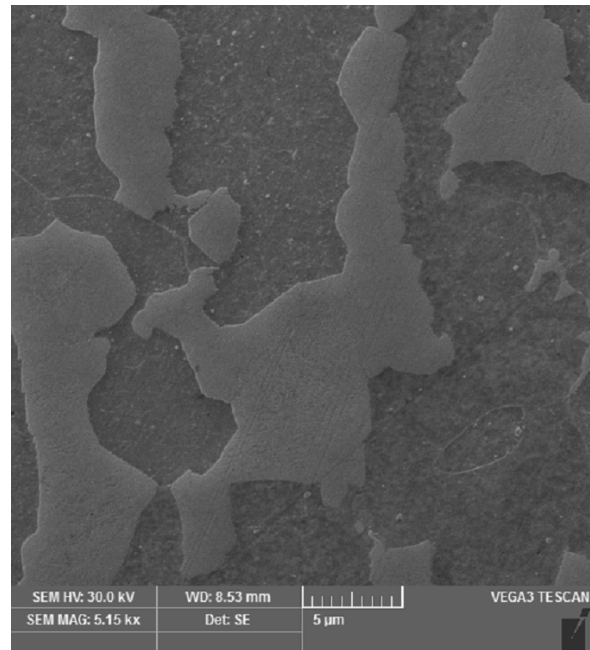


Obrázek 5–37 – HS1 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti

kombinaci teplot kalení a přerozdělení. Zvýšení teploty zakalení na 320 °C bylo provedeno za účelem získání menšího podílu martenzitu během ochlazování na QT, čímž by ve struktuře zůstalo větší množství zbytkového austenitu, který by bylo možné během výdrže na teplotě přerozdělení stabilizovat difúzí uhlíku z přesyceného martenzitu. To by vedlo zejména ke zvýšení hodnot tažnosti. Z měření zbytkového austenitu ale vyplývá, že ve struktuře bylo stabilizováno pouze 9 % zbytkového austenitu, což je velmi podobné množství jako v předchozím zpracování. Znamená to, že austenit nebyl dostatečně stabilní a během ochlazování z teploty přerozdělení transformoval na martenzit. Tím nemohl pomoci k nárůstu tažnosti. Tento martenzit navíc vznikl až po výdrži na teplotě přerozdělení a díky tomu nedošlo k jeho popouštění. To se sice pozitivně projevilo na hodnotě pevnosti, ale negativně na hodnotě tažnosti. V případě pouze kalení vzorku z teploty austenitizace byla získána mez pevnosti 1 682 MPa s tažností 6 %. Hodnota meze pevnosti se prodlužujícím se časem prodlevy postupně snižovala na 1 524 MPa, při tažnosti 6 %. Tento pokles meze pevnosti, ale není tak výrazný jako v případě předchozí kombinace QT270 a PT300, kde mez pevnosti klesla až na 1 377 MPa.

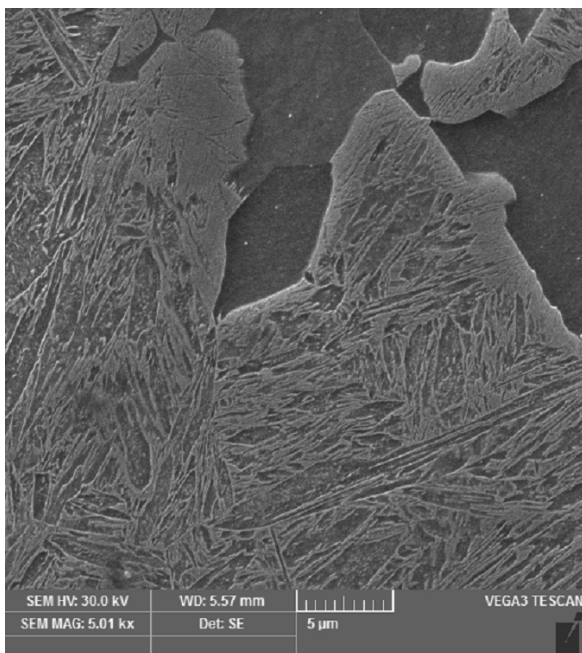


Světelná mikroskopie

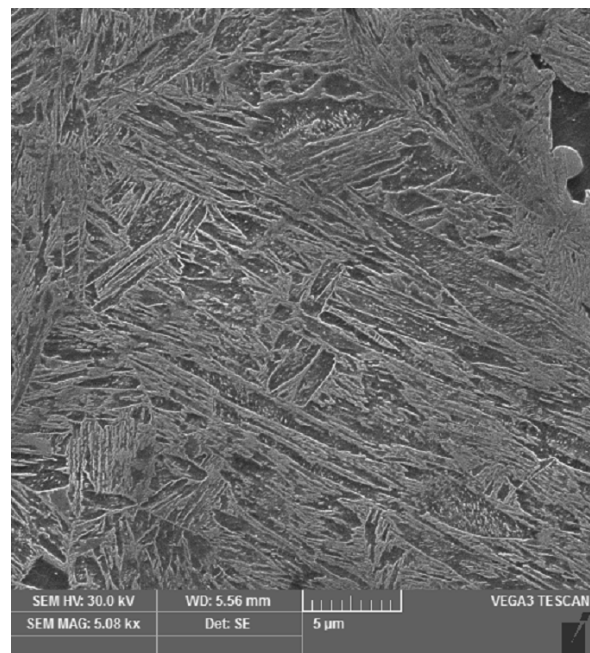


SEM

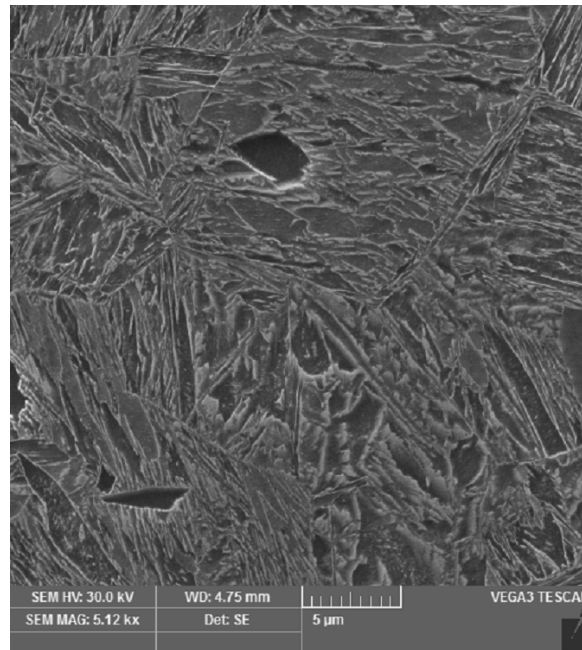
Obrázek 5–38 – Mikrostruktura HS1 QP270, přímé chlazení na RT



Obrázek 5–39 – Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt0 (SEM)



Obrázek 5–40 – Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt300 (SEM)



Obrázek 5–41 – Mikrostruktura HS1 QP270, PT300, Pt600 (SEM)

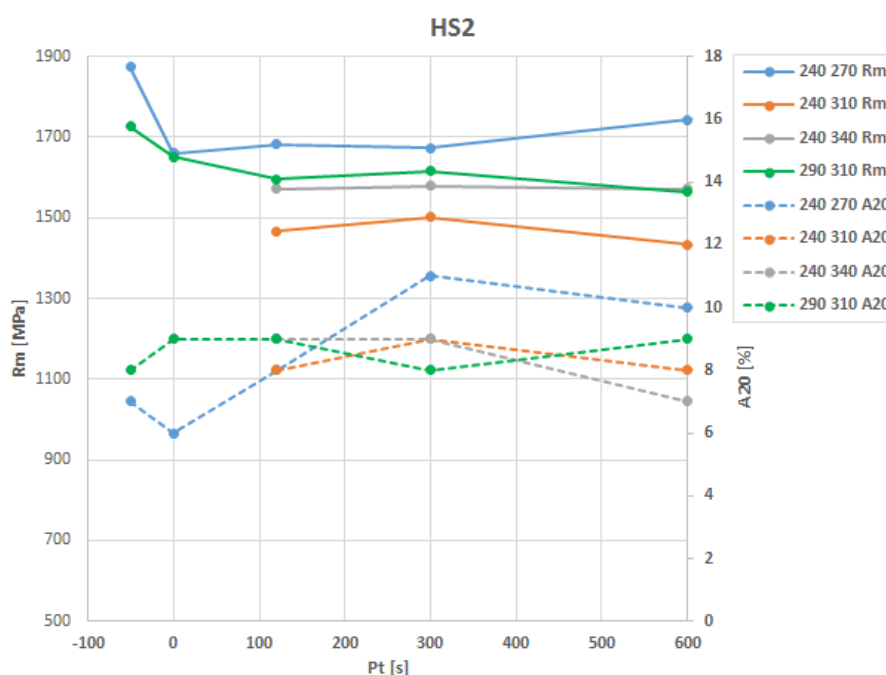
5.3.2 Experimentální ocel HS2

Ocel HS2 obsahovala 0,3 % uhlíku. Dalšími legujícími prvky byly Cr (0,61 %), Si (1,55 %), Mn (1,55 %) a B (0,003 %). Chemické složení je podrobně uvedeno v tabulce 5-1. Na tomto materiálu byly realizovány režimy s teplotou zakalení $QT = 240$ a 290 °C a tři různé teploty přerozdělení $PT = 270$, 310 a 340 °C. U všech sad na teplotě přerozdělení provedeny následující výdrže: $Pt=120$, 300 a 600 s. U sad $QT240$ $PT270$ a $QT290$ $PT310$ byl odzkoušen i režim s hodnotou $Pt=0$. Všechny tři testované teploty zakalení ležely mezi teplotami M_s a M_f , které pro tuto ocel dosahují hodnot 326 °C a 208 °C. Rychlosti ochlazování pro všechny tři hodnoty QT byly určeny postupem popsaným v kapitole 5.1.2 a nepatrně se tedy mezi sebou lišily, aby respektovaly skutečný průběh ochlazování v nástroji. Pro porovnání byly opět realizovány i experimenty s přímým kalením z austenitizační teploty na RT, tj. bez zahrnutí QP zpracování. V tabulce s přehledem režimů a výsledky 5-6 je u těchto režimů ve sloupcích PT a Pt uvedena pomlčka.

Všechny realizované režimy s výsledky mechanických zkoušek jsou uvedeny v tabulce 5-6 a lepší přehlednost zpracovány do grafu 5-42. U režimů, pro které bylo provedeno určení obsahu zbytkového austenitu je tato hodnota v tabulce uvedena.

Přímím kalením z austenitizační teploty až na RT (režim $QT240$) bylo dosaženo nejvyšší hodnoty meze pevnosti $R_m=1\ 873$ MPa i nejvyšší hodnoty tvrdosti 508 HV10 ze všech realizovaných režimů na materiálu HS2 (tab. 5-6). Zároveň však tento režim vykazoval nejnižší hodnotu tažnosti 7 %. Získaná struktura byla převážně martenzitická s malým podílem bainitu. Podíl zbytkového austenitu byl stanoven na 8 % (Obr. 5-43).

V případě kombinace teploty zakalení $QT240$ a opětovného ohřevu na teplotu přerozdělení 270 °C došlo k poklesu meze pevnosti na $1\ 660$ MPa. Prodloužení prodlevy na teplotě přerozdělení už dále nemělo vliv na pokles meze pevnosti, která se pohybovala v interval $1\ 683$ až $1\ 744$ MPa. Došlo však k nárůstu tažnosti, která dosáhla 10 až 11 %. Struktury byly po QP procesu tvořeny popuštěným martenzitem a bainitem. V případě režimu s dobou prodlevy 300 s



Obrázek 5-42 – HS2 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti

bylo ve struktuře stabilizováno 15 % zbytkového austenitu. U tohoto režimu bylo dosaženo i nejvyšší hodnoty tažnosti 11 % u všech zkoumaných režimů na oceli HS2.

V dalším kroku bylo odzkoušeno zvýšení teploty přerozdělení z přerozdělení z původních 270 °C na 310 °C při zachování teploty zakalení 240 °C. Cílem bylo dosáhnout vyšších hodnot tažnosti. Zvýšení teploty přerozdělení vedlo pouze ke snížení meze pevnosti, která se pohybovala v interval 1 467–1 502 MPa při tažnosti mezi 8 až 9 %.

QT	PT	Pt	Rm	A ₂₀	HV10	RA
[°C]	[°C]	[s]	[MPa]	[%]	[-]	[%]
240	-	-	1873	7	508	8
240	270	0	1660	6	505	
240	270	120	1683	8	503	
240	270	300	1673	11	480	15
240	270	600	1744	10	485	
240	310	120	1467	8	482	
240	310	300	1502	9	508	14
240	310	600	1434	8	502	
240	340	120	1571	9	478	
240	340	300	1579	9	493	12
240	340	600	1571	7	493	
290	-	-	1727	8	528	
290	310	0	1651	9	504	
290	310	120	1596	9	504	
290	310	300	1616	8	474	14
290	310	600	1565	9	478	

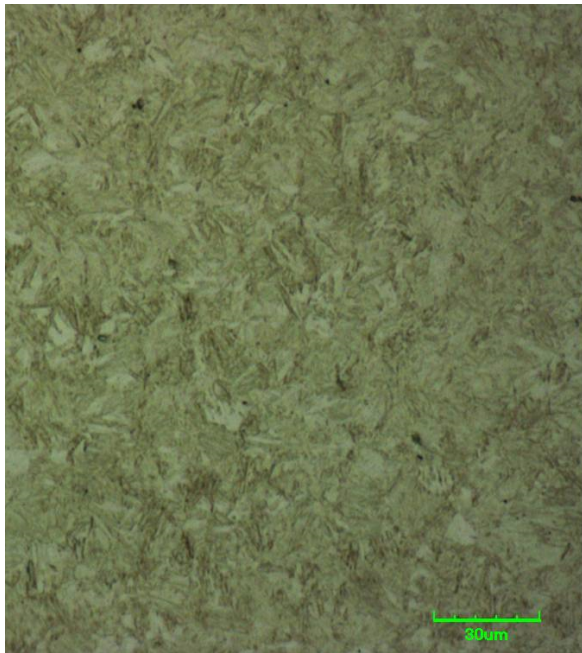
Tabulka 5-6 – Realizované režimy pro materiál HS2 včetně naměřených hodnot

Další zvýšení teploty přerozdělení bylo až na 340 °C. Tato teplota již leží nad teplotu M_s dané oceli. Takto výrazné zvýšení teploty přerozdělení sice vedlo k vyššímu stupni popuštění martenzitu, což vedlo k dosažení mezí pevností okolo 1 570 MPa. To jsou nižší hodnoty než v případě teploty přerozdělení 270 °C, ale hodnota tažnosti zůstala zachována mezi 7 až 9 %. Ve struktuře došlo i k nepatrnému poklesu zbytkového austenitu z 15 % na 12 %.

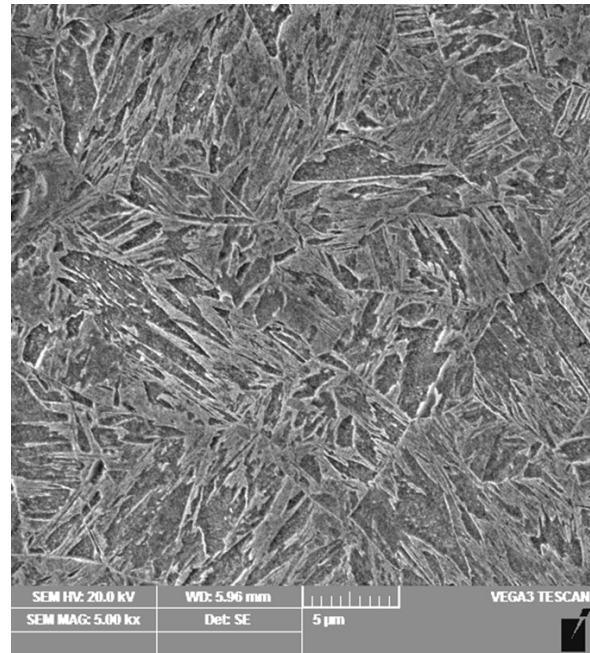
Dále bylo experimentováno i s vyšší teplotou zakalení 290 °C. Při vyšší teplotě zakalení zůstává ve struktuře vyšší podíl austenitu netransformovaného na martenzit, který je možný následně při výdrži na teplotě přerozdělení stabilizovat. K tomu je samozřejmě nezbytný dostatečný podíl uhlíku v austenitu. V případě přímého kalení při použití rychlosti ochlazování odpovídající kalení do nástroje o 290 °C byla dosažena mez pevnosti 1 727 MPa při tažnosti 8 %. V kombinaci s QP procesem byla dosažena mez pevnosti v interval 1 596–1 651 MPa s tažností 8-9 %.

Z tabulky 5-6 je vidět, že nejvyšší hodnoty tažnosti dosahuje ocel HS2 zpracovaná režimem QT=240 °C PT=270 °C s dobou přerozdělení 300 s a to 11 %. Vzorek zpracovaný tímto režimem také obsahoval nejvyšší podíl RA ve výsledné martenzitické struktuře. Jen o něco nižších hodnot R_m a A_{20} dosahuje stejný teplotní režim s nejdelším přerozdělení Pt=600 s. Podobný charakter se ukázal u režimu QT=290 °C PT=310 °C, který také vykazuje nejvyšší hodnotu meze pevnosti 1 727 MPa pro přímé kalení až na RT. Se vzrůstající prodlevou na teplotě přerozdělení má hodnota meze pevnosti spíše klesající tendenci. Tento režim nevykázal výraznou závislost hodnot tažnosti na době přerozdělení Pt, která se pro všechny čtyři realizované režimy pohybovala mezi 8-9 %.

Dalšími realizovanými režimy byly QT=240 °C pro zvýšení teploty přerozdělení PT=310 a 340 °C. Režim s PT=340 °C vedl na vyšší hodnoty meze pevnosti 1 571–1 579 MPa oproti režimu PT=310 °C který vedl na hodnoty $R_m=1 434-1 502$ MPa. U obou režimů byla nejvyšší hodnota tažnosti (9 %) i meze pevnosti pro prodlevu na teplotě přerozdělení 300 s. Pak obě hodnoty klesly. Výslední martenzitická struktura obsahovala pro Pt=300 s a PT=310 °C 14 % zbytkového austenitu. Pro vyšší teplotu přerozdělení PT=340 °C bylo dosaženo 12 % objemu RA ve výsledné mikrostruktuře.

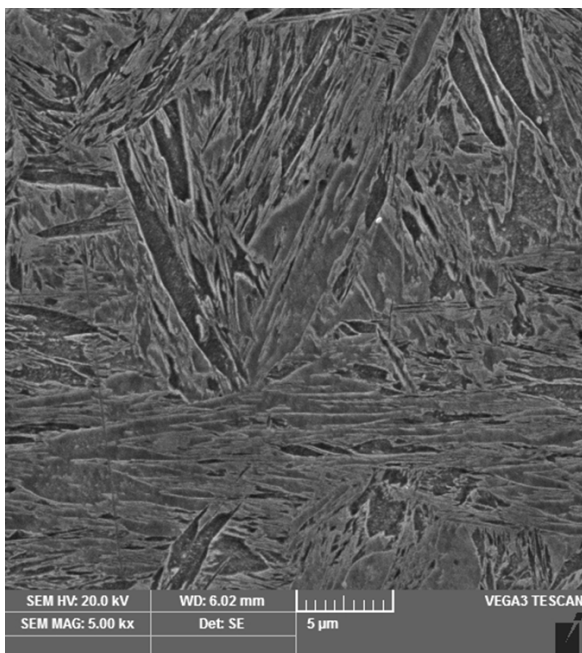


Světelná mikroskopie

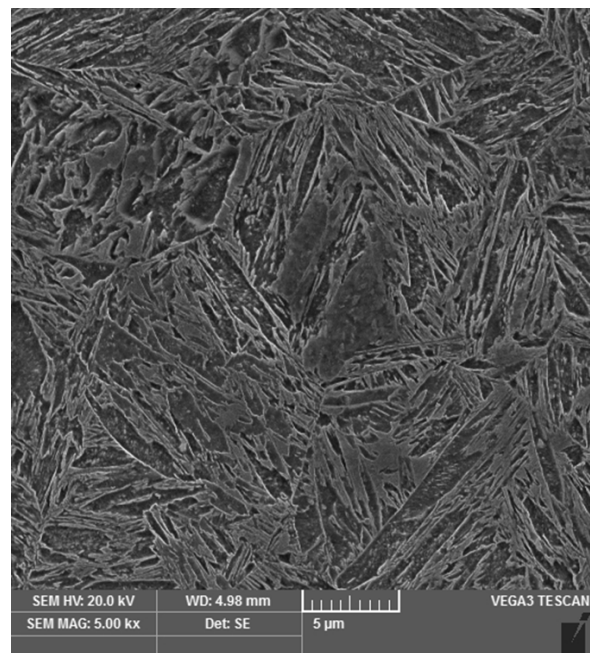


SEM

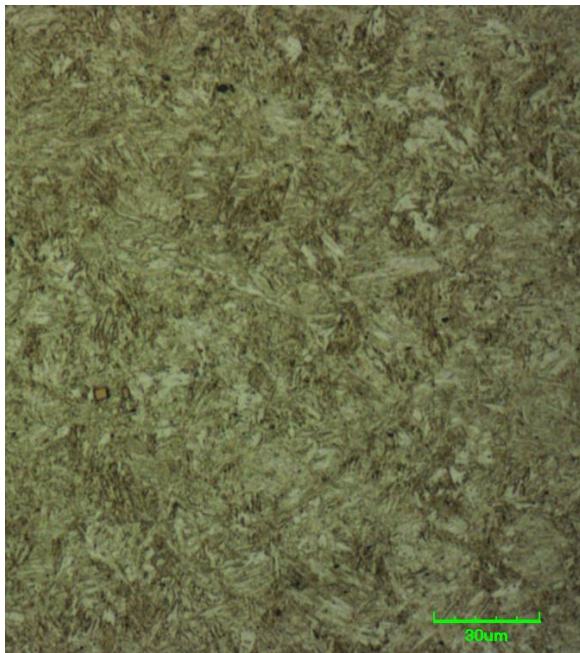
Obrázek 5–43 – Mikrostruktura HS2 QP240, přímé chlazení na RT



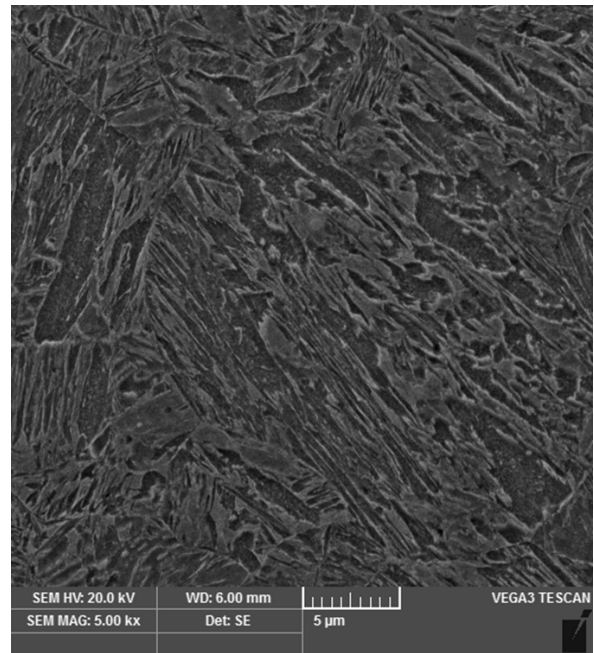
Obrázek 5–44 – Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt0 (SEM)



Obrázek 5–45 – Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt120 (SEM)



Světelná mikroskopie

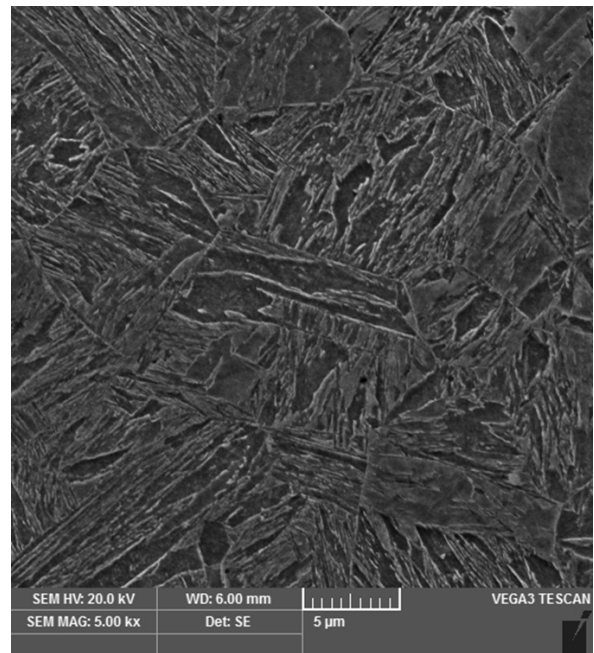


SEM

Obrázek 5–46 – Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt300



Světelná mikroskopie



SEM

Obrázek 5–47 – Mikrostruktura HS2 QP240, PT270, Pt600

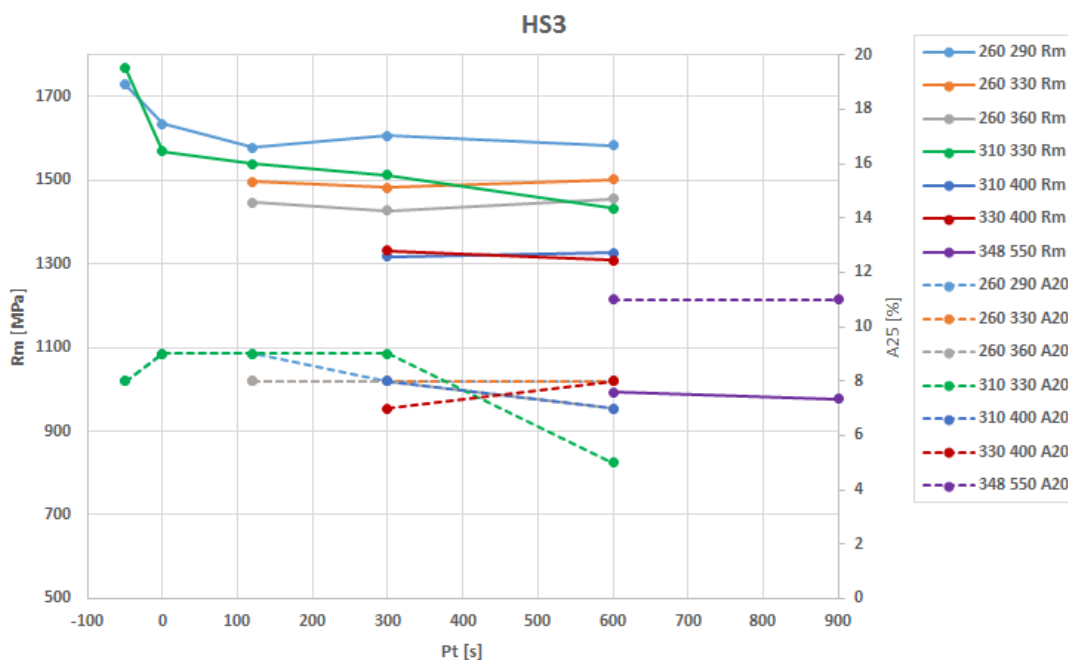
5.3.3 Experimentální ocel HS3

Ocel HS3 obsahovala 0,3 % uhlíku a byla legována 0,17 % chromu, 1,55 % křemíku, 1,55 % manganu a 0,003 % bóru. Oproti materiálu HS2 byl tedy snížen obsah chromu (tab. 5-1). Na této oceli bylo realizováno nejvíce režimů, jejichž přehled je obsahem tabulky 5-48. Teploty kalení QT=260 °C a 310 °C byly opět zvoleny tak, aby ležely mezi hodnotami M_s a M_f , které jsou pro tuto ocel 334 a 217 °C. Teploty přerozdělení byly zvoleny 290, 330 a 360 °C pro QT=260 °C. Pro QT=310 °C byly 330 °C a 400 °C. U této oceli byly navíc realizovány i dvě vysokoteplotní sady režimů. První sada s teplotou zakalení těsně pod teplotou M_s byla realizována s parametry QT=330 °C a PT=400 °C. U poslední sady režimů se teplota zakalení QT=348 °C nacházela nad teplotou M_s . Teplota přerozdělení byla také zvolena vyšší: PT=400 °C. Cílem vyšších teplot zakalení bylo dosažení vyšších podílů zbytkového austenitu ve struktuře, který by potom mohl následně pozitivně ovlivnit mechanické vlastnosti, zejména hodnotu tažnosti. Vyšší teploty přerozdělení měly také zajistit jednodušší difúzi uhlíku z přesyceného martenzitu a pomoc ke stabilizaci vyššího podílu RA ve struktuře. Ke zlepšení tažnosti by také mohl přispět vyšší stupeň popouštění martenzitu. Stejně jako v předchozích případech byla i pro tento materiál odzkoušena varianta s přímým kalením na RT bez dohřevu na teplotu přerozdělení s rychlostí ochlazování odpovídající kalení do nástroje předehřátého buď na 260 °C nebo 310 °C.

QT [°C]	PT [°C]	Pt [s]	Rm [MPa]	A ₂₀ [%]	HV10 [-]	RA [%]
260	-	-	1728	8	558	8
260	290	0	1634	9	458	
260	290	120	1579	9	486	
260	290	300	1607	8	447	11
260	290	600	1583	8	494	
260	330	120	1497	8	481	
260	330	300	1482	8	498	11
260	330	600	1502	8	501	
260	360	120	1447	8	489	
260	360	300	1427	8	481	
260	360	600	1455	7	491	
310	-	-	1768	8	551	
310	330	0	1569	9	472	11
310	330	120	1539	9	478	
310	330	300	1512	9	493	
310	330	600	1432	5	474	
310	400	300	1318	8	462	
310	400	600	1326	7	460	
330	400	300	1331	7	457	
330	400	600	1309	8	456	
348	550	600	994	11	318	6
348	550	900	978	11	324	

Tabulka 5-7 – Realizované režimy pro materiál HS3 včetně naměřených hodnot

Nejvyšších hodnot meze pevnosti bylo dosaženo právě u těchto režimů s přímým kalením z austenitizační teploty na RT a to 1 728 MPa pro QT290 a 1 768 MPa pro QT310. V obou



Obrázek 5–48 – HS3 - získané hodnoty meze pevnosti a tažnosti

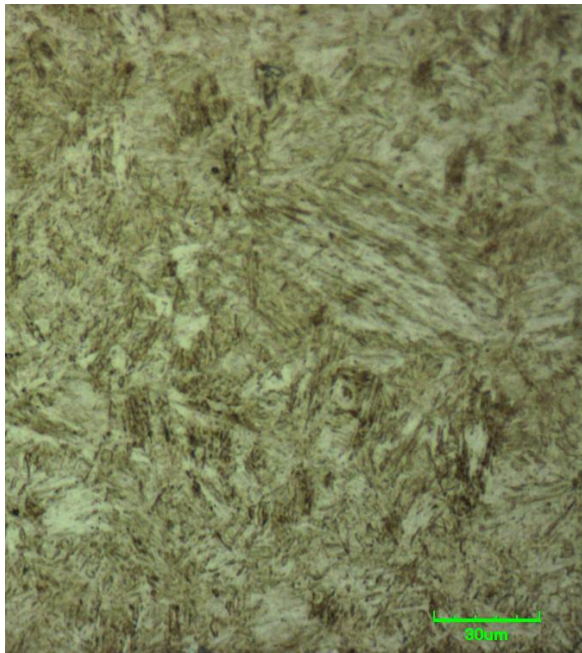
případech byla získána martenzitická struktura s malým podílem bainitu. Ve struktuře bylo v případě režimu QT290 změřeno 8 % zbytkového austenitu v mikrostruktuře.

Z výsledků získaných pro režimy QT290 vyplývá, že se zvyšující teplotou přerozdělení PT dochází k poklesu meze pevnosti. Doba výdrže na teplotě přerozdělení neměla výrazný vliv na hodnotu R_m . Nejvyšší hodnota meze pevnosti 1 607 MPa byla dosažena pro parametry tepelného zpracování $PT=290\text{ °C}$ a $Pt=300\text{ s}$. Tažnost u režimů QT260 PT290 nepatrně klesla se vzrůstající dobou výdrže na teplotě přerozdělení z hodnoty 9 % pro $Pt=0$ a 120 s na 8 % pro $Pt=300$ a 600 s.

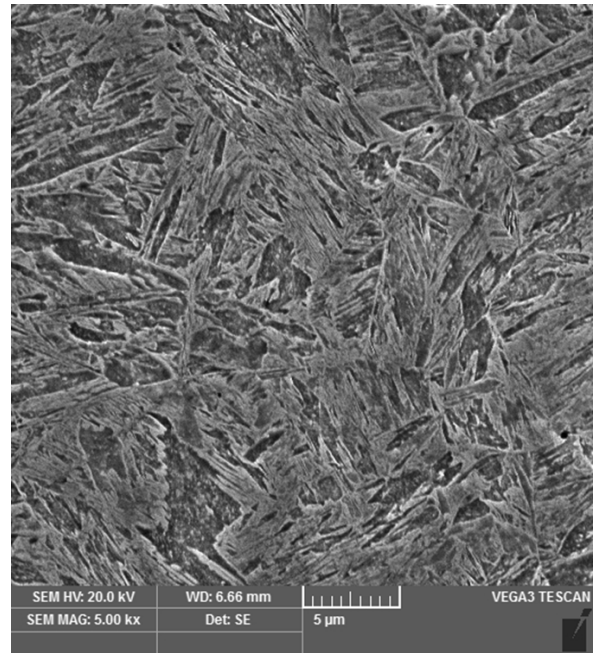
Režimy s vyšší teplotou zakalení $QT=310\text{ °C}$ vykazovaly celkově nižší hodnoty meze pevnosti oproti QT290. Mez pevnosti klesala u režimu $PT=330\text{ °C}$ s výdrží na teplotě přerozdělení z hodnoty 1 569 MPa pro $Pt=0$ až na 1 432 MPa pro $Pt=600\text{ s}$. Tento pokles byl dán vyšším stupněm popouštění martenzitu. Tažnost nepatrně klesla z 8 % pro $Pt=0, 120, 300\text{ s}$ na 7 % pro $Pt=600\text{ s}$. Režimy realizované se zvýšenou teplotou přerozdělení $PT=400\text{ °C}$ (QT310 a QT330) vedly na snížení meze pevnosti na hodnoty 1 309–1 331 MPa. Tažnost se u těchto režimů pohybovala mezi 7 a 8 %.

Režim s teplotou zakalení $QT=348\text{ °C}$, která leží nad hodnotou M_s , a vyšší teplotou přerozdělení $PT=550\text{ °C}$ (realizovány byly delší prodlevy $Pt=600$ a 900 s) dosáhl nejvyšší výsledné tažnosti ze všech realizovaných režimů pro ocel HS3 a to 11 %. Zároveň však významně klesla mez pevnosti na hodnoty pod 1000 MPa. Zjištěný obsah RA pro režim QT348 PT550 $Pt=600$ byl jen 6 %, tedy výrazně méně, než u ostatních režimů QP zpracování materiálu HS3, kdy dosáhl 11 %.

U materiálu HS3 byly získány smíšené martenziticko–bainitické struktury obsahující kolem 10 % zbytkového austenitu, viz. tabulka 5-7.

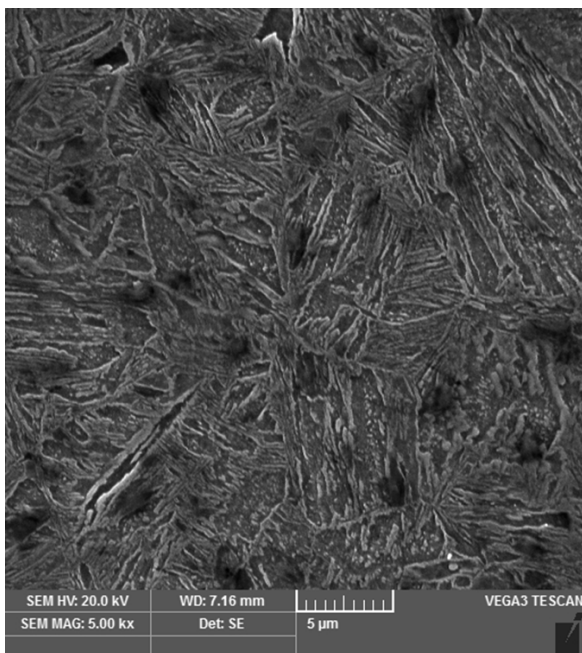


Světelný mikroskop

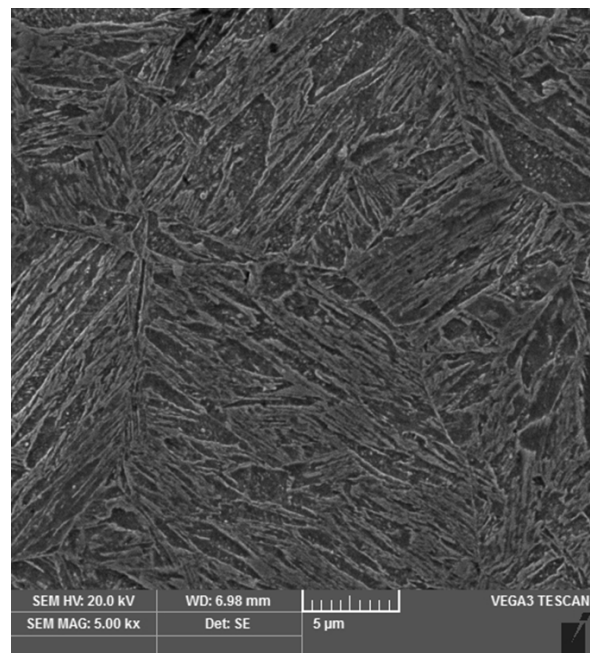


SEM

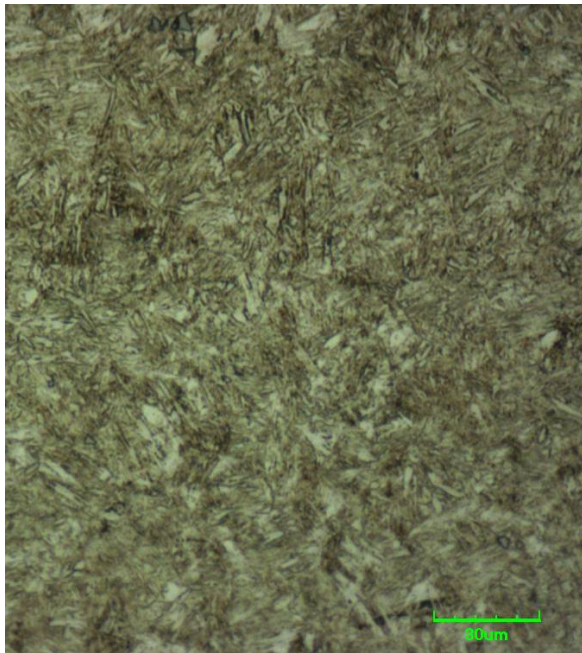
Obrázek 5–49 – Mikrostruktura HS3 QP260, přímé chlazení na RT



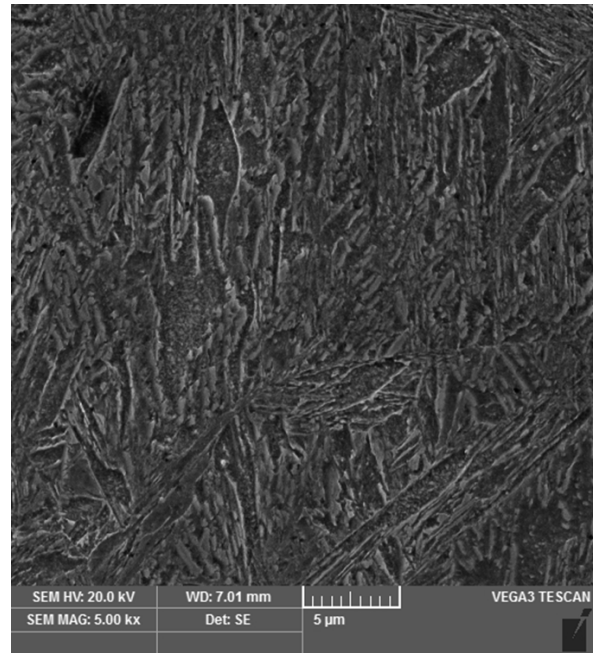
Obrázek 5–50 – Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt0 (SEM)



Obrázek 5–51 – Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt120 (SEM)

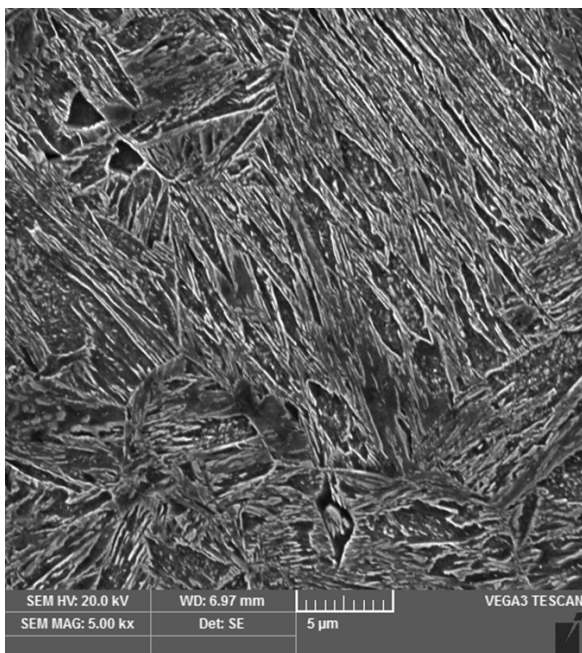


Světelný mikroskop

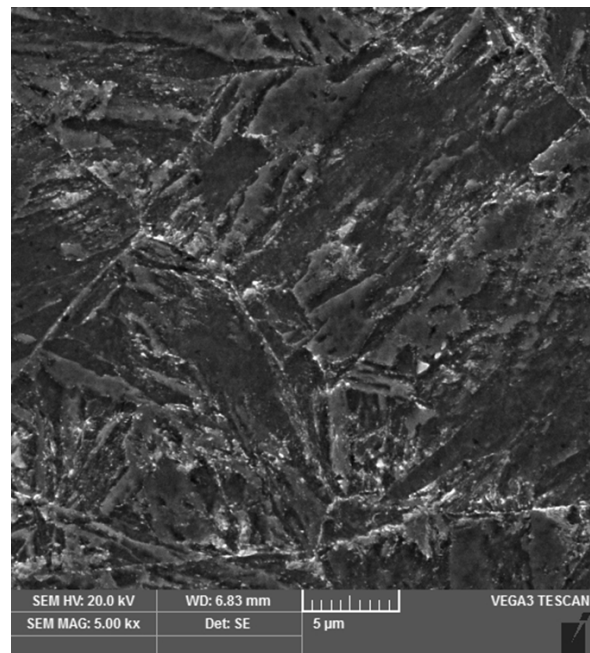


SEM

Obrázek 5–52 – Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt300



Obrázek 5–53 – Mikrostruktura HS3 QP260, PT290, Pt600 (SEM)



Obrázek 5–54 – Mikrostruktura HS3 QP348, PT550, Pt600 (SEM)

6 Diskuze výsledků

Cílem prací bylo navržení nových perspektivních materiálů pro kombinované zpracování press hardening v kombinaci s QP procesem. Proto byly navrženy tři experimentální oceli, kde bylo vhodným legováním podpořeno dosažení požadovaných vlastností jako je mez pevnosti přesahující 1 500 MPa s tažností přesahující 10 %. Jako referenční materiál byla proto použita ocel 22MnB5, která byla speciálně vyvinutou pro press hardening a v současné době se běžně využívá v technické praxi.

Experimentální ocel HS1 obsahovala méně C i Mn a naopak více Cr a Si. Mezi HS2 a HS3 byl rozdíl pouze v Cr, kterého měla HS2 0,61 % zatímco HS3 jen 0,17 % (kompletní chemické složení je obsahem tabulky 5-1). Oproti 22MnB5 byl navýšen obsah uhlíku u všech tří ocelí. Prokalitelnost a pevnost byla podpořena legováním chromem. Mangan a křemík, byly přidány za účelem potlačení precipitace při výdrži na teplotě přerozdělení. Všech třech ocelí byl realizován rozsáhlý soubor režimů QP zpracování, jejichž parametry byly nastaveny individuálně pro každou z nich zejména na základě hodnot M_s a M_f .

Z výsledků prezentovaných v kapitole 5.3 je vidět, že materiál HS2 dosahoval vyšší meze pevnosti i tažnosti oproti materiálu HS3. Lze tedy vyvodit závěr, že při jinak shodném chemickém složení vedlo navýšení obsahu chromu ke zlepšení mechanických vlastností. To odpovídá dosavadním znalostem chování Cr jako legujícího prvku. Tedy, že přispívá k vyšší prokalitelnosti, která vede ke zvýšení mechanických vlastností. A jelikož Cr zlepšuje i odolnost oceli proti korozi a abrazi, jeví se zvýšený obsah chromu jako perspektivní pro praktické aplikace, zde zkoumaných, či podobných materiálů zpracovaných kombinovanou technologií press hardening s QP. Materiál HS1 dosahoval podobných hodnot meze pevnosti jako HS3 ovšem při nižší tažnosti.

Hodnoty referenčního materiálu 22MnB5 byly převzaty z [88], neboť byly také získány na termomechanickém simulátoru, tedy stejnou metodou, jakou byly realizovány experimenty v rámci této disertační práce. Experimenty na materiálu 22MnB5, jejichž výsledky jsou shrnuty v tabulce 6-1, simulovaly technologii press hardening s dvěma austenitizačními teplotami a třemi teplotami, při kterých byla aplikována předepsaná deformace. Výsledky proto postihují širší spektrum podmínek zpracování.

teplota austenitizace [°C]	teplota deformace [°C]	R_m [MPa]	A_{20} [%]	HV10 [-]
860	680	1054	9	375
	750	1317	5	422
	800	1426	5	475
940	680	1313	3	474
	750	1306	4	495
	800	1321	6	461

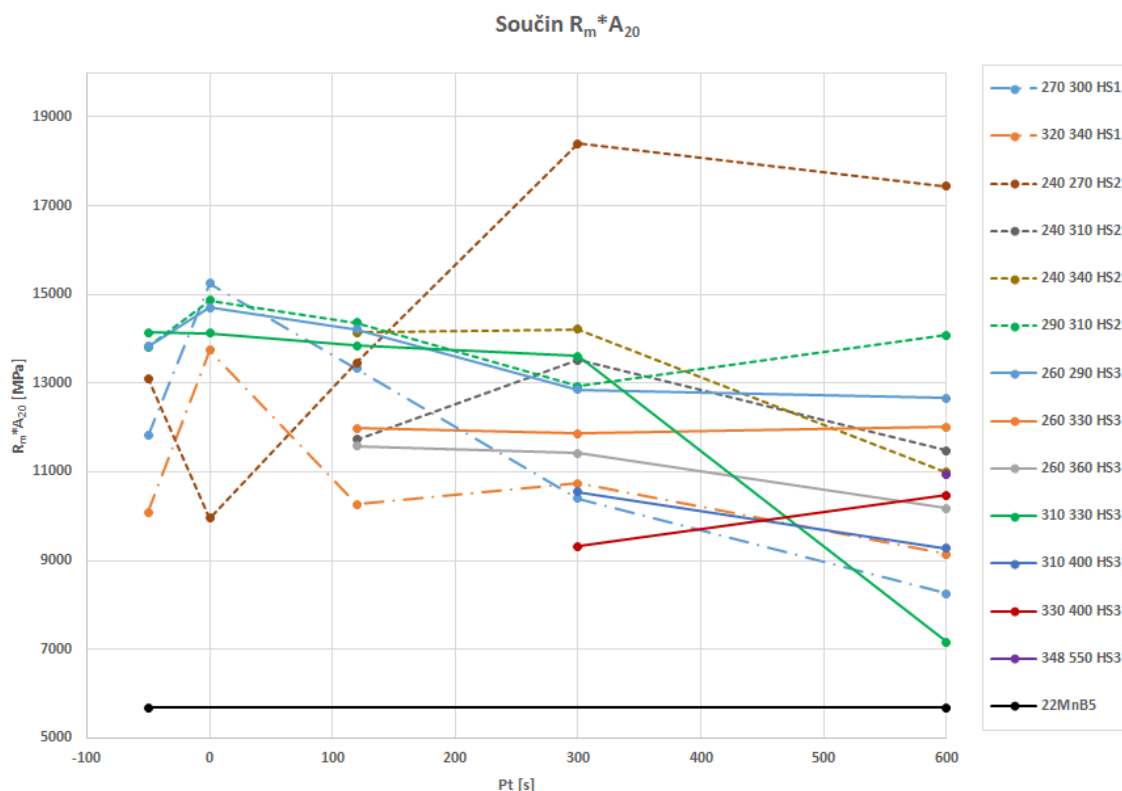
Tabulka 6-1 – Mechanické vlastnosti 22MnB5 po kalení po simulaci kalení do záпустky [88]

Mikrostruktura u režimů s teplotou austenitizace 860 °C byla tvořena martenzitem, bainitem a feritem. Podíl feritu se snižoval se zvyšující se teplotou deformace. U režimů s vyšší teplotou austenitizace 940 °C byla výsledná struktura převážně martenzitická. Z tabulky je zřejmé, že výsledná tažnost oceli 22MnB5 dosahovala 4-6 % při mezi pevnosti 1 300–1 400 MPa.

Srovnáním hodnot tažností a mezí pevnosti mezi navrženými experimentálními oceli a 22MnB5 bylo prokázáno, že všechny tři navržené materiály dosáhly lepších hodnot mechanických vlastností. Nejvyšších hodnot bylo dosaženo pro materiál HS2 a režimy QP240 PT270 s dobou přerozdělení 300 s a 600 s. U těchto režimů dosáhla výsledná tažnost hodnoty 10% a mez pevnosti R_m 1 700 MPa.

Pro porovnání hodnot mechanických veličin u AHSS ocelí je používán součin *meze pevnosti a tažnosti*. Ze své definice obsahuje informaci, jak o R_m , tak i o tažnosti a plní proto funkci vhodného srovnávacího kritéria. V grafu 6–1 jsou zobrazeny hodnoty pro realizované režimy všech zmíněných ocelí. Pro přehlednost jsou jednotlivé oceli zobrazeny jiným typem čar. Ocel 22MnB5 je v grafu zobrazena černou čarou. Pro výpočet hodnoty pro 22MnB5 byly použity průměry hodnot R_m a A_{20} při teplotě austenitizace 940 °C z tabulky 6-1.

Z grafu 6–1 je vidět, že dle této veličiny nejlepších výsledků dosahuje materiál HS2 s parametry QP procesu QT=240°C, PT=270°C a Pt=300 s. To je dáno převážně tím, že materiál HS2 zpracovaný tímto režimem má nejvyšší tažnost ze vše realizovaných režimů: $A_{20}=11$ %. Současně tento režim vedl na vysokou hodnotu meze pevnosti $R_m=1\ 673$ MPa i byl zjištěn nejvyšší podíl RA a to 15 %.



Obrázek 6–1 – Porovnání hodnot $R_m \cdot A_{20}$ realizovaných režimů

Důležitým závěrem dobře patrným z grafu 6–1 je, že všechny tři nově navržené oceli HS1, HS2 i HS3 výrazně překonávají hodnoty pro materiál 22MnB5. Režim QT240 PT270 Pt300 dosahuje dokonce trojnásobku hodnoty 22MnB5. Příčinou je nejen vyšší mez pevnosti: 1673MPa

vs. 1313MPa, ale zejména výrazně vyšší tažnost: 11 vs. 4 %. Dále je možné pozorovat, že pro materiály HS1 a HS2 má tato veličina tendenci klesat pro dlouhou dobu přerozdělení $Pt=600$ s. Tento trend je částečně patrný i u materiálu HS3. U materiálu HS3 nedochází k velkým změnám v závislosti na Pt s výjimkou jediného režimu (QT310 PT330).

Z výsledků jasně vyplývá, že kombinace press hardening s QP zpracováním má s vhodným materiálem a správným nastavením parametrů velký potenciál na významné zlepšení mechanických vlastností konečných produktů oproti samostatně používané technologii press hardening a materiálu 22MnB5.

Nezbytným předpokladem pro realizaci zde prezentovaných výsledků bylo vyvinutí s provoznění termomechanického simulátoru, (kap. 5.2), protože bez něj by nebylo možné realizovat experimentální část práce. Důraz by kladen zejména na přesné dodržení předepsaného průběhu teploty v průběhu ochlazovacích úseků experimentů. Bylo proto nutné vyvinout zcela nový systém zpětnovazebního chlazení a zakomponovat ho do hydraulického zkušebního stroje a propojit na softwarové i hardwarové úrovni s již existujícím systémem vysokofrekvenčního odporového ohřevu. Tento proces byl úspěšně realizován a zároveň se podařilo naladit celý systém tak, aby nejen přesně dodržoval předepsané průběhy teploty, deformace a síly, ale zejména, aby dosahoval vysokou míru opakovatelnosti. Výsledkem je tedy termomechanický simulátor, do kterého stačí nahrát požadovaný průběh teploty v závislosti na čase a systém poté běží zcela samostatně. To nejen snižuje nároky na obsluhu, ale zejména na celkovou přípravu experimentů tepelného zpracování. Za velký úspěch lze považovat, že v současnosti dosahuje výtěžnost, tedy poměr úspěšně provedených experimentů vůči těm, u kterých se průběh teploty nepříjemně odchýlil od požadované, téměř 100%. Tento parametr je důležitý nejen z hlediska celkových časových a finančních nákladů, ale hlavně s uvážením, že se velmi často pracuje s omezeným množstvím materiálu. Počet dostupných vzorků tedy bývá omezen a každý, který je znehodnocen, tak snižuje celkové množství informací získaných v rámci daného experimentálního programu.

Nedílnou součástí simulátoru je metodika popsána zejména v kapitolách 5.2.4, 5.2.5 a 5.2.6. Bez dodržování zde uvedených postupů a doporučení výrazně klesá přesnost prováděných experimentů, zejména se to týká průběhů teplot. Tyto postupy a doporučení vnikly jako přímý důsledek problémů, se kterými se autor potýkal a které se ukázaly jako významné pro celkovou kvalitu realizovaných experimentů.

Termomechanický simulátor nebyl vyvíjen, jako jednoúčelové zařízení pro potřeby této práce. Byl a je využíván i pro řešení dalších projektů základního i aplikovaného výzkumu včetně několika ryze technických úloh. Ukázky některých dalších experimentů realizovaných pomocí tohoto systému jsou obsahem přílohy A.

Dalším krokem v řešení zde probírané problematiky by mělo být přenesení zde prezentovaných výsledků na reálné zařízení pro kombinované zpracování press hardening a QP proces. Díky použití termomechanického simulátoru bylo možné otestovat velké množství režimů při relativně nízkých finančních i časových nárocích. Zde je právě největší přínos termomechanického simulátoru pro technickou praxi i experimenty podporující základní výzkum: v možnosti rychle a s nízkými náklady, přitom dostatečně kvalitně a věrně, otestovat velké množství různých režimů termomechanického zpracování před tím, než budou realizovány na skutečných výrobních zařízeních.

7 Závěr

Vysoký tlak na snižování hmotnosti konstrukcí zejména v automobilovém průmyslu se projevuje ve zvýšené poptávce po nových materiálech a technologiích zpracování, které by přinesly vylepšené mechanické vlastnosti a umožnily snížit celkový objem použitého materiálu. Současně také roste poptávka po konstrukcích jejichž vlastnosti jsou předem přesně definovány a jsou rozdílné v rámci celé konstrukce. Splnění těchto požadavků nabízejí perspektivní technologie press hardening a QP zpracování, obě již využívané v technické praxi. Spojení těchto technologií nabízí ekonomicky a procesně výhodné kombinování jejich výhod: výroba tvarově složitých tvarových dílů z AHSS ocelí (press hardening) s možností dále vylepšit mechanické vlastnosti, případně je jen změnou technologie připravit na míru dané konstrukci (QP). Nezbytným krokem je však vývoj nových materiálů přímo připravených pro toto kombinované zpracování a také nalezení vhodných parametrů QP procesu.

V rámci této práce byly navrženy, vyrobeny a otestovány tři nové perspektivní oceli odvozené od materiálu 22MnB5. Ten byl vyvinut speciálně pro technologii press hardening. Úpravou chemického složení byly připraveny materiály, které po QP zpracování vykazovaly vyšší hodnoty meze pevnosti a zároveň i tažnosti. Byl proveden celý soubor režimů QP s různými parametry a bylo identifikováno nastavení přinářející nejvýhodnější kombinaci meze pevnosti a tažnosti. Pro materiál HS2 bylo v případě režimu s teplotou zakalení 270 °C, teplotou přerozdělení 270 °C a výdrží na teplotě přerozdělení 300s dosaženo meze pevnosti $R_m=1673\text{MPa}$ a tažnosti 11%. Podíl zbytkového austenitu ve výsledné martenzitické struktuře dosáhl 15%. Dosažená tažnost byla tak 2,5 vyšší než u materiálu 22MnB5 při současně mezi pevnosti vyšší o 350MPa. Tento výsledek se proto jeví jako velmi perspektivní pro komerční využití.

Výše uvedené výsledky by nemohly vzniknout bez odpovídajícího experimentálního vybavení, které by umožnilo realizovat potřebné experimenty v požadované kvalitě. V rámci této disertační práce byl proto vyvinut nový termomechanický simulátor a související metodika umožňující realizovat experimenty s velkými gradienty teploty při současném mechanickém namáhání i s možností vysokých hodnot strain-rate. Tento typ experimentů je nezbytný pro výzkum v oblasti perspektivních AHSS ocelí a s nimi souvisejících technologií jako jsou například press hardening a QP proces. Termomechanický simulátor umožňuje realizovat v kontrolovaných laboratorních podmínkách věrné simulace různých typů tepelného a termomechanického zpracování nákladově i časově výrazně výhodněji oproti experimentům na reálných výrobních zařízeních. Byl již úspěšně využit při řešení několika výzkumných projektů i při řešení čistě technologických úkolů.

V rámci této disertační práce byla potvrzena výhodnost kombinace technologií press hardening a QP. Dokladem jsou nově navržené oceli, které při vhodné kombinaci parametrů QP zpracování dosahují výrazně lepších mechanických vlastností oproti dnes používanému materiálu 22MnB5. Současně bylo sestrojeno unikátní zařízení pro termomechanické zpracování ocelí, které výrazně rozšiřuje paletu laboratorně proveditelných experimentů a přispívá tak k dalšímu výzkumu v oblasti perspektivních AHSS ocelí.

Citovaná literatura

1. JOHNSTON, Bruce. *Industry Insights: Staying Ahead of Today's High Strength Steels*. 2020. Dostupné také z: <https://www.firehouse.com/rescue/blog/12309467/industry-insights-staying-ahead-of-todays-high-strength-steels>.
2. ELFMARK, Jiří. *Tváření kovů*. Česká matice technická. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1992. Č. č. spisu 329, roč. 96 (1991). ISBN 80-03-00651-1.
3. SKÁLOVÁ, Jana; KOVAŘÍK, Rudolf; BENEDIKT, Vladimír. *Základní zkoušky kovových materiálů*. 4. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2005. Č. č. spisu 329, roč. 96 (1991). ISBN 80-7043-417-1.
4. BERGSTRÖM, Jörgen. *Mechanics of solid polymers: theory and computational modeling*. First edition. Amsterdam: Elsevier/William Andrew, 2015. Plastics design library (PDL). PDL handbook series. ISBN 978-0-323-31150-2.
5. BLACK, J.T.; KOHSER, Ronald A. *Degarmo's materials and processes in manufacturing*. 12. vyd. New Delhi: Wiley, 2017.
6. SPEER, John G.; DE MOOR, Emmanuel; CLARKE, Amy J. Critical Assessment 7: Quenching and partitioning. *Materials Science and Technology*. 2015, roč. 31, č. 1, s. 3–9. Dostupné z DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000628](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000628).
7. FAN, Dongwei; KIM, Hansoo; BIROSCA, Soran; DE COOMAN, Bruno. Critical review of hot stamping technology for automotive steels. 2007, roč. 1, s. 98–109.
8. BEHRENS, B. A. Hot Stamping. In: *CIRP Encyclopedia of Production Engineering*. Ed. C.I.R.P.; LAPERRIÈRE, Luc; REINHART, Gunther. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013, s. 1–7. ISBN 978-3-642-35950-7. Dostupné z DOI: [10.1007/978-3-642-35950-7_16722-2](https://doi.org/10.1007/978-3-642-35950-7_16722-2).
9. DYNAMIC SYSTEMS INC.. *Gleeble*. 2018. Dostupné také z: <https://www.leeble.com/>.
10. MATLOCK, David; SPEER, J.G.; DE MOOR, Emmanuel; GIBBS, P.J. Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview. *JESTECH*. 2012, roč. 15, s. 1–12.
11. KRIZAN, Daniel; STEINER, Katharina; KAAR, Simone; HEBESBERGER, Thomas. Development of third generation Advanced high strength steels for automotive applications. In: 2018.
12. BILLUR, E. et al. Mechanical Properties of Trip Aided Bainitic Ferrite (TBF) Steels in Production and Service Conditions. In: 2018.

13. PERELOMA, E.; TIMOKHINA, I. 9 - Bake hardening of automotive steels. In: RANA, Radhakanta; SINGH, Shiv Brat (ed.). *Automotive Steels*. Woodhead Publishing, 2017, s. 259–288. ISBN 978-0-08-100638-2. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00009-2>.
14. JIRKOVÁ, Hana. *Vliv termomechanického zpracování s inkrementálními deformacemi na vlastnosti TRIP ocelí*. Praha: Grada Publishing a.s., 2012. ISBN 978-80-247-4292-2.
15. GECK, Paul. *Advanced High-Strength Steels Add Strength and Ductility to Vehicle Design*. 2020. Dostupné také z: <https://www.machinedesign.com/materials/metals/article/21831994/advanced-highstrength-steels-add-strength-and-ductility-to-vehicle-design>.
16. WWW.WORLDAUTOSTEEL.ORG. *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines 6.0*. WorldAutoSteel, 2017. Dostupné také z: <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>.
17. KVAČKAJ, T. Výskum ocelových materiálů pre ultralhkú karosériu osobných automobilov. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2005, s. 389–403. ISSN 13381156. Dostupné také z: http://www.ams.tuke.sk/data/ams_online/2005/number4/mag01/mag01.pdf.
18. BLECK, Wolfgang. Using the TRIP effect - The dawn of a promising group of cold formable steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*. 2002, s. 13–23.
19. WANG, M.-M.; TASAN, C.C.; PONGE, D.; RAABE, D. Spectral TRIP enables ductile 1.1 GPa martensite. *Acta Materialia*. 2016, roč. 111, s. 262–272. ISSN 1359-6454. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.070>.
20. WWW.WORLDAUTOSTEEL.ORG. *TRIP steels in automotive*. 2019. Dostupné také z: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/transformation-induced-plasticity-trip-steel/>.
21. ACCELOR MITTAL. *TRIP steels applications and specifications*. 2019. Dostupné také z: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/first_gen_AHSS/TRIP.
22. KATSAMAS, Antonis; HAIDEMENOPOULOS, Gregory; ARAVAS, N. Transformation Modelling in TRIP Steels. *Steel Research International*. 2004, roč. 75, s. 737–743. Dostupné z DOI: [10.1002/srin.200405836](https://doi.org/10.1002/srin.200405836).
23. VIDILLI, Andre L. et al. Design of a FeMnAlC steel with TWIP effect and evaluation of its tensile and fatigue properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020, roč. 831, s. 154806. ISSN 0925-8388. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154806>.
24. DE COOMAN, Bruno; KWON, O; CHIN, Kwang. State-of-the-knowledge on TWIP steel. *Materials Science and Technology*. 2012, roč. 28, s. 513–527. Dostupné z DOI: [10.1179/1743284711Y.0000000095](https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095).
25. BOUAZIZ, Olivier; ALLAIN, S.; SCOTT, C.; CUGY, P.; BARBIER, David. High Manganese Austenitic Twinning Induced Plasticity Steels: A Review of the Microstructure Properties Relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2011, roč. 15, s. 141–168. Dostupné z DOI: [10.1016/j.cossms.2011.04.002](https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002).

26. HORVATH, C.D. 2 - Advanced steels for lightweight automotive structures. In: MALLICK, P.K. (ed.). *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*. Woodhead Publishing, 2010, s. 35–78. Woodhead Publishing Series in Composites Science and Engineering. ISBN 978-1-84569-463-0. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1533/9781845697822.1.35>.
27. WWW.WORLDAUTOSTEEL.ORG. *Hot-Formed (HF) Steel*. 2020. Dostupné také z: <https://www.worldautosteel.org/steel-basics/steel-types/hot-formed-hf-steel/>.
28. GEORGE, R.; BARDELICIK, A.; WORSWICK, M.J. Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012, roč. 212, č. 11, s. 2386–2399. ISSN 0924-0136. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.06.028>.
29. JIN, X. J. et al. *High Strength Steels Treated by Quenching and Partitioning Process* [online]. 2010 [cit. 2020-08-05]. Dostupné z: https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2012/Quench_Partition.pdf.
30. KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2008, roč. 8, č. 2, s. 103–117. ISSN 1644-9665. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6).
31. NOCKE, Günter; JÄNSCH, Erhard; LENK, Peter. Untersuchungen zum Spannungseinfluss auf das isothermische Umwandlungsverhalten des übereutektoiden Stahls UR38CrMoV21.14. *Neue Hütte* 21. 1976, roč. 8.
32. EDMONDS, D.V. et al. Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2006, roč. 438-440, s. 25–34. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>. Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations.
33. DITTRICH, F. et al. HAZ characterization of welded 42SiCr steel treated by quenching and partitioning. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019, roč. 268, s. 37–46.
34. RUSSO SPENA, Pasquale; CORTESE, Luca; DE MADDIS, Manuela; LOMBARDI, Franco. Effects of Process Parameters on Spot Welding of TRIP and Quenching and Partitioning Steels. *steel research international*. 2016, roč. 87. Dostupné z DOI: [10.1002/srin.201600007](https://doi.org/10.1002/srin.201600007).
35. WANG, Z.W. et al. Achieving equal strength joint to parent metal in a friction stir welded ultra-high strength quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2020, roč. 793, s. 139979. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139979>.
36. LINKE, Bernd M. et al. Impact of Si on Microstructure and Mechanical Properties of 22MnB5 Hot Stamping Steel Treated by Quenching & Partitioning (Q&P). *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018, roč. 49, s. 54–65. ISSN 1543-1940. Dostupné z DOI: [10.1007/s11661-017-4400-7](https://doi.org/10.1007/s11661-017-4400-7).
37. SPEER, John G. et al. Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011, roč. 42, č. 12, s. 3591. ISSN 1543-1940. Dostupné z DOI: [10.1007/s11661-011-0869-7](https://doi.org/10.1007/s11661-011-0869-7).

38. DE COOMAN, Bruno C.; SPEER, John G. Quench and Partitioning Steel: A New AHSS Concept for Automotive Anti-Intrusion Applications. *steel research international*. 2006, roč. 77, č. 9-10, s. 634–640. Dostupné z DOI: [10.1002/srin.200606441](https://doi.org/10.1002/srin.200606441).
39. SPEER, John G.; MATLOCK, David K.; DE COOMAN, Bruno Charles; SCHROTH, J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materialia*. 2003, roč. 51, č. 9, s. 2611–2622. ISSN 1359-6454. Dostupné z DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4).
40. BLECK, Wolfgang; GUO, Xiaofei; MA, Yan. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. *steel research international*. 2017, roč. 88, s. 1700218.
41. JIRKOVA, Hana; KUCEROVA, Ludmila. Q-P Process on Steels with Various Carbon and Chromium Contents. In: MARQUIS, Fernand (ed.). *Proceedings of the 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing*. Cham: Springer International Publishing, 2016, s. 819–824. ISBN 978-3-319-48764-9.
42. LI, Qiangguo; ZHANG, Yanan; LI, Wandong; HUANG, Xuefei; HUANG, Weigang. Improved Mechanical Properties of a Quenched and Partitioned Medium-Carbon Bainitic Steel by Control of Bainitic Isothermal Transformation. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020, roč. 29, s. 32–41. ISSN 1544-1024. Dostupné z DOI: [10.1007/s11665-020-04554-x](https://doi.org/10.1007/s11665-020-04554-x).
43. DE KNIJF, Dorien; PETROV, Roumen; FÖJER, Cecilia; KESTENS, Leo A.I. Effect of fresh martensite on the stability of retained austenite in quenching and partitioning steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, roč. 615, s. 107–115. ISSN 0921-5093. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.054>.
44. ROTHLEUTNER, Lee. *Retained austenite significant for strength, toughness*. 2020. Dostupné také z: <https://thermalprocessing.com/retained-austenite-significant-for-strength-toughness/>.
45. BAKEWELL, J. *Hot stamping hits heights*. 2020. Dostupné také z: <https://www.automotivemanufacturingsolutions.com/joining/hot-stamping-hits-heights/35144.article>.
46. NEUGEBAUER, R. et al. Press hardening — An innovative and challenging technology. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2012, roč. 12, č. 2, s. 113–118. ISSN 1644-9665. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.acme.2012.04.013>.
47. WIKIPEDIA.ORG. *Press hardening*. 2018. Dostupné také z: https://en.wikipedia.org/wiki/Press_hardening.
48. VUORINEN, Esa et al. metals Hot Forming of Ultra-Fine-Grained Multiphase Steel Products Using Press Hardening Combined with Quenching and Partitioning Process. *Metals*. 2019, roč. 9. Dostupné z DOI: [10.3390/met9030357](https://doi.org/10.3390/met9030357).
49. KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, roč. 210, č. 15, s. 2103–2118. ISSN 0924-0136. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019>.
50. JIN, Xuejun et al. A Review of Current State and Prospect of the Manufacturing and Application of Advanced Hot Stamping Automobile Steels. *Acta Metall Sin*. 2020, roč. 56, č. 4, s. 411. Dostupné z DOI: [10.11900/0412.1961.2019.00381](https://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00381).

51. ASNAFI, Nader; ANDERSSON, Roger; PERSSON, M; LILJENGREN, M. Tailored boron steel sheet component properties by selective laser heat treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016, roč. 159, s. 012023. Dostupné z DOI: [10.1088/1757-899X/159/1/012023](https://doi.org/10.1088/1757-899X/159/1/012023).
52. THYSSENKRUPP. *Tailored steel sheets*. 2020. Dostupné také z: <https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/innovations/processing-methods/tailored-tempering/tailored-tempering.html>.
53. STEINHOFF, K.; SABA, N.; MAIKRANZ-VALENTIN, M.; WEIDIG, U. *2. international Conference Hot Sheet Metal Forming of HIGH-Performance Steel*. Optimized Processes and Products in Hot Sheet Metal Forming. Ed. OLDENBURG, M.; STEINHOFF, K.; PRAKASH, B. Lulea, Sweden: Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2009. ISBN 9783937524849.
54. MAŠEK, Bohuslav; JIRKOVÁ, Hana; HAUSEROVÁ, Daniela; KUČEROVÁ, Ludmila; KLAUBEROVÁ, Danuše. The Effect of Mn and Si on the Properties of Advanced High Strength Steels Processed by Quenching and Partitioning. *Materials Science Forum - MATER SCI FORUM*. 2010, roč. 654-656, s. 94-97. Dostupné z DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.94](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.94).
55. TOTTEN, George E. (ed.). *Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys (Online Version)*. 1st edition. Ed. COLAS, Rafael. Boca Raton: CRC Press, 2016. ISBN 9781351254502. Dostupné z DOI: <https://doi.org/10.1081/E-EISA>.
56. OPTRIS GMBH. *Basic principles of non-contact temperature measurement*. 2018. Dostupné také z: https://www.optris.com/tl_files/pdf/Downloads/Zubehoer/IR-Basics.pdf.
57. BRYCH, David. *Přesnost měření teplotních polí pomocí IR termografie*. 2014. bakalářská práce. FEL, ZČU v Plzni.
58. TESAŘ, Jiří. *Termografie v plazmových a laserových technologiích*. 2014. disertační práce. FAV, ZČU v Plzni.
59. OMEGA ENGINEERING, INC.. *Transactions Vol. I Infrared*. 2018. Dostupné také z: https://www.omega.com/literature/transactions/transactions_Vol_I.pdf.
60. WIKIPEDIA.ORG. *Liquid Crystal Thermometer*. 2018. Dostupné také z: https://en.wikipedia.org/wiki/Liquid_crystal_thermometer.
61. WIKIPEDIA.ORG. *Thermocouple*. 2018. Dostupné také z: <https://en.wikipedia.org/wiki/Thermocouple>.
62. UNIVERSITY OF CAMBRIDGE. *Seebeckův jev*. 2018. Dostupné také z: <https://www.msm.cam.ac.uk/utc/thermocouple/pages/ThermocouplesOperatingPrinciples.html>.
63. OMEGA ENGINEERING, INC.. *Značení termočlánků*. 2018. Dostupné také z: https://www.omega.com/temperature/pdf/tc_colorcodes.pdf.
64. CAPGO PTY LTD. *Introduction to Thermocouples*. 2018. Dostupné také z: <http://www.capgo.com/Resources/Temperature/Thermocouple/Thermocouple.html>.
65. OMEGA ENGINEERING, INC.. *Thermocouples reference guide*. 2018. Dostupné také z: <https://www.omega.com/techref/thermocouples-reference-guide.html>.
66. NATIONAL INSTRUMENTS. *Druhy zakončení termočlánků*. 2018. Dostupné také z: <http://www.ni.com/white-paper/53184/en/>.

67. INSTRON. *Indukční ohřev*. 2018. Dostupné také z: <https://www.instron.co.uk/en-gb/products/testing-systems/dynamic-and-fatigue-systems/high-temp-fatigue-testing-systems/tmf>.
68. KOSIBA, K.; PAULY, Simon. Inductive flash-annealing of bulk metallic glasses. *Scientific Reports*. 2017, roč. 7, č. 1, s. 2151. ISSN 2045-2322. Dostupné také z: <https://doi.org/10.1038/s41598-017-02376-x>.
69. WIKIPEDIA.ORG. *Frequency dependence of resistance*. 2018. Dostupné také z: https://en.wikipedia.org/wiki/Electrical_resistance_and_conductance%5C#Frequency_dependence_of_resistance.
70. KÁŇA, J.; RUBEŠOVÁ, K.; KREIBICH, V.; MAŠEK, B.; LTD, Tanger. Electrolytic nickel-plating for surface protection against high-temperature oxidation and decarburization. *Metal 2016: 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials*. 2016, s. 398–402.
71. WWW.ARDUINO.CC. *Arduino*. 2018. Dostupné také z: <https://www.arduino.cc/>.
72. WWW.ARDUINO.CC. *Arduino programming languages*. 2019. Dostupné také z: <https://playground.arduino.cc/Main/InterfacingWithSoftware>.
73. NATIONAL INSTRUMENTS. *LABView*. 2018. Dostupné také z: <http://www.ni.com/labview/>.
74. NATIONAL INSTRUMENTS, CERN. *LABView + NI hardware in CERN*. 2018. Dostupné také z: <http://sine.ni.com/cs/app/doc/p/id/cs-10795>.
75. ROSSEL, Ralf Erik; RICHTER, D.; WENDT, Klaus; ROTHE, Sebastian. *Programming of the Wavelength Stabilization for a Titanium:Sapphire Laser using LabVIEW and Implementation into the CERN ISOLDE RILIS Measurement System*. 2011. Dostupné také z: <http://cds.cern.ch/record/1523721>. thesis. CERN. Presented 15 Feb 2012.
76. NATIONAL INSTRUMENTS. *myRIO*. 2018. Dostupné také z: <http://www.ni.com/myrio/>.
77. NATIONAL INSTRUMENTS. *National Instruments community page*. 2019. Dostupné také z: <http://www.ni.com/cs-cz/community.html>.
78. NATIONAL INSTRUMENTS. *National Instruments support page*. 2019. Dostupné také z: <http://www.ni.com/cs-cz/support.html>.
79. NATIONAL INSTRUMENTS. *NI myRIO manual*. 2019. Dostupné také z: <http://www.ni.com/pdf/manuals/376047c.pdf>.
80. DYNAMIC SYSTEMS INC.. *Gleeble 563 max cooling rate*. 2018. Dostupné také z: <https://www.gleeble.com/products/gleeble-systems/gleeble-563-tms-system.html>.
81. KAMMRATH & WEISS. *Kammrath & Weiss heating module 1500*. 2018. Dostupné také z: <https://www.kammrath-weiss.com/en/products/heating-cooling/heating-1500c.html>.
82. MTI INSTRUMENTS. *MTI Instruments SEMTester tensile stage*. 2018. Dostupné také z: <https://www.mtiinstruments.com/semtester-tensile-stage/>.
83. SSAB AB. *DOCOL PHS 1800* [online]. 2019 [cit. 2019-12-01]. Dostupné z: <https://www.ssab.com/products/brands/docol/products/docol-phs-1800>.

84. AB, SSAB. *DOCOL PHS 2000* [online]. 2019 [cit. 2019-12-01]. Dostupné z:
<https://www.ssab.com/products/brands/docol/products/docol-phs-2000>.
85. THYSSENKRUPP. *precidur[®] HLB 22*. 2020. Dostupné také z:
https://www.thyssenkrupp-steel.com/media/content_1/publikationen/precision_steel/produktinformationen_1/borlegierter_stahl/thyssenkrupp_22mnb5_product_information_precision_steel_en.pdf.
86. WIKIPEDIA.ORG. *Pulse-width modulation*. 2020. Dostupné také z:
https://en.wikipedia.org/wiki/Pulse-width_modulation.
87. WIKIPEDIA.ORG. *Pulse-density modulation*. 2020. Dostupné také z:
https://en.wikipedia.org/wiki/Pulse-density_modulation.
88. RUBEŠOVÁ, Kateřina. *Chování vysokopevných ocelí při ohýbání za studena*. Plzeň, 2020. DP. ZČU v Plzni.

Přílohy

Publikační činnost

1. Káňa, J.; Mašek, B.; Jeníček, Š.; Ronešová, A. Apparatus for Bulge Testing Metal Foils using a Laser Scanner. In: *24th Daaam International Symposium on Intelligent Manufacturing and Automation, 2013*. Ed. Katalinic, B. 2014, sv. 69, s. 1029–1032. Procedia Engineering
2. Káňa, J.; Vorel, I.; Ronešová, A. Simulator of thermomechanical treatment of metals. *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. 2015, roč. 2015-January, s. 513–518
3. Káňa, J.; Mašek, B.; Rubešová, K. Measuring Material Properties of Metal Foils Using Bulge Test Method. In: *25th Daaam International Symposium on Intelligent Manufacturing and Automation, 2014*. Ed. Katalinic, B. Amsterdam, 2015, sv. 100, s. 861–867. Procedia Engineering
4. Káňa, J.; Jeníček, S.; Mašek, B.; Ltd, Tanger. Comparative study of algorithms used for automated evaluation of the tensile test results. *Metal 2015: 24th International Conference on Metallurgy and Materials*. 2015, s. 688–692
5. Ibrahim, K. et al. A study of material-technological modelling for choosing the ideal cooling rate for designing production of closed die forgings using 30MnVS6 steel. *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. 2016, roč. 27, č. 1, s. 551–555
6. Káňa, J.; Rubešová, K.; Kreibich, V.; Mašek, B.; Ltd, Tanger. Electrolytic nickel-plating for surface protection against high-temperature oxidation and decarburization. *Metal 2016: 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials*. 2016, s. 398–402
7. Kučerová, L.; Jirková, H.; Káňa, J. The suitability of 42SiCr steel for quenching and partitioning process. *Manufacturing Technology*. 2016, roč. 16, č. 5, s. 984–989
8. Rubešová, K.; Jeníček, S.; Káňa, J.; Zetková, I. Microstructure of ms1 maraging steel in 3D-printed products after SEMI-solid processing. *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. 2016, roč. 27, č. 1, s. 467–472
9. Vorel, I.; Jeníček, S.; Káňa, J.; Ibrahim, K.; Kotěšovec, V. Use of Optical and Electron Microscopy in Evaluating Optimization by Material-Technological Modelling of Manufacturing Processes Involving Cooling of Forgings. *Manufacturing Technology*. 2016, roč. 16, č. 6, s. 1383–1387. ISSN 1213-2489.

10. Ibrahim, K. et al. Using of material-technological modelling for designing production of closed die forgings. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, roč. 179, č. 1
11. Jeníček, Š.; Vorel, I.; Káňa, J.; Ibrahim, K.; Kotěšovec, V. Effect of silicon on stability of austenite during isothermal annealing of low-alloy steel with medium carbon content in the transition region between pearlitic and bainitic transformation. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, roč. 179, č. 1
12. Jeníček, Š. et al. Evolution of microstructure and mechanical properties during QP processing of medium-carbon steels with different silicon levels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, roč. 181, č. 1
13. Jeníček, Š.; Vorel, I.; Káňa, J.; Opatová, K. The use of material-technological modelling to determine the effect of temperature and amount of deformation on microstructure evolution in a closed-die forging treated by controlled cooling. *Manufacturing Technology*. 2017, roč. 17, č. 3, s. 326–330. Dostupné také z: www.scopus.com
14. Jenicek, Štěpán; Bublíková, Dagmar; Jirková, Hana; Kana, Josef. Stability of Retained Austenite in High-Strength Martensitic Steels during Cold Deformation. In: *Proceedings of the 28th International DAAAM Symposium 2017*. 2017, s. 0289–0294. ISBN 9783902734112. Dostupné z DOI: [10.2507/28th.daaam.proceedings.039](https://doi.org/10.2507/28th.daaam.proceedings.039)
15. Kotěšovec, V.; Vorel, I.; Jeníček, Š.; Káňa, J.; Ibrahim, K. Impact of quenching temperature and isothermal holding time during austempering on bainite content in high-silicon steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, roč. 179, č. 1
16. Kučerová, L.; Opatová, K.; Káňa, J.; Jirková, H. High versatility of niobium alloyed AHSS. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2017, roč. 62, č. 3, s. 1485–1491. Dostupné také z: www.scopus.com
17. Kučerová, L.; Bystrianský, M.; Káňa, J. *The effect of isothermal hold temperature on microstructure and mechanical properties of trip steel*. 2017. Solid State Phenomena. Dostupné také z: www.scopus.com
18. Kučerová, Ludmila; Jandová, A; Káňa, Josef. Heat treatment of the TRIP steel with partial substitution of silicon by aluminium. In: Asociace pro tepelné zpracování kovů, ECOSOND s.r.o., 2017, s. 1–7. ISBN 978-80-907043-0-5
19. Peković, M.; Vorel, I.; Káňa, J.; Opatová, K. Evolution of microstructure and mechanical properties in steels during isothermal holding in the region of bainitic transformation temperature in dependence on silicon content. *Manufacturing Technology*. 2017, roč. 17, č. 4, s. 549–555. Dostupné také z: www.scopus.com
20. Vorel, I.; Jeníček, Š.; Káňa, J.; Mašek, B. Řízené ochlazování z dokovací teploty a jeho optimalizace s využitím materiálově-technologického modelování. *Kovárenství*. 2017, roč. 60, č. 1, s. 66–69. ISSN 1213-9289.
21. Vorel, I. et al. Effect of silicon content on microstructure of low-alloy Q&P-Processed steels. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017, roč. 179, č. 1

22. Zetková, I. et al. Evaluation of metal powder for additive manufacturing of maraging steel. In: *Annals of DAAAM and Proceedings of the International DAAAM Symposium*. 2017, s. 410–416. Dostupné také z: www.scopus.com
23. Bublikova, Dagmar; Jeníček, Štěpán; Kana, Josef; Vorel, Ivan. Effects of Cooling Rate in an Innovative Heat Treatment Route for High-Strength Steels. *Manufacturing Technology Journal*. 2018, roč. 18, č. 1, s. 16–21. ISSN 12132489. Dostupné z DOI: [10.21062/ujep/46.2018/a/1213-2489/MT/18/1/16](https://doi.org/10.21062/ujep/46.2018/a/1213-2489/MT/18/1/16)
24. Bublíková, Dagmar; Jirková, Hana; Jenicek, Štěpán; Káňa, Josef. Q&P process in press-hardening of 42SiCr steel. *Acta Metallurgica Slovaca*. 2018, roč. 24, s. 52
25. Jeníček, Štěpán; Vorel, Ivan; Káňa, Josef. Metallographic Observation for Evaluating Microstructural Evolution on Various Cross-Sections of Forged Part upon Air-Cooling from Finishing Temperature. *Manufacturing Technology Journal*. 2018, roč. 18, č. 1, s. 53–56. ISSN 12132489. Dostupné z DOI: [10.21062/ujep/52.2018/a/1213-2489/MT/18/1/53](https://doi.org/10.21062/ujep/52.2018/a/1213-2489/MT/18/1/53)
26. Jirková, Hana; Opatova, Katerina; Kana, Josef; Bystrianský, Martin. Use of the Press Hardening Technology for Treatment of TRIP Steel. *Manufacturing Technology*. 2018, roč. 18, s. 243–247. Dostupné z DOI: [10.21062/ujep/85.2018/a/1213-2489/MT/18/2/243](https://doi.org/10.21062/ujep/85.2018/a/1213-2489/MT/18/2/243)
27. Peković, M.; Jeníček, Š.; Vorel, I.; Káňa, J.; Opatová, K. Vliv křemíku na vývoj mikrostruktury ocelí při izotermické prodlevě v oblasti teplot bainitické transformace. *Strojírenská technologie*. 2017, roč. 22, č. 1, s. 53–57. ISSN 1211-4162.
28. Vorel, Ivan; Jeníček, Štěpán; Káňa, Josef; Kotěšovec, Vratislav. Optimization of Controlled Cooling of Forgings from Finishing Temperature with the Use of Light and Electron Microscopy. *MANUFACTURING TECHNOLOGY*. 2018, roč. 18. Dostupné z DOI: [10.21062/ujep/69.2018/a/1213-2489/MT/18/1/149](https://doi.org/10.21062/ujep/69.2018/a/1213-2489/MT/18/1/149)
29. Zetková, Ivana et al. Analýza prášků maraging oceli W-Nr. 1.2709 pro aditivní technologie. *Strojirenska technologie*. 2018, roč. 23, č. 1, s. 51–56. ISSN 12114162.
30. Jirková, Hana; Opatová, Kateřina; Káňa, Josef; Bublíková, Dagmar; Bystrianský, Martin. Integration of Press-Hardening Technology into Processing of Advanced High Strength Steels. In: *THERMEC 2018*. Trans Tech Publications, 2019, sv. 941, s. 317–322. Materials Science Forum. Dostupné z DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.941.317](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.317)

A Ukázky dalších experimentů

V této kapitole je prezentováno několik dalších experimentů, které byly realizovány pomocí experimentálního zařízení vyvinutého v rámci této disertační práce. Prezentované ukázky sice většinou přímo nesouvisí s tématem disertační práce, byly však realizovány v rámci výzkumných projektů, na kterých se autor podílel v průběhu svého doktorského studia.

Cílem není detailně popsat jednotlivé experimenty. Spíše o ukázku možností, které má vyvinuté zařízení a související metodika pro další budoucí výzkumné práce v oblasti tepelného nebo termodynamického zpracování zejména AHSS ocelí.

Následují ukázky z experimentů, které dokumentují aktuální schopnosti a možnosti systému. Hlavní důraz je kladem na chlazení vzorku, tedy dodržení požadovaného průběhu teploty během chladicí fáze tepelného zpracování, která je kritická pro zkoumané fyzikálně-chemické procesy (viz. kapitola 3.2). Dále stojí za povšimnutí synchronizace mezi teplotním a mechanickým namáháním (deformace nebo působící síla) a možnosti téměř libovolně tato zatížení kombinovat.

První čtyři ukázky (Obr. A-1 až A-4) demonstrují čistě teplotní namáhání, při kterém může vzorek volně dilatovat ve směru hlavní osy. V grafech okrová barva značí požadovaný průběh teploty, černá je pak skutečný, měřený termočlánekem na vzorku. Růžovou barvou je zobrazena dilatace vzorku. Shoda tvaru křivek teploty a dilatace (deformace) potvrzuje, že ve vzorku skutečně dochází k měřených teplotním změnám, neboť teplotní dilatace je lineárně závislá na teplotě (pochopitelně s výjimkou oblastí transformací). Schopnost systému dynamicky regulovat teplotu demonstrují ukázky A-3 a A-4. Vzorek by nejprve chlazen rychlostí cca $90\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ do cca 296 sekundy. Poté byl cyklicky tepelně namáhám s rychlostí ohřevu a chlazení $50\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Průběhy A-5 a A-6 ukazují kombinované termomechanické zpracování a demonstrují schopnost systému zatěžovat vzorky synchronizovaně tepelně i mechanicky a přitom dodržovat u obou veličin požadované průběhy. U obou ukázek je také zřejmé, že systém dokáže velmi dobře dodržet požadovaný lineární průběh teploty v širokém rozsahu teplot. A to přesto, že většina veličin ovlivňujících teplotu vzorku se v tomto rozsahu nelineárně mění. Přesně lineární průběh teploty během ochlazování nemá pravděpodobně velký praktický význam, ale je velmi žádaný z hlediska výzkumného, neboť dovoluje snadno srovnávat vliv různých ochlazovacích rychlostí na výslednou strukturu a vlastnosti zkoumaného materiálu.

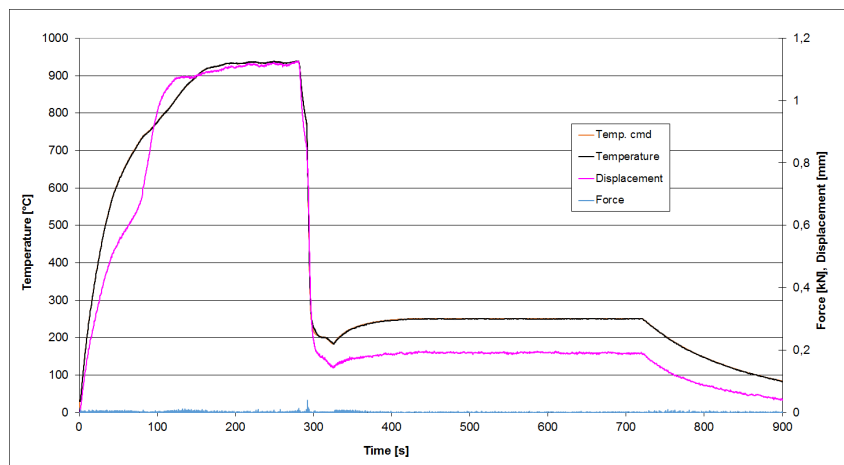
Záznamy A-7 a A-8 byly realizovány během řešení projektu effiPRESS. Tato konkrétní ukázka zobrazuje jeden z experimentů, při kterých byl vzorek na určené teplotě ($750\text{ }^{\circ}\text{C}$ pro zobrazený průběh) namáhám v tahu různými strain-rate. Deformace odpovídala 25% aktivní délky a nedošlo k porušení vzorku. Po deformaci následovalo zakalení na RT. Zobrazenému výseku experimentu předcházela ohřev a výdrž na teplotě austenitizace dle předepsané křivky. Tyto experimenty sloužily jako podklad pro vytvoření numerického materiálového modelu pro simulace technologických dějů. Podobný průběh má i ukázka A-9. Opět se jedná o kombinaci velmi rychlé deformace a definovaného teplotního průběhu.

Graf A-10 je ukázkou experimentů při kterých se optimalizovalo tepelné zpracování malých

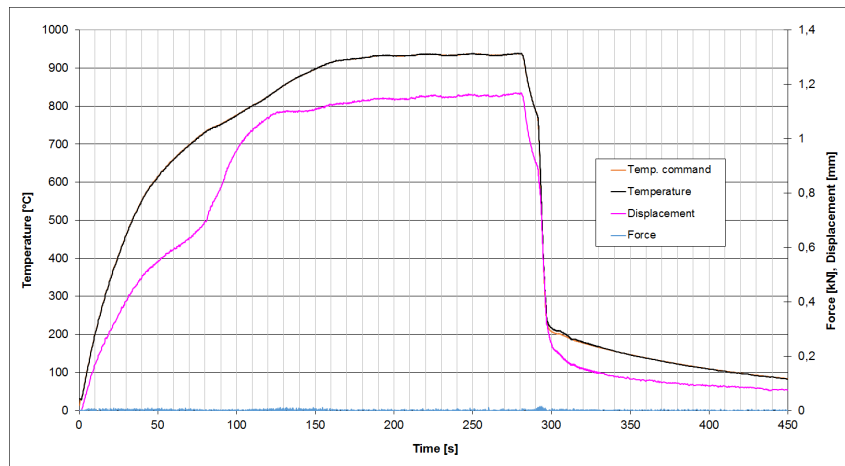
výkovků. Zobrazený výsek odpovídá mechanickému zatěžování simulující vlastní kování. Na tuto část navazovaly různé průběhy teplot od přímého zakalení až ve velmi pozvolné, až jednotky hodin trvající, chlazení.

Předposlední graf A-11 zobrazuje experiment, při kterém byl zkoušený kulatý vzorek namáhán tlakově ve dvou krocích v během lineárního ochlazování rychlostí $30\text{ °C}\cdot\text{s}^{-1}$. Ilustrována je zde schopnost udržet požadovaný lineární průběh teploty i přes téměř skokové změny průřezu vzorku z důvodu tlakového namáhání. Zároveň je dobře dokumentována schopnost přejít z chlazení na konstantní teplotu bez zakmitání. Toto je nezbytné pro přesné respektování průběhu například vložení dílu do předehřátého nástroje, kdy dojde ke skokové změně parametrů.

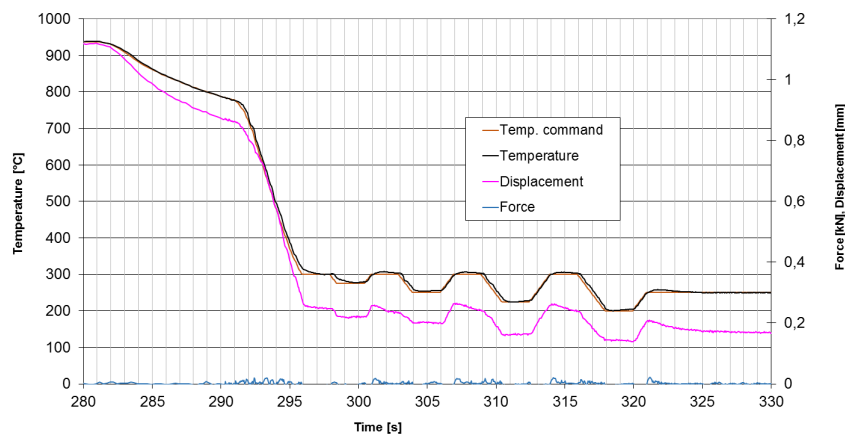
V poslední ukázce A-12 zachycuje lineární ohřev i chlazení zastavené na určené teplotě. Je zde dobře patrná transformace do austenitu během ohřevu. Projevila se změnou lineárního průběhu deformace (dilatace) vzorku, ale také dočasnou odchylkou od požadovaného průběhu teploty (čas 33–36s). Tato transformace je endotermická a proto se v jejím průběhu značně zvyšují nároky na dodanou energii, tedy na výkon systému ohřevu. Při požadovaných vyšších rychlostech ohřevu proto může dojít dočasně k rozdílu, mezi požadovanou a aktuální teplotou vzorku. Po skončení transformace opět klesne potřebný výkon a systém ohřevu je i nadále schopen přesně dodržovat požadovaný průběh. Je pochopitelné, maximální rychlost ohřevu je daná průřezem vzorku a je elektrickým odporem při dané teplotě.



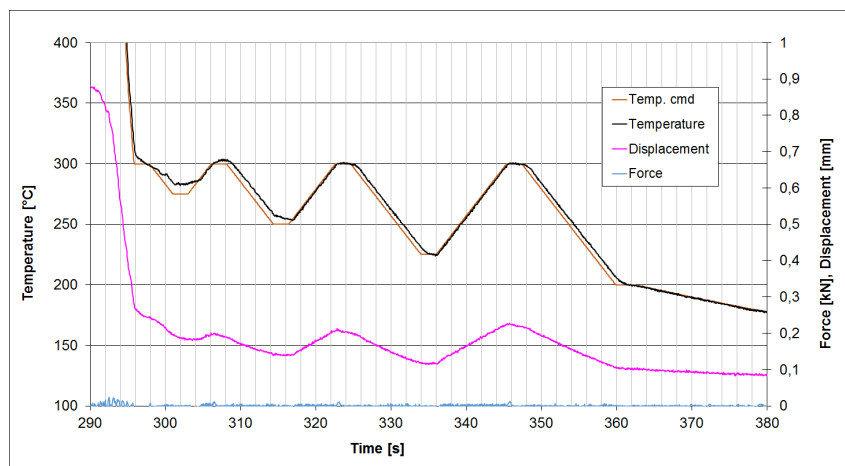
Obrázek A-1 – Typický průběh QP zpracování,
 $Q_T=200\text{ °C}$ $Q_T=250\text{ °C}$, $Q_t=300\text{ s}$



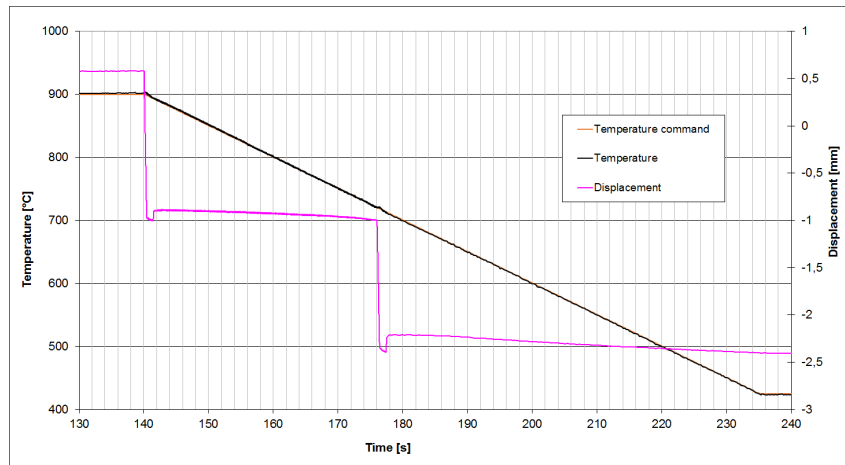
Obrázek A-2 – Kalení do teploty 200 °C následované simulovaným volným chlazením na vzduchu



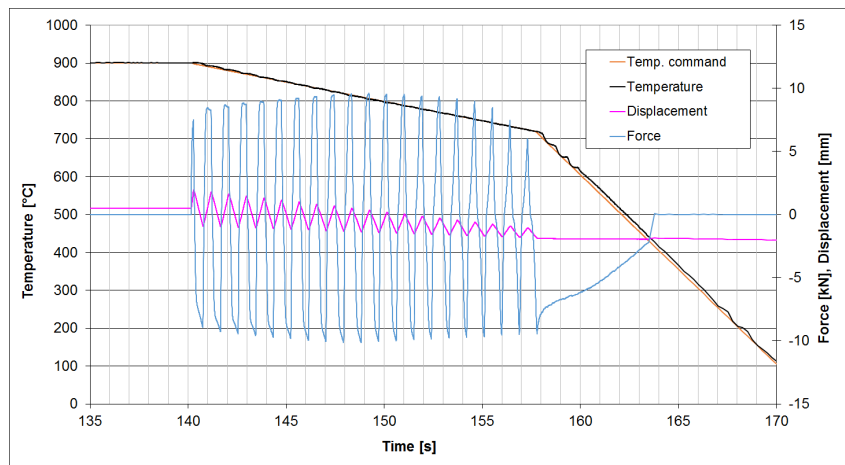
Obrázek A-3 – Kalení s následným cyklováním teploty



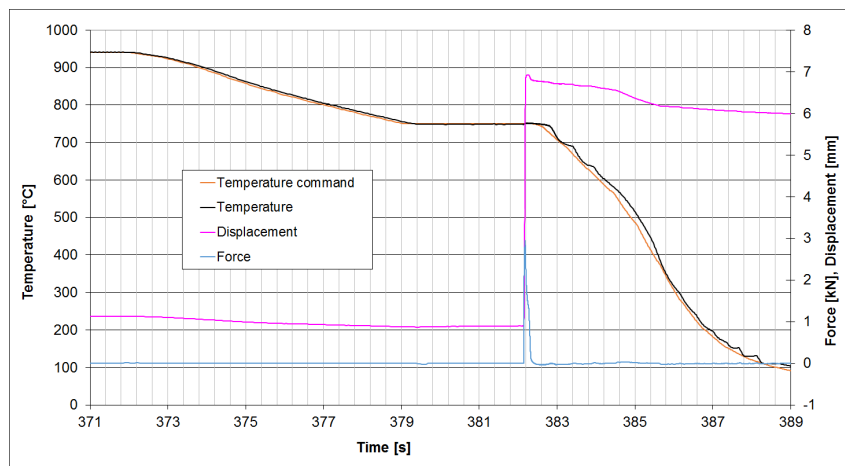
Obrázek A-4 – Cyklování teploty



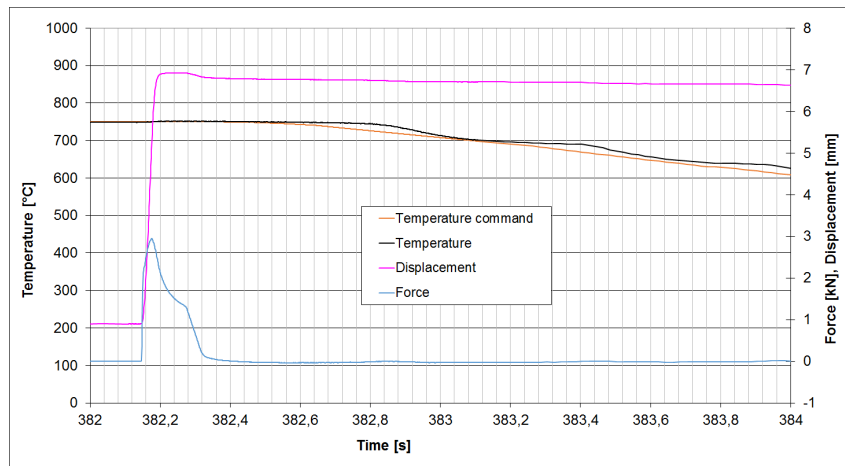
Obrázek A-5 – Chlazení předepsanou rychlostí s dvěma krokovými deformacemi



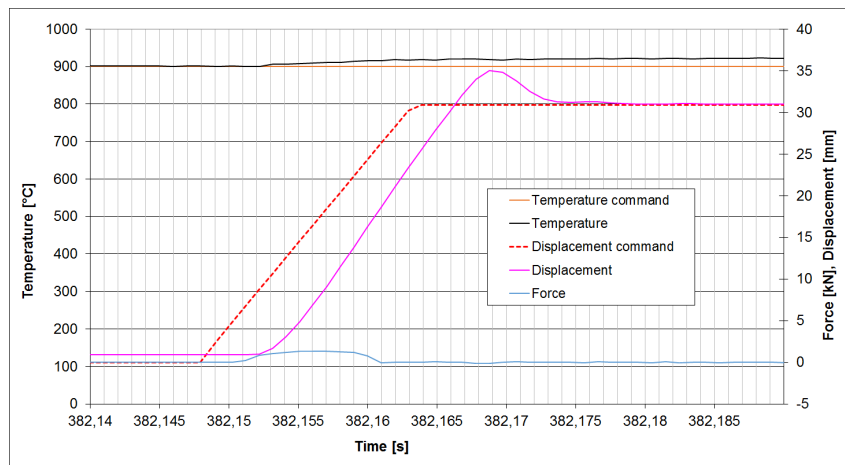
Obrázek A-6 – Cyklické deformační zatěžování během pomalého ochlazování



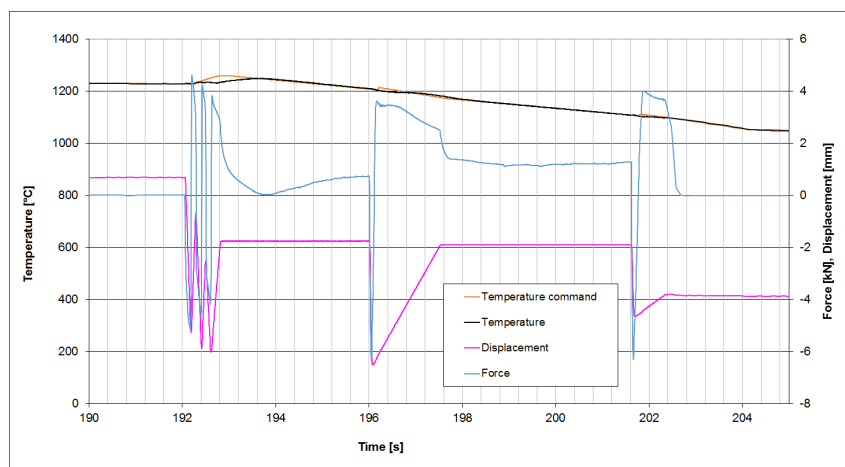
Obrázek A-7 – Rychlá deformace (strain rate $50s^{-1}$ bez porušení vzorku v průběhu TZ)



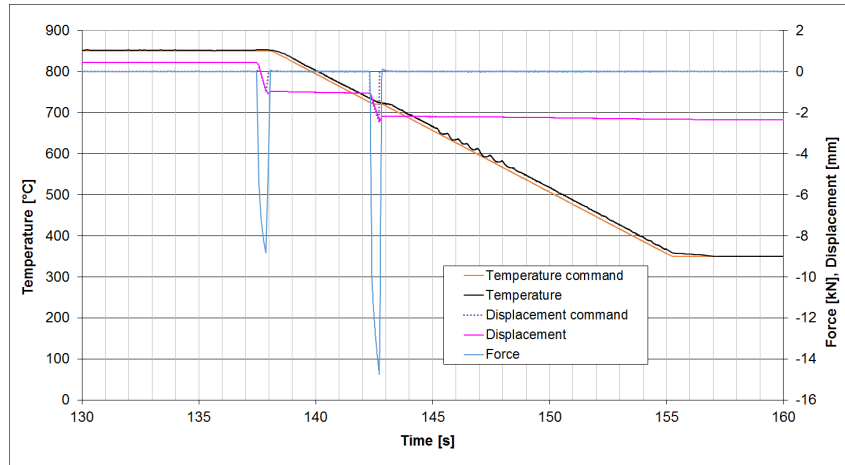
Obrázek A-8 – Rychlá deformace (strain rate $50s^{-1}$ bez porušení vzorku v průběhu TZ) – detail



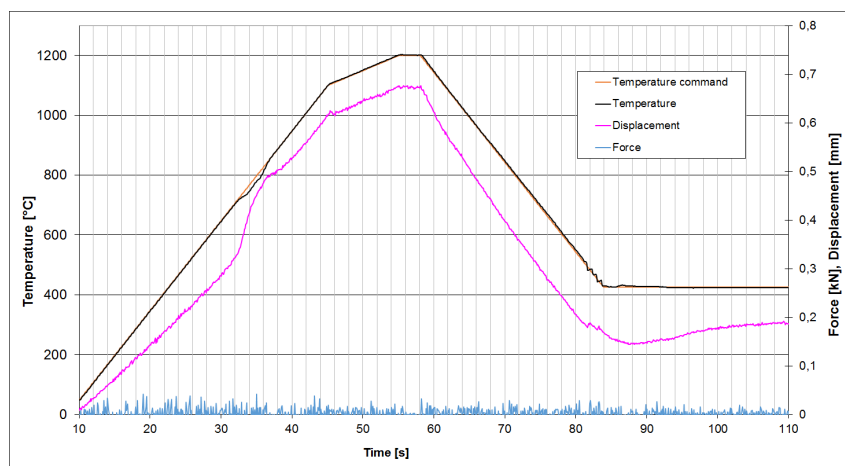
Obrázek A-9 – Rychlá deformace (tlak) během TZ, rychlost pístu stroje $2000mms^{-1}$



Obrázek A-10 – Deformace simulující kování předcházející následné TZ – řízené chlazení z kovací teploty



Obrázek A-11 – Deformace simulující kování předcházející následné TZ



Obrázek A-12 – Experiment s lineárním průběhem teploty, chlazení $30\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$