

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N0715A270014 - Materiálové
inženýrství a výrobní technologie

Studijní specializace: Bez specializace

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Tailoring na dílech z moderních vysokopevnostních ocelí

Autor: Bc. Tomáš ZIKMUND
Vedoucí práce: Dr. Ing. Hana JIRKOVÁ, Ph.D.

Akademický rok 2021/2022

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
Fakulta strojní
Akademický rok: 2021/2022

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Tomáš ZIKMUND**
Osobní číslo: **S20N0095P**
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**
Téma práce: **Tailoring na dílech z moderních vysokopevných ocelí**
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Trendy v automobilovém průmyslu
 - a. Výroba dílů karoserií
 - b. Lisování za studena
 - c. Press Hardening (jednotlivé postupy zpracování, používané materiály, dosahované mechanické vlastnosti, výhody a nevýhody, spring back efekt)
 - d. Tailoring
2. Materiály v automobilovém průmyslu
 - a. Oceli v automobilovém průmyslu: rozdělení, porovnání, využití, vývoj, trendy
 - b. Středně manganové oceli
 - c. Vliv jednotlivých strukturních složek na mechanické vlastnosti
 - d. Využití legujících prvků
 - e. Tepelné zpracování středně manganových ocelí
3. Experimentální program
 - a. Popis použitých ocelí
 - b. Tailoring teploty, doby expozice, rychlost ochlazování
 - c. Metalografické hodnocení
 - d. Mechanické zkoušky
4. Diskuze výsledků
5. Závěr
6. Literatura

Rozsah diplomové práce: **50-60 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

ZHAO, Jingwei a Zhengyi JIANG. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. Progress in Materials Science., 2018, Vol. 94, No. 4, 174-242. ISSN 00796425. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006.

MORI, K. et al. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. CIRP Annals – Manufacturing Technology. CIRP, 2017, Vol. 66, No. 2, 755-777. ISSN 17260604. DOI: 10.1016/j.cirp.2017.05.007.

PRAJOGO, Yonathan. Hot Stamping of a Boron Steel Side Impact Beam with Tailored Flange Properties – Experiments and Numerical Simulations. Diplomová práce, University of Waterloo, Waterloo, Canada. 2015, s. 125. https://uwaterloo.ca/bitstream/handle/10012/9784/Prajogo_Yonathan.pdf?sequence=3.

FRINT, Philipp et al. Strain-rate sensitive ductility in a low-alloy carbon steel after quenching and partitioning treatment. Scientific Reports. 2019, Vol. 9, No. 1, 1-7. ISSN 20452322. DOI: 10.1038/s41598-019-53303-1.

BARIANI, P. F. et al. Testing formability in the hot stamping of HSS. CIRP Annals – Manufacturing Technology. 2008, Vol. 57, No. 1, 265-268. ISSN 00078506. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.049.

VUORINEN, Esa et al. Hot Forming of Ultra-Fine-Grained Multiphase Steel Products Using Press Hardening Combined with Quenching and Partitioning Process. Metals. 2019, Vol. 9, No. 3, 357. ISSN 2075-4701. DOI: 10.3390/met9030357.

Vedoucí diplomové práce: **Dr. Ing. Hana Jirková, Ph.D.**
Regionální technologický institut

Konzultant diplomové práce: **Ing. Kateřina Opatová**
Katedra materiálů a strojírenské metalurgie

Datum zadání diplomové práce: **15. října 2021**
Termín odevzdání diplomové práce: **27. května 2022**

L.S.

Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan

Ing. Josef Odehnal, Ph.D.
vedoucí katedry

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMPOVÉ PRÁCE

AUTOR	Bc. Zikmund	Tomáš	
STUDIJNÍ PROGRAM	N0715A270014 – Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
VEDOUcí PRÁCE	Dr. Ing. Jirková, Ph.D.	Hana	
PRACOVÍŠTĚ	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Tailoring na dílech z moderních vysokopevnostních ocelí		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2022
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	74	TEXTOVÁ ČÁST	74	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Diplomová práce obsahuje metody zpracování středně manganových ocelí. Oceli jsou zpracované pomocí metody press hardening, kdy byly lisovány za vysoké teploty a následně kaleny v nástroji. Změna lokálních vlastností ocelí byla provedena pomocí tailoringu kalící teploty, po kterém je výsledná struktura ocelí martenziticko-austenitická.
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	Oceli v automobilovém průmyslu, karoserie, TRIP efekt, press hardening, tailoring, interkritické žhání, středně manganové ocele, quenching & partitioning, zbytkový austenit

SUMMARY OF MASTER SHEET

AUTHOR	Zikmund	Tomáš	
STUDY PROGRAMME	N0715A270014 – Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
SUPERVISOR	Dr. Ing. Jirková, Ph.D.	Hana	
INSTITUTION	ZČU - FST – KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Tailoring of parts from modern high strength steels		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2022
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eg. A4)

TOTALLY	74	TEXT PART	74	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOALS, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The diploma thesis deals with tailoring methods of medium manganese steels. The main parameter to change is value of intercritical temperature. One method is presented. Tailoring due to the different quenching temperature. The thesis focuses on finding ideal parameters in method of different quenching temperature.
KEY WORDS	steels in car industry, TRIP effect, press hardening, tailoring, intercritical temperature, medium manganese steels, quenching & partitioning, retained austenite

Obsah

Zadání.....	2
Přehled použitých zkratk a pojmů.....	9
Seznam obrázků	10
Seznam tabulek	12
1 Úvod	13
1.1 Cíl práce	13
2 Trendy v automobilovém průmyslu	14
2.1 Lisování za studena.....	14
2.2 Press hardening.....	15
2.3 Používané oceli.....	16
2.4 Springback efekt.....	17
2.5 Výhody a nevýhody	17
3 Tailoring.....	19
3.1 Tailoring vnitřní.....	19
3.1.1 Tailoring Částečnou austenitizací	19
3.1.2 Tailoring temperováním	20
3.1.3 Tailoring Částečným kalením a popouštěním na konci procesu	21
3.2 Tailoring pomocí svařování	21
3.3 Tailoring pomocí válcování	22
4 Oceli v automobilovém průmyslu.....	23
4.1 Rozdělení ocelí v automobilovém průmyslu.....	23
4.2 Porovnání a využití ocelí.....	24
4.2.1 Vysokopevnostní oceli bez intersticiálních prvků	25
4.2.2 Oceli Vytvrzené spékáním.....	25
4.2.3 HSLA oceli	25
4.2.4 Dvoufázové oceli	26
4.2.5 Vícefázové oceli.....	26
4.2.6 TRIP oceli.....	26
4.2.7 TWIP oceli.....	27
4.2.8 Martenzitické oceli.....	27
4.2.9 Mangan-borové oceli.....	28
4.3 Oceli třetí generace AHSS 3.Gen	28
4.4 Středně manganové oceli	29
4.5 Vliv jednotlivých strukturních složek na mechanické vlastnosti	29
4.6 Legující prvky	30

5	Tepelné zpracování středně manganových ocelí.....	32
5.1	Interkritické žíhání (IA)	32
5.2	Metoda Kalení a Přerozdělení (Q&P).....	33
5.3	Martenziticko-Austenitická Reverzní Úprava (MtR)	34
5.4	Proces Kalení-Přerozdělení-Temperování (Q-P-T).....	34
5.5	Proces Dvojitě Stabilizace (DS)	35
5.6	Cyklická přeměna	35
6	Motivace	37
7	Experimentální program	38
7.1	Použitá zařízení	38
7.2	Charakteristika výchozích stavů ocelí	38
7.3	ARA a IRA diagramy ocelí.....	39
7.4	Metalografie výchozích stavů	40
7.5	Tvrdości výchozích stavů	42
8	První etapa experimentu	44
8.1	Teplotní režimy	45
8.2	Metalografická analýza.....	45
8.3	Mechanické vlastnosti.....	50
8.4	Vyhodnocení první etapy experimentu.....	50
9	Druhá etapa experimentu.....	52
9.1	Teplotní režimy ohřevů.....	53
9.1.1	Měření z termokamery	55
9.2	Metalografická analýza.....	55
9.3	Mechanické vlastnosti.....	61
9.4	Vyhodnocení druhé etapy experimentu	63
9.4.1	Ocel 3Mn	63
9.4.2	Ocel 5Mn	65
10	Diskuze výsledků.....	67
10.1	První etapa experimentální části	67
10.2	Druhá etapa experimentální části.....	67
10.3	Porovnání první a druhé části experimentu	68
10.4	Shrnutí výsledků experimentální části v bodech:	69
11	Závěr	70
12	Literatura.....	71

Přehled použitých zkratk a pojmů

Tailoring	změna vlastností pomocí optimalizace parametrů technologického procesu
press hardening	technologie lisování dílů za vysokých teplot a kalení v nástroji.
interkritická oblast	oblast reverzní přeměny: ferit α \rightarrow ferit γ
MMnS	středně manganová ocel
TRIP efekt	transformačně indukovaná plasticita
TWIP efekt	dvojčatěním vyvolaná plasticita
HSS	nízkouhlíkové a konvenční vysokopevnostní oceli
AHSS	pokročilé vysokopevnostní oceli
IF-HS	vysokopevnostní oceli bez intersticiálních prvků
BH	vytvrzené vypékáním
HSLA	vysokopevnostní ocele s malým množstvím legujících prvků
DP	dvou fázové
CP	vícefázové
MS	martenzitické
MB	mangan-borové
ART	austenitická reverzní úprava
IA	Interkritické žíhání
Q&P	kalení a přerozdělení
MtR	Martenziticko-austenitická reverzní úprava
Q-P-T	kalení-přerozdělení-temerování
DS	dvojitá stabilizace
DSHT	dvojitá stabilizace teplotním procesem
M_s	martenzit start
M_f	martenzit finish
B_s	bainit start
P_s	perlit start
F_s	ferit start
A	austenit
R_A	zbytkový austenit
ART	austenitická reverzní přeměna
Ac_1	dolní hranice interkritické oblasti
Ac_3	horní hranice interkritické oblasti
ARA	anizotermický rozpad austenitu
IRA	izotermický rozpad austenitu
GPa	gigapascal
MPa	megapascal
s	sekunda
min	minuta
ppm	miliontina
μm	mikrometr
mJ/m^2	milijoul na metr čtverečný

Seznam obrázků

Obrázek 2-1: popis lisu – tvárník, tvárnice, plech (výlisek) [4].....	14
Obrázek 2-2: popis technologií press hardeningu: přímého a nepřímého [6].....	15
Obrázek 2-3: druhy forem: a) s vyvrtanými kanálky, b) s obálkou a jádrem, c) zalité kanálky [7]	16
Obrázek 3-1: tailorovaný díl b-sloupku, tailoring probíhal pomocí rozdílné kalící teploty, kdy modrá oblast chladla pomaleji než červená [17]	19
Obrázek 3-2: příklady metod tailoringu temperováním [17]	21
Obrázek 3-3: způsoby tailoringu [10].....	22
Obrázek 4-1: rozdělení ocelí pro automobilový průmysl [18].....	23
Obrázek 4-2: příklad použitých materiálů na karoserii auta [20].....	24
Obrázek 4-3: diagram vytvrzení BH ocelí pomocí stabilizace dislokací intersticiálním prvkem [22].....	25
Obrázek 4-4: vlevo: teplotní režim při výrobě dvoufázových ocelí, vpravo: teplotní režim při výrobě vícefázových ocelí [24]	26
Obrázek 4-5: teplotní režim při výrobě TRIP ocele [25].....	27
Obrázek 4-6: difuze manganu z feritické fáze do fáze austenitu, zelená oblast γ – austenit, červená oblast α – ferit / martenzit, žluté čáry – difuzní cesty manganu [34]	30
Obrázek 5-1: průběh metody kalení a přerozdělení (Q&P) [18].....	33
Obrázek 5-2: Struktura zrna po procesu Q&P [18].....	34
Obrázek 5-3: schéma procesu cyklické přeměny [43].....	36
Obrázek 7-1: diagramy ARA a IRA pro ocel 3Mn vypočítané pomocí programu JMatPro	40
Obrázek 7-2: diagramy ARA a IRA pro ocel 5Mn vypočítané pomocí programu JMatPro	40
Obrázek 7-3: mikrostruktury ocele 3Mn ve stavu válcovaném a normalizačně žíhaném, foceno za pomoci objektivu 100x, leptáno pomocí Villela-Bain	41
Obrázek 7-4: mikrostruktura ocele 5Mn ve stavech válcovaném a žíhaném v podélném a příčném směru válcování, foceno za pomoci objektivu 100x, leptáno pomocí Villela-Bain ...	42
Obrázek 8-1: TTA diagramy pro normalizovaný stav ocelí, vlevo: 3Mn, vpravo: 5Mn	44
Obrázek 8-2: TTA diagramy pro zušlechťený stav ocelí, vlevo: 3Mn, vpravo: 5Mn	44
Obrázek 8-1: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu, objektiv 100x	46
Obrázek 8-2: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu + interkritickém žíhání, objektiv 100x, Villela-Bain	46
Obrázek 8-3: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu + interkritickém žíhání, objektiv 100x, Villela-Bain	47
Obrázek 8-4: mikrostruktury oceli 3Mn, a) kaleno 1 s, b) kaleno 5 s, c) kaleno 5 s + žíháno 700 °C, d) kaleno 5 s + žíháno 750 °C, e) kaleno 5 s + žíháno 800 °C.....	47
Obrázek 8-5: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu, objektiv 100x, Villela-Bain	48
Obrázek 8-6: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu + interkritickém žíhání, objektiv 100x, Villela-Bain	48
Obrázek 8-7: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu + interkritickém žíhání, objektiv 100x, Villela-Bain	49
Obrázek 8-8: mikrostruktury oceli 5Mn, a) kaleno 1 s, b) kaleno 5 s, c) kaleno 5 s + žíháno 700 °C, d) kaleno 5 s + žíháno 750 °C, e) kaleno 5 s + žíháno 800 °C,.....	49
Obrázek 9-1: a) vlevo: schéma postupu press hardeningu s integrovaným tailoringem pomocí rozdílné kalící teploty, b) vpravo: schéma tepelných režimů, slovo	52
Obrázek 9-2: křivka chladnutí oceli 3Mn na vzduchu, b) ARA diagram pro ocel 3Mn, zaznamenané body chladnutí oceli na vzduchu pro vybrané časy	53

Obrázek 9-3: křivka chladnutí oceli 5Mn na vzduchu, b) ARA diagram pro ocel 5Mn, zaznamenané body chladnutí oceli na vzduchu pro vybrané časy	54
Obrázek 9-4: finální výlisek po provedeném tailoringu, a) podélný směr, tři oblasti s rozdílnými vlastnostmi; b) příčný směr	54
Obrázek 9-5: ocel 3Mn, vzorek 5+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	56
Obrázek 9-6: ocel 3Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji, vpravo vzorek 10+5 oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	56
Obrázek 9-7: ocel 3Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji, vpravo vzorek 10+5 oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	56
Obrázek 9-8: ocel 3Mn, vzorek 20+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	57
Obrázek 9-9: ocel 3Mn, vzorek 20+5, vlevo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x, Villela-Bain.....	57
Obrázek 9-10: mikrostruktura oceli 3Mn, a) varianta 5+5, oblast chlazená na vzduchu, b) varianta 5+5, oblast chlazená v nástroji, c) varianta 20+5, oblast chlazená na vzduchu, d) varianta 20+5, oblast chlazená v nástroji.....	58
Obrázek 9-11: ocel 5Mn, vzorek 5+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	59
Obrázek 9-12: ocel 5Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji; vpravo vzorek 10+5, oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	59
Obrázek 9-13: ocel 5Mn, vzorek 10+5, vlevo oblast přechodu, vpravo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x, Villela-Bain	59
Obrázek 9-14: ocel 5Mn, vzorek 17+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	60
Obrázek 9-15: ocel 5Mn, vlevo vzorek 17+5, oblast chlazená v nástroji; vpravo vzorek 30+5, oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Villela-Bain.....	60
Obrázek 9-16: ocel 5Mn, vzorek 30+5, vlevo oblast přechodu, vpravo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x,	60
Obrázek 9-17: mikrostruktura oceli 5Mn, a) varianta 5+5, oblast chlazená na vzduchu, b) varianta 5+5, oblast chlazená v nástroji, c) varianta 30+5, oblast chlazená na vzduchu, d) varianta 30+5, oblast chlazená v nástroji.....	61
Obrázek 9-18: vlevo: oblasti na tailorovaném dílu, ze kterých byly vyřezány vzorky pro tahové zkoušky, vpravo: vyřezané vzorky připravené na zkoušku	62
Grafy 9-1: graf tažnosti (vlevo) a graf pevnosti (vpravo) tailorovaných vzorků, vzorky jsou měřeny ve třech oblastech.....	65
Grafy 9-2: graf tažnosti (vlevo) a graf pevnosti (vpravo) tailorovaných vzorků, vzorky jsou měřeny ve třech oblastech.....	66

Seznam tabulek

Tabulka 4-1: rozdělení ocelí v automobilovém průmyslu [o].....	24
Tabulka 7-1: chemického složení experimentálního materiálu 3Mn	39
Tabulka 7-2: chemické složení experimentálního materiálu 5Mn	39
Tabulka 7-3: teploty začátků fázových přeměn pro anizotermické chladnutí ocele 3Mn, Fs – ferit start, Ps – perlit start, Bs – bainit start, Ms – martenzit start.....	39
Tabulka 7-4: teploty začátků fázových přeměn pro anizotermické chladnutí ocele 5Mn, Fs – ferit start, Ps – perlit start, Bs – bainit start, Ms – martenzit start.....	40
Tabulka 7-5: tvrdosti materiálů 3Mn, 5Mn ve výchozích stavech.....	42
Tabulka 9-1: teploty na konci procesu u oblasti chlazené v 1. fázi na vzduchu	55
Tabulka 9-2: srovnání charakteristik materiálů 3Mn: mez pevnosti, prodloužení.....	62
Tabulka 9-3: tabulka tvrdostí a mikrostruktury tailorovaných materiálů 3Mn, 5Mn	63
Tabulka 9-4: vyhodnocení oceli 3Mn, pořadí výsledků: 1-nejlepší, 3-nejhorší	64
Tabulka 9-5: vyhodnocení oceli 5Mn, pořadí výsledků: 1-nejlepší, 3-nejhorší	66
Tabulka 10-1: srovnání nejlepších vzorků ocelí 3Mn a 5Mn	69

1 Úvod

Tato práce se zabývá technologickými postupy k dosažení ideální struktury středně manganových ocelí (MMnS). Tyto ocele jsou známé pro svou schopnost stabilizace austenitu ve struktuře. Výsledkem mohou být díly s duální martenziticko-austenitickou strukturou vykazující vysokou pevnost a tažnost.

První metodou, která je popsána v práci, je metoda lisování za vysoké teploty s následným kalením v nástroji neboli metoda press hardening. Tato metoda spočívá v lisování ocele při její austenitizační teplotě.

V druhé části práce jsou popsány postupy sloužící ke změně lokálních parametrů ocele. Tyto postupy se označují pojmem tailoring a slouží k vytvoření dílu s oblastmi rozdílných vlastností.

Třetí část obsahuje popis ocelí využívaných v automobilovém průmyslu. V této části také budou popsány oceli středně manganové včetně mechanismů pro stabilizování zbytkového austenitu, funkce jednotlivých legujících prvků a popisu jednotlivých složek.

V poslední části teoretické části jsou popsány zbylé technologie a teplotní postupy pro získání specifických struktur. Tyto postupy využívají interkritické teploty (teploty mezi Ac_1 a Ac_3) k dosažení největšího množství zbytkového austenitu. Mezi další metody, které jsou v této části popsány, patří metoda kalení a přerozdělení (Q&P), metoda kalení-přerozdělení-temperování (Q-P-T), metoda reverzní přeměny martenziticko-austenitické a metoda cyklická.

1.1 Cíl práce

Prvním krokem je popis mechanismů středně manganových ocelí. Následovat bude volba metody tailoringu. U této metody tailoringu budou zvoleny varianty s rozdílnými parametry. Experimentálně budou provedeny zvolené postupy na dvou experimentálních ocelích 3Mn a 5Mn. Srovnání bude probíhat mezi jednotlivými variantami, dále s ocelmi ve výchozích stavech a mezi oběma ocelmi navzájem. Budou zvoleny nejvhodnější parametry pro daný postup tailoringu.

2 Trendy v automobilovém průmyslu

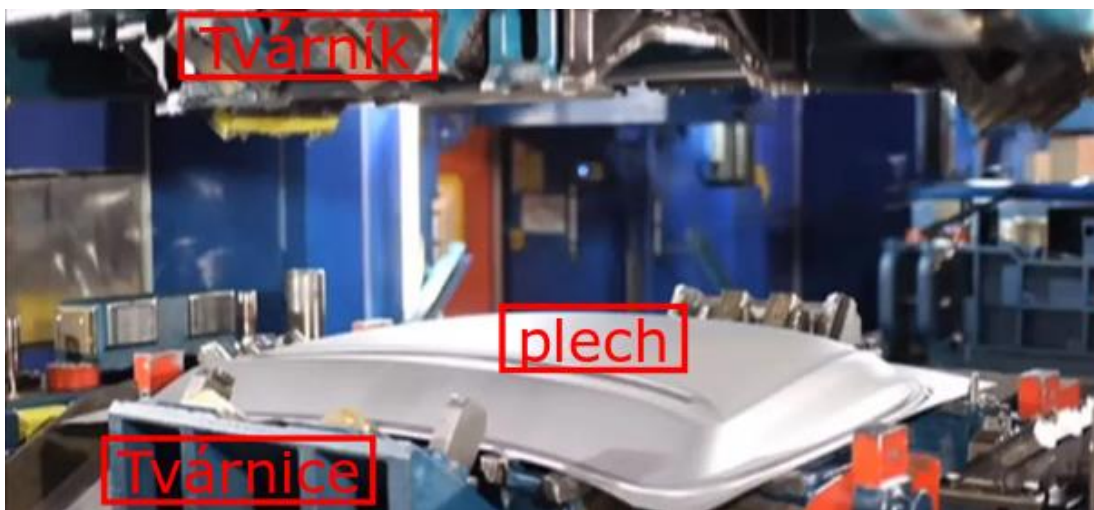
V automobilovém průmyslu jsou nové materiály vyvíjeny s ohledem na zlepšení nejrůznějších vlastností, jako je bezpečnost při nárazu, hluk, vibrace, cena a spotřeba paliva. Dá se předpokládat, že tlak na snížení spotřeby paliva povede k akceleraci vývoje nových lehkých materiálů a jejich nahrazování za oceli současně konvenčně využívané. V dnešních vozidlech se nachází široké spektrum ocelí. Od měkkých, s mezí pevnosti 270 MPa, po vysokopevnostní borové oceli, formované za tepla s mezí pevnosti 1500 MPa. Dalšími používanými materiály jsou hliník a kompozity na bázi manganu a polymerů [1].

Dvě z metod využívaných pro výrobu dílů v automobilovém průmyslu jsou: lisování za studena a lisování za tepla (např. press hardening). Při metodě press hardeningu napomáhá vysoká teplota ke zlepšení tažnosti, pevnosti a k možnosti vytvářet komplexní tvary dílu při sníženém zbytkovém vnitřním napětí. Velký tlak na snížení uhlíkových emisí může být zásadním hnacím článkem ve vývoji nových materiálů a technologií. Jedním z hlavních sledovaných parametrů materiálu by mohl být poměr pevnosti na množství objemu. Díky zmenšení tohoto parametru dochází ke zmenšení spotřeby paliva, kdy snížením hmotnosti vozidla o 100 kg dojde ke zvýšení dojezdu o 1 km/l [1].

Automobil pravděpodobně nebude z jednoho materiálu, ale z vícero rozdílných, které budou navrženy se specifickým požadavkem daného dílu. Díky tomu se budou zlepšovat jízdní vlastnosti, dynamika, spotřeba paliva a hluk v kabině. Nové technologie a postupy výroby dílů mohou vést ke vzniku materiálů s lepšími vlastnostmi a ke zvýšení rychlosti a efektivity sériové výroby [2, 3].

2.1 Lisování za studena

Jednou z nejrozšířenějších metod pro výrobu částí karoserií v automobilovém průmyslu je metoda lisování za studena. Pro tuto metodu hovoří řada faktorů, díky kterým se lisované díly staly natolik dominantní, že částečně nebo úplně vytlačily díly odlévané, kované a řezané. Cílem lisování je vytvoření dílu s přesnou geometrií, požadovanou kvalitou povrchu a specifickými vlastnostmi. Hlavními díly lisu jsou tvárník a tvárnice (viz obrázek 2-1).



Obrázek 2-1: popis lisu – tvárník, tvárnice, plech (výlisek) [4]

Proces lisování za studena začíná vložením materiálu (ve formě plechu) do lisu, následuje stlačení tvárníku, které stlačí materiál na tvárnici, díky čemuž materiál dostane výsledný tvar. Výsledná geometrie zahrnuje otvory a plochy pro spoje s ostatními díly. V závislosti na komplexnosti dílů může být lisování vícekrokové. Úprava vytvarovaného dílu ve formě odříznutí přebytečného materiálu v jednom kroku není výjimkou. Jelikož je tato metoda lisování dělána při pokojové teplotě, nazývá se lisováním za studena.

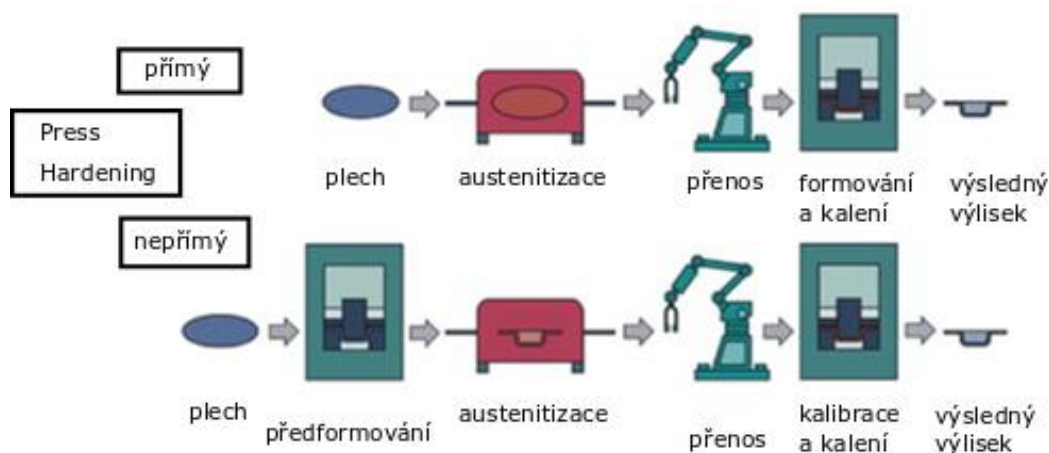
Hlavními výhodami této metody jsou: jednoduchá automatizace, vysoká produktivita a jednoduchá operativnost. Vysokorychlostním lisováním lze dosáhnout stovek lisování za minutu. Výsledné díly už často dále nemusejí být zpracovávány, a tak se jedná o metodu, která šetří energii a materiál. Díly vytvářené pomocí této metody se vyznačují komplikovanými tvary, malou tloušťkou, nízkou hmotností a značnou tuhostí.

Ekonomicky se použití technologie lisování vyplatí především pro velký objem výroby, kdy jedna linka je schopna vyprodukovat kolem 14 dílů za minutu. Je využíváno v širokém počtu odvětví (strojírenská výroba, automobilový a letecký průmysl, elektronika, elektrické spotřebiče, lehký průmysl, přístrojové vybavení). Základní linka spočívá v řadě za sebou seřazených lisů. Díl je postupně přenášán od jednoho lisu ke druhému, na každém lisu je mu dán tvar pouze částečně. Hotový tvar je zhotoven až po dokončení série lisování. Díky vývoji v této oblasti tváření dnes existuje celá řada moderních procesů vedoucích ke zvýšení produktivity, kvality produktu a snížení ceny [5].

2.2 Press hardening

Press hardening je neizotermický proces tváření kovů. Jedná se o metody lisování při vysoké teplotě a kalení v nástroji. Polotovar ve formě plechu, který je ohřátý na austenitizační teplotu, je vložen do lisu. Zde je pomocí nástroje (zápustky) vytvarován a zakalen.

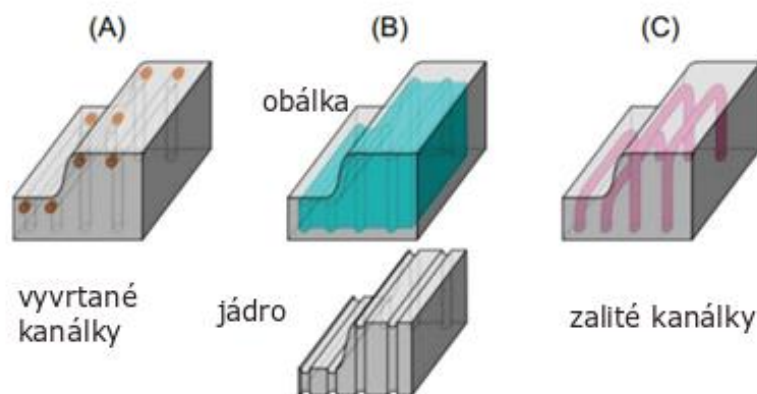
Proces press hardening se rozděluje na dvě varianty: přímou a nepřímou. V přímé metodě je materiál zahřát v peci, přesunut do lisu a subsekvenčně formován a zakalen v uzavřené formě. Při nepřímé metodě je materiál vytvarován před samotným ohřátím. Materiál je následně vložen do pece a ohřát na austenitizační teplotu. V posledním kroku je materiál vložen zpět do nástroje. V něm dojde k finální kalibraci tvaru a zakalení na finální strukturu. Schémata přímé a nepřímé metody procesu press hardening jsou zobrazena na Obrázku 2-2 [6, 7, 8].



Obrázek 2-2: popis technologií press hardeningu: přímého a nepřímého [6]

Při přímé metodě press hardening je materiál ohřát v peci nad teplotu austenitizace a na této době udržován po dobu nezbytnou k docílení homogenní austenitické struktury. Materiál je poté co nejrychleji přepraven do tvarovacího lisu, kde následuje druhá fáze. Rychlost je přitom důležitá, aby materiál zůstal v austenitické podobě. Ve druhé fázi je materiál pomocí zápustky vytvarován do výsledné podoby. Je nutné, aby tento proces byl uskutečněn, dokud je materiál plně austenitický. Třetí fáze pak představuje kalení vylisku v uzavřené zápustce, při kterém dochází k získání zákalné struktury. Samotná forma je chlazena kapalinou a k její primární funkci (určení výsledného tvaru) přibývá tak i funkce sekundární, a tou je odvod tepla z vylisku. Výsledná struktura může být pro konvenční ocele martenzitická nebo bainitická.

Široké uplatnění nachází proces press hardening např. právě v automobilovém průmyslu při výrobě částí karoserií vozidel. Nové metody formování jsou vyvíjeny na bázi termální izolace a na nestlačitelnosti proudícího média. Tlak na snížení časové náročnosti procesu press hardening vede ke zkoumání možnosti zvýšení rychlosti ochlazování. Toho je docíleno pomocí přenosu tepla z materiálu na formu a následně na teplonosné médium. Pro přenos tepla je tedy materiál samotné formy a druh teplonosného média neméně důležitý. Z pohledu technického řešení proudění média se zápustky dělí na následující druhy: formy s vrtanými kanálky, formy s obálkou a jádrem, formy s předlitými kanálky. Jednotlivé zápustky jsou zobrazeny na Obrázku 2-3 [6, 7, 9].



Obrázek 2-3: druhy forem: a) s vyvrtanými kanálky, b) s obálkou a jádrem, c) zalité kanálky [7]

Jedním z problémů, které vznikají u vysokoteplotního lisování, je oxidace materiálu, která probíhá při kontaktu austenitické struktury a vzduchu. Výsledný oxidický film je z pohledu dalších operací nežádoucí. K tomu dochází především při přenosu materiálu z pece do lisu. Pro zamezení vzniku tohoto fenoménu je možné vytvoření ochranné vrstvy, která chrání materiál proti oxidaci a oduhličení povrchu. Další variantou je nanesení ochranného oleje [6].

2.3 Používané oceli

Oceli vyzkoušené a využívané pro proces press hardening jsou např. oceli mangan-borové. Jedním zástupcem je ocel 22MnB5. Jedná se o mikrolegovanou uhlíkovo-manganovou ocel s chromem, molybdenem, niobem, titanem, vanadem a borem. Její kritická kalící rychlost je 30 °C/s. Materiály s velkým potenciálem pro metodu press hardening jsou také oceli martenzitické-nerozové např. ocel MaX2. Kritická rychlost ochlazování pro tyto oceli je mnohem nižší než pro ocel 22MnB5 (1 °C/s), díky čemuž je možné získání zákalné struktury při kalení na vzduchu. U oceli MaX2 byla naměřena pevnost 1800 MPa. Při snížení obsahu uhlíku byla naopak docílena feriticko-bainiticko-martenzitická mikrostruktura, u které byla

naměřena nižší tvrdost (800 MPa) při zvýšené tažnosti (11-14 %). U dual-fázových ocelí byla naměřena pevnost až 1400 MPa (větší než v dodaném stavu).

Mezi nově uvažovanými oceli pro metodu press hardening jsou také oceli středně manganové s obsahem uhlíku 0,2-0,4 % a obsahem manganu 5-8 %. Potenciál se nachází ve vysokotvrdé martenzitické struktuře s houževnatými zrny zbytkového austenitu. Teplota martenzit start (M_s) je u těchto ocelí nad pokojovou teplotou. Teplota martenzit finish (M_f) leží pod ní. Teplota austenitizace těchto materiálů leží v rozmezí 790-840 °C při žíhacím čase od 4 do 7 minut. Martenzitická transformace není náchylná na rychlost ochlazování. Střední manganové oceli pak mohou být legovány dalšími prvky, jako je například titan, kdy výsledkem může být pevnost až 2000 MPa. Zvýšením uhlíku jsou modifikována primární austenitická zrna, a tím se zvyšuje tvrdost a pevnost při zachování tažnosti [10, 13].

2.4 Springback efekt

V tvářecích procesech, u kterých dochází k ohýbání materiálu, dochází k efektu springback. Princip tohoto efektu spočívá ve snaze materiálu se po odlehčení a vyndání z formy vrátit do jeho původní polohy. Výsledkem jevu je, že úhel ohnutí se liší od úhlu ohybu. Springback efekt se nejvíce projevuje při lisování za studena, se zvyšující se teplotou pak klesá. Výrazně klesne při překročení teploty materiálové rekrytalizace a při použití předeřáté formy. Samotný efekt je reakcí na plastickou část zatížení, a výsledkem je tedy geometrická změna materiálu.

Dvě hlavní příčiny pro vznik tohoto efektu jsou následující: první souvisí s přemístěním atomů při samotném ohnutí, druhý pak souvisí se vzniklými tahovými a tlakovými napětími.

Při ohybu vzniká na vnější straně tahové napětí, to je přitom větší než tlakové, vzniklé na vnitřní straně materiálu. V důsledku snahy o vyrovnání tlaků se materiál částečně vrátí zpět do výchozí pozice. Významným faktorem pro velikost zpětného vrácení je mez kluzu materiálu. Další faktory jsou geometrického typu. Prvním je velikost průřezu k rádiu ohýbání, kdy při zvětšování rádia roste velikost efektu.

Druhým je dotyk materiálu se spodním dílem formy. Při tomto stavu dochází k nadměrnému ohnutí a zvýšení tlaku materiálu. Tento stav je popsán jako springforward efekt. Finální geometrie dílu je kvůli těmto efektům obtížně předpověditelná.

Vzniklé problémy k vyřešení jsou dva: prvním je predikce změny geometrie dílu, druhým je uzpůsobení nástrojů ke kompenzaci těchto dvou efektů. Při lisování za tepla se zmenšuje elastické a plastické napětí a snižuje modul pružnosti. Springback efekt je větší u tvrdších materiálů, u forem s většími rádií, u forem s většími rádií k průměru materiálu. Při tvářecích procesech bývá větším problémem než trhliny a zúžení materiálu. K jeho kompenzaci je možné použít několik řešení. Prvním je navržení formy pro větší úhel ohnutí, než je úhel finální. Druhou možností je změna geometrie výrobku např. pomocí zmenšení rádiů nebo změna geometrie nástroje, která odstraní springforward efekt. Poslední možností je zvýšení teploty procesu ideálně nad teplotu austenitizace a ohřátí formy [10, 14, 15, 16].

2.5 Výhody a nevýhody

Hlavní výhodou procesu press hardening je dosažení vysoké pevnosti (1,5 GPa oproti 1,2 GPa u lisování za studena) s minimálním springback efektem a vysokou geometrickou přesností. Oproti lisování za studena je napětí vnesené do materiálu výrazně nižší a možnost jeho tváření vyšší.

První nevýhodou je velká počáteční investice zahrnující pec, lis a řezací laser. Dalším

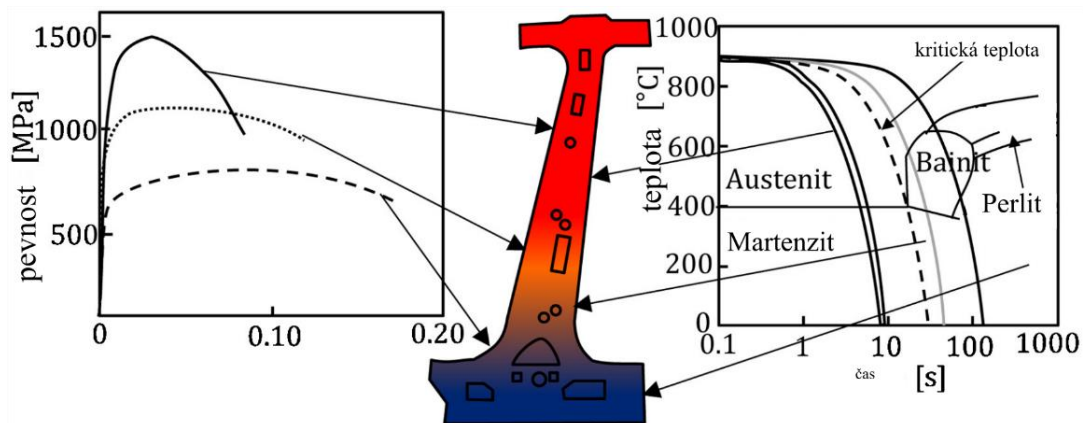
negativem je větší potřebná plocha výroby oproti konvenčním technologiím. V neposlední řadě se musí počítat i s nižší produktivitou. Problematická je také lubrikace formy při vyšších teplotách. U klasického press hardeningu jsou mechanické vlastnosti na všech místech stejné. Postupy, které přicházejí s novými a modifikovanými výrobními procesy za vzniku dílu s rozdílnými oblastmi, jsou ukryty pod pojmem tailoring [10].

3 Tailoring

Pojem tailoring znamená úpravu vlastností materiálu pomocí rozdílných parametrů procesu. Tailorovaný díl je takový, který má na různých místech různé vlastnosti. V tomto případě se jedná o tailoring mikrostruktur.

Pomocí tepelného procesu press hardening je možné vyrobit vysokotvrdé díly s plně martenzitickou strukturou. U některých dílů, jako je například centrální b-sloupek, je požadavek na dvě oblasti, kdy každá má mít rozdílné pevnostní charakteristiky. Jak je vidět na Obrázku 3-1, u horní části je požadavek na vysokou pevnost, zatímco u dolní části na velkou tažnost. Toho lze docílit pomocí spojení dvou dílů (např. pomocí svaru), nebo pomocí metod tailoringu.

Výhodou tailoringu je vytvoření požadovaných struktur bez nutnosti spojů. Potenciál tailoringu je ve zvýšení produktivity a zlepšení vlastností u přechodových oblastí. Obecně jsou metody tailoringu rozděleny na: tailoring vnitřní, tailoring svařovanými díly a tailoring tloušťky pomocí válcování [10].



Obrázek 3-1: tailorovaný díl b-sloupku, tailoring probíhal pomocí rozdílné kalící teploty, kdy modrá oblast chladla pomaleji než červená [17]

3.1 Tailoring vnitřní

Principem modifikace mikrostruktury u této metody je ovlivňování časů u jednotlivých fází procesu press hardening. Konkrétní části materiálu jsou zahřáty nad austenitizační teplotu. Jiné části stejného materiálu pouze pod teplotu A_{c3} , díky čemuž je zabráněna reverzní austenitická přeměna u těchto oblastí a následný vznik zákalné struktury při finálním zakalení materiálu. Výsledkem v těchto oblastech tak může být nižší tvrdost a vyšší tažnost. Ohřátí materiálu je například prováděno v průběžných pecích, konduktivní nebo induktivní metodou. Tepelné podmínky a následná mikrostruktura může být ovlivňována pomocí rozdílných metod např. pomocí změny lokálních teploty u formy nebo u tvářeného materiálu [10, 12].

3.1.1 TAILORING ČÁSTEČNOU AUSTENITIZACÍ

Tato metoda je založena na potlačení austenitizace během první fáze tepelného procesu, díky kterému nedojde k pozdější martenzitické přeměně. Tento tailoring může být vytvořen lokálním ochlazením materiálu po jeho vyndání z pece, nebo přidáním absorpčních komponentů, které jsou v kontaktu s materiálem v peci. Tyto absorbátory přitom mají funkci odběru energie a zabránění dosažení teplot nad A_{c3} na lokálních místech materiálu. Tyto absorbátory také zamezují vzniku martenzitické struktury při následném zakalení pomocí odebírání energie z výlisku díky jeho stínění. Toto stínění má přitom dva efekty. Zvyšuje

teplotní kapacitu a stíní materiál před teplem. Metod k dosažení výsledných lokálních vlastností souvisejících s absorbatory je vícero: použití rozdílných materiálů, rozdílných tloušťek, rozdílných povrchů a různých styků s materiálem, rozdílných vzdáleností absorbatoru od materiálu. Další možností související s částečnou austenitizací materiálu je lokální ohřátí materiálu například pomocí topných desek nebo indukčního ohřevu [10, 12].

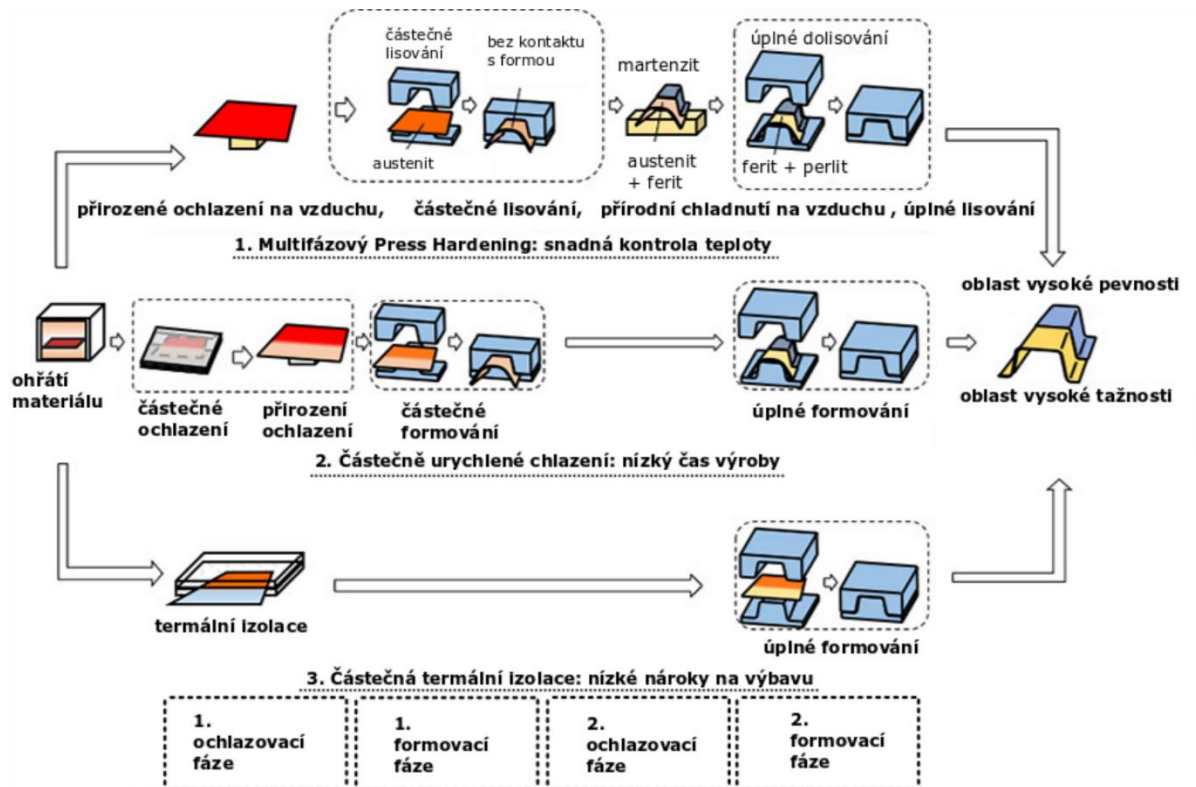
3.1.2 TAILORING TEMPEROVÁNÍM

Při tomto tailoringu dochází k přímé kontrole času a teploty materiálu během lisování a kalení (press hardening). Regulace je prováděna pomocí ochlazovacích podmínek a pomocí tepelného přenosu mezi zápustkou a materiálem. Tento typ temperování může být dosažen pomocí více metod, které lze použít samostatně nebo kombinovaně. Nejčastější metodou je použití ohřívané a chlazené formy. Ohřívaná část slouží k potlačení martenzitické transformace, ochlazená k její podpoře.

Druhou variantou, využívanou pro nepřímý press hardening ke změně ochlazovací rychlosti, je vyrobení otvoru v povrchu formy. Na tomto místě vznikne mezera mezi materiálem a zápustkou, kde lokální přenos tepla bude rozdílný. Při této metodě je použito dvoufázové formování. Při prvním formování je použita forma s otvory a je vytvarována část, která má vysokopevnostní charakter. Ve druhém formování je použita forma bez mezer sloužící k vytvarování výsledné podoby celého dílu. Chlazené formy jsou využívány také pro zrychlené ochlazování houževnaté struktury, kdy je materiál ochlazován teplotou vyšší, než je teplota okolí nad teplotu martenzit start. Poté je materiál dochlazen na pokojové teplotě, kde dojde k feritické transformaci.

Další variantou je použití izolantu, který díky malému přenosu tepla brání lokálnímu kalení. Tento přístup nabízí regulaci přítlačné síly na část výlisku. Pro tuto metodu musí být vytvořen sekvenční nástroj, který je schopen vyvíjet různý tlak na různém místě materiálu. V prvním případě je tlak po určitém čase lokálně zmenšen, díky tomu dochází k menšímu přenosu tepla a vzniku houževnatější mikrostruktury. Zatímco na zbytku materiálu plně zatíženém vznikne struktura plně martenzitická.

V případě druhém je využita rozdílná struktura nástroje, díky které dochází k rozdílnému kontaktu s materiálem a rozdílné rychlosti ochlazování bez snížení kvality povrchu výsledného dílu. Nevýhodou použití tailoringu temperováním je složitost konstrukce vyhřívané a chlazené formy. Metody, kde se pracuje pouze s teplotami samotného materiálu, jsou zobrazeny na Obrázku 3-2 [10, 17].



Obrázek 3-2: příklady metod tailoringu temperování [17]

3.1.3 TAILORING ČÁSTEČNÝM KALENÍM A POPOUŠTĚNÍM NA KONCI PROCESU

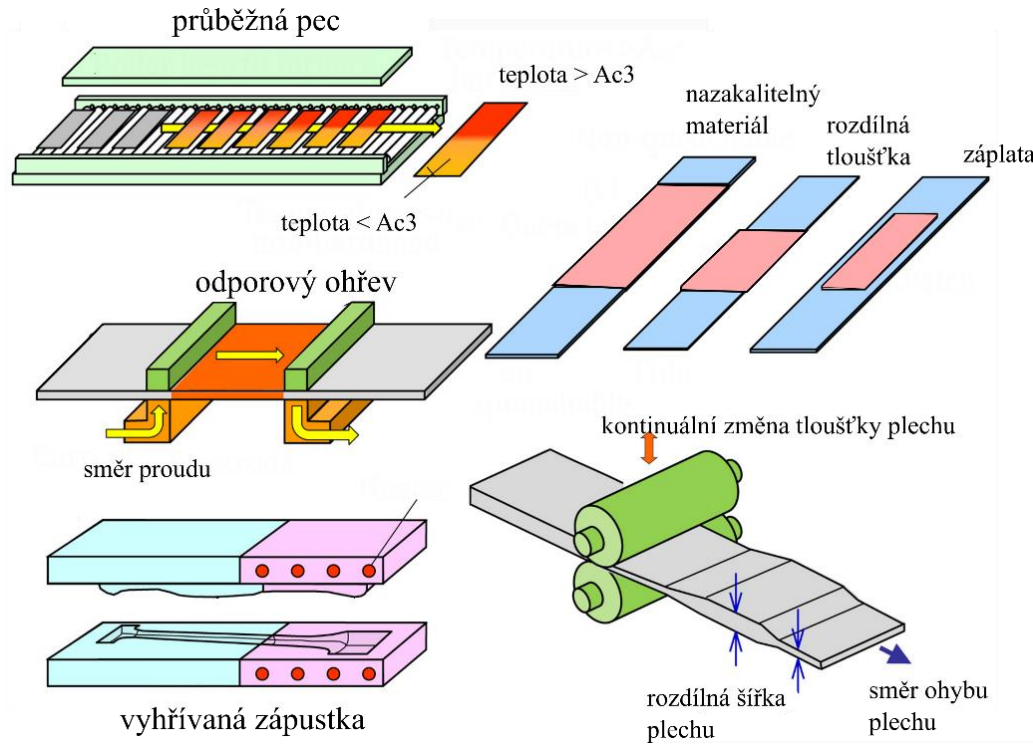
Při použití částečného kalení na konci procesu je hlavní výhodou zkrácení doby výroby, kdy materiál je ze zápusky vyndán co nejrychleji po vytvarování a následně je kalen externě. Metoda popouštění na konci procesu naopak celý proces prodlužuje, ale díky jejímu použití je možné vylepšit výslednou strukturu. Při popouštění ovšem hrozí distorze dílu, kdy se celý proces protáhne o následnou geometrickou korekci [10].

3.2 Tailoring pomocí svařování

Metoda tailoringu pomocí svařovaných plechů je založena na využívání vlastností rozdílných materiálů. Ty k sobě mohou být spojeny pomocí metody svařování před samotným tepelným zpracováním. Poté při press hardeningu dochází k rozdílné změně struktury (např. zakalení pouze jednoho z materiálů). Tato metoda může být využita pro díly na kritických místech z pohledu nárazů. Díly, které jsou použity mohou mít odlišnou tloušťku nebo tvrdost. Mezi nevýhody patří úzké přechody mikrostruktur, časová náročnost a cena. Kvůli odlišnosti materiálů může vznikat různé zatížení v důsledku rozdílné tepelné vodivosti a nerovnoměrné napětí. Dalším negativem je nutnost úpravy plechů před samotným svařením. Metoda je zobrazena na Obrázku 3-3 [10].

3.3 Tailoring pomocí válcování

Při technologii tailoringu válcovaných plechů je výhoda v použití jediného materiálu a ušetření času při spojovacích operacích. Základem tohoto tailoringu je různá tloušťka materiálu, která je dosažena pomocí variabilních válcovacích stolic. Při válcování plechů je kladen vysoký důraz na hladkou změnu tloušťky. Výhodou je odpadnutí techniky spojování a odstranění materiálového přechodu. Nevýhodou naopak je změna tloušťky, která může být provedena pouze ve válcovaném směru (viz Obrázek 3-3) [10, 11].



Obrázek 3-3: způsoby tailoringu [10]

4 Oceli v automobilovém průmyslu

Vývoj ocelí v automobilovém průmyslu ušel zejména v posledních dvou desetiletích dlouhou cestu. Snaha o zvýšení bezpečnosti, snížení uhlíkové stopy a ušetření materiálu vedla k inovaci v oblasti mikrostruktury materiálu. Právě bezpečnost člověka, vně nebo uvnitř vozidla, je jedním z hlavních kritérií při návrhu materiálů. Současný trend je používání vysokopevnostních materiálů kombinujících vysokou pevnost, tažnost a vysokou absorpci energie. Tyto parametry jsou obzvláště důležité při náhlém nárůstu energie (např. vlivem nárazu), která musí být usměrněna kontrolovaným způsobem tak, aby zpomalení cestujících nepřesáhlo únosnou mez (tzv. threshold), maximalizující jejich šanci na přežití a minimalizaci jejich zranění.

Druhá podmínka využívaná pro efektivní vypořádání se se změnou energie je účast co největšího objemu materiálu. Toho lze docílit konstrukčními řešeními, např. vybudování deformačních zón absorbujících velkou energii. Množství absorbované energie je silně ovlivněno deformačním chováním materiálu. Absorbovaná energie (jinak známá jako oblast homogenní plasticity) lze přitom vyčíst z plochy pod křivkou grafu závislosti napětí na deformaci materiálu. Ideální materiál spotřebovává vysoké napětí pro pokračování plastické deformace a má vysokou mez pevnosti.

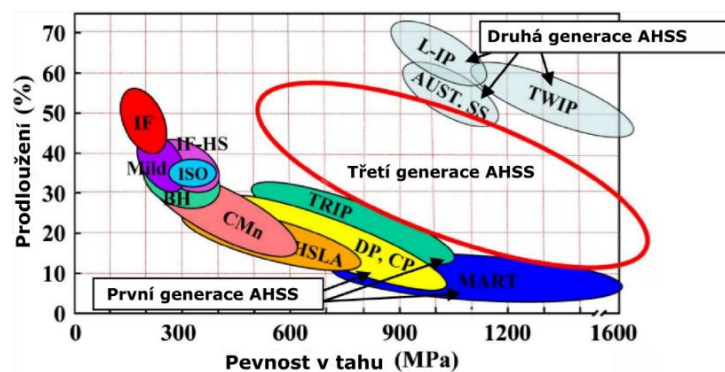
Pro každou část karoserie jsou přitom kladeny trochu jiné požadavky tak, aby předchozí dvě charakteristiky (deformační chování materiálu a účast co největšího objemu materiálu) byly ideálně využity.

V následující kapitole jsou vypsány nevíce používané oceli v současném automobilovém průmyslu. Rozdíly v pevnostech a tažnostech jednotlivých materiálů jsou ilustrovány na Obrázku 4-1.

4.1 Rozdělení ocelí v automobilovém průmyslu

Oceli používané v automobilovém průmyslu jsou v této práci rozděleny do čtyř skupin. Ty jsou řazeny podle historického původu. Oceli nové generace se vždy snaží přijít se zlepšením na místě, kde generace předcházející nevyhovuje nebo má nějaké nedostatky.

Jednotlivé skupiny ocelí jsou: nízkouhlíkové a konvenční vysokopevnostní (HSS), 1. generace pokročilých vysokopevnostních ocelí (1. gen. AHSS), 2. generace pokročilých vysokopevnostních ocelí (2. gen. AHSS) a 3. generace pokročilých vysokopevnostních ocelí (3. gen. AHSS). Každá z těchto skupin má dále zástupce, z nichž někteří jsou vypsány v Tabulce 4-1 [18].



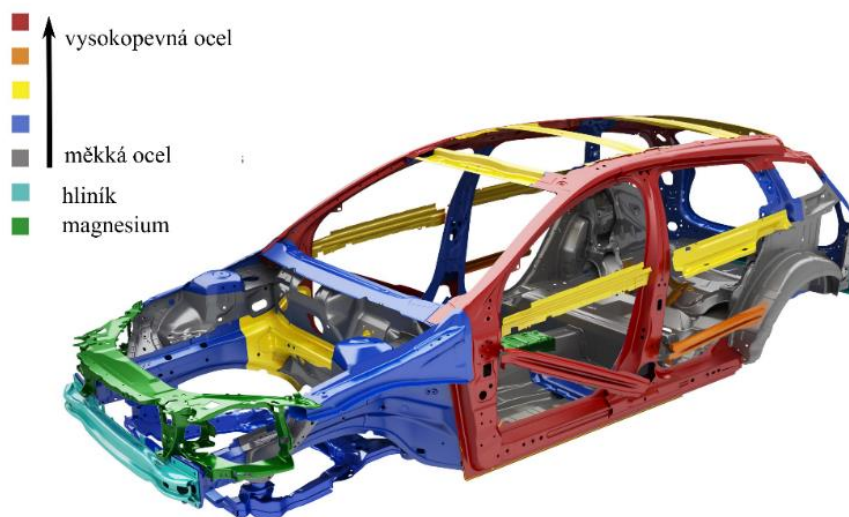
Obrázek 4-1: rozdělení ocelí pro automobilový průmysl [18]

Tabulka 4-1: rozdělení ocelí v automobilovém průmyslu [o]

Rozdělení ocelí v automobilovém průmyslu		
Skupina	Zástupce	zkratka
HSS	Nízkouhlíkové	CC
	Meziatomově vytvrzené	SSS
	Vytvrzené vypékáním	BH
	Mikrolegované	HSLA
1. gen. AHSS	Dvoufázové	DP
	Transformačně indukované	TRIP
	Vícefázové	CP
	Martenzitické	MS
	Mangan-Bórové	MB
2. gen. AHSS	Dvojitově indukovaná	TWIP
	Lehké s indukovanou plasticitou	L-IP
	Austenitické	ASS
3. gen. AHSS	Středně manganové	MMn
	Kalené a přerozdělené	Q&P

4.2 Porovnání a využití ocelí

Kapacita zpevnění je u TRIP ocelí daleko větší než u většiny dvoufázových ocelí. To vede k její větší tažnosti. Díky tomu se TRIP ocele hodí pro středněpevnostní strukturní části karoserie podílející se na přenosu energie při nárazu. Q&P oceli nabízejí ultravysokou pevnost, zatímco díky zbytkovému austenitu je možný TRIP efekt, který přispívá k vysoké tažnosti. Oceli Q&P jsou vhodné pro strukturní a bezpečnostní části karoserie, jako jsou například příčné členy, podélné nosníky, b-sloupky, prahy a zpevnění nárazníků [2, 19].



Obrázek 4-2: příklad použitých materiálů na karoserii auta [20]

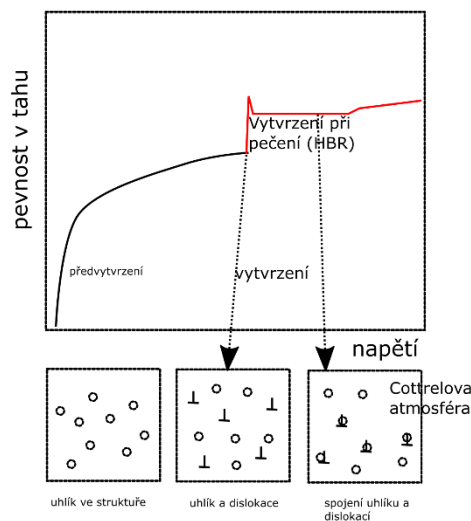
4.2.1 VYSOKOPEVNOSTNÍ OCELI BEZ INTERSTICIÁLNÍCH PRVKŮ

Oceli se zkratkou IF-HS se vyznačují feritickou strukturou. Typická je přítomnost intersticiálních prvků v malém množství. Vyznačují se nízkou mezí kluzu (150 MPa). Mez pevnosti se pohybuje kolem 290 MPa. Vysokopevnostní IF-HS oceli mohou mít mez pevnosti až 440 MPa a mez kluzu až 320 MPa. Této pevnosti je dosaženo pomocí substitučních legujících prvků Mn, P a Si. Díky těmto prvkům se zvýší pevnost na úkor tažnosti a tvarovatelnosti. Tyto oceli jsou vyráběny procesem kontinuálního lití, válcování za tepla, válcování za studena a žiháním. Ke snížení intersticiálních prvků v oceli se používá vakuové odplynování [2, 21].

4.2.2 OCELI VYTVRZENÉ SPÉKÁNÍM

Oceli vytvrzené spékáním (BH) jsou speciální třídou skupiny nízkouhlíkových ocelí. Výroba probíhá tvářením za pokojové teploty. Vyznačují se vytvrzením pomocí termického procesu, který následuje po samotném lisování. Tyto oceli jsou používány na panelové díly, jako jsou dveře a kapoty. Vzhledem k jejich nízkému obsahu legur jsou vhodné pro svařování.

Princip těchto ocelí spočívá v kontrolovaném žihání, při kterém dochází ke stabilizaci dislokací pomocí prvků uhlíku a dusíku. Díky schopnosti precipitace karbidů při řízeném stárnutí (např. při 200 °C po dobu 20 min) získávají tyto oceli tuhost a stabilitu (vytvářejí tzv. Cottrelovy atmosféry) [22]. Tato schopnost se nazývá vytvrzení při pečení (BHT). Obsah uhlíku je extrémně nízký (0,01 %). Jedná se o tzv. supertvarovatelné oceli s maximální pevností v tahu 600 MPa a feritickou strukturou. Teplotní režim ocelí je zobrazen na Obrázku 4-3 [2, 21, 22].



Obrázek 4-3: diagram vytvrzení BH ocelí pomocí stabilizace dislokací intersticiálním prvkem [22]

4.2.3 HSLA OCELI

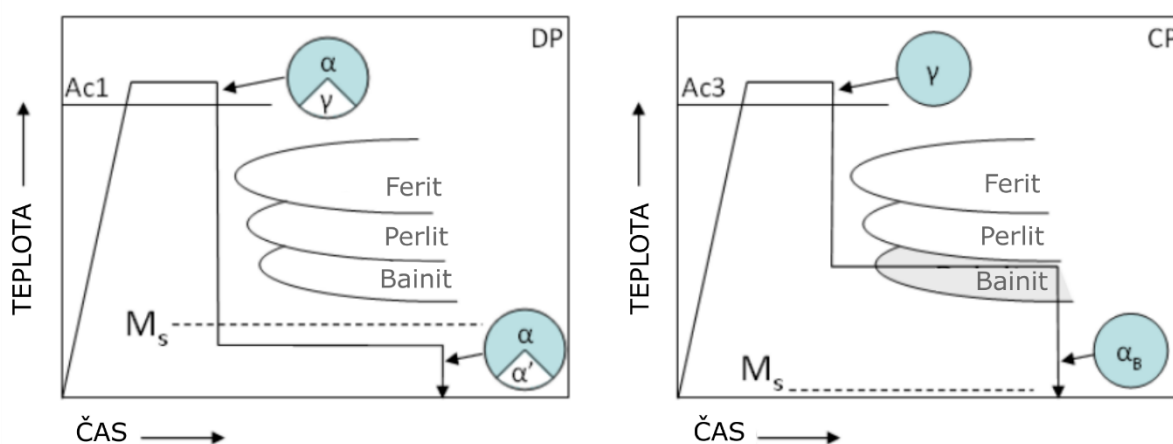
Oceli HSLA mají feritickou strukturu a jsou zpevněny především díky mikrolegujícím prvkům vanadu, titanu a niobu, které tvoří v materiálu nitridy, karbidy. Vytvrzující mechanismy těchto ocelí jsou především: jemnozrnnost, precipitační vytvrzení a optimalizace tvaru dílu. V publikaci [23] se uvádí mez kluzu této oceli až kolem 550 MPa, mez pevnosti až 680 MPa a prodloužení až o 28 %. Jsou vhodné na konstrukční a výztužné díly karoserie. Mezi výhody oceli patří nezhrubnutí její struktury při svařování díky zmíněným precipitátům [2, 21, 23].

4.2.4 DVOUFÁZOVÉ OCELI

Dvoufázové oceli (DP) jsou charakteristické jemnou feritickou maticí a tvrdými martenzickými ostrovy. Ferit dává DP ocelím tažnost a martenzické ostrovy vysokou pevnost. Při vzrůstajícím množství martenzitu roste pevnost celkového materiálu. DP oceli jsou založeny na bázi C-Mn-Si. Množství uhlíku je zde okolo 0.006-0.15 %. Tento prvek se podílí na stabilizaci austenitické fáze a zpevňování martenzitu. Manganu je zde od 1.5-2.5 %, stabilizuje austenit, zpevňuje feritická zrna a zabraňuje jejich růstu. Křemík podporuje fázovou přeměnu na ferit. Ostatní legující prvky jako chrom, molybden, vanad a niob pomáhají se stabilizací austenitu, modifikují mikrostrukturu a zlepšují mechanické vlastnosti. Chrom a molybden většinou nepřesahují 0,4 % a zabraňují formování perlitu a bainitu. Vanad podporuje precipitaci a pomáhá vylepšovat mikrostrukturu. Množství vanadu v DP ocelích většinou nepřekračuje 0.06 %. Niob napomáhá k redukci martenzické transformační teploty, zlepšuje mikrostrukturu a podporuje feritickou přeměnu z austenitu. V oceli se ho nachází do 0,04 %. V DP ocelích není výrazná mez kluzu, toho je docíleno pomocí přítomnosti vnitřního napětí, díky kterému dislokace zůstávají mobilní (dislokace nejsou zadrženy intersticiálními atomy na místě). Při porovnání s konvenčními HSLA oceli se stejnou maximální dovolenou plastickou deformací mají DP ocele vyšší křivku zpevnění [2, 18].

4.2.5 VÍCEFÁZOVÉ OCELI

Vícefázové oceli (CP) byly vyvinuty modifikací DP ocelí. Byly přidány mechanismy zpevnění bez velkého zvýšení obsahu legujících prvků, které by snížily jejich svařitelnost. CP oceli jsou nabízeny v širokém množství jakostí a s rozdílnými vlastnostmi. Mají jemnozrnnou strukturu, které je docíleno pomocí pomalé rekystalizace a precipitací mikro legujících prvků Ti a Nb. V jejich struktuře se nachází malé množství martenzitu a někdy i zbytkový austenit ve feriticko-bainitické matici (viz Obrázek 4-4). Mají vysokou mez pevnosti při zachování vysoké tažnosti. Použití nalézají u částí s jednoduchými tvary a u částí okolo posádky, kde nesmí docházet k deformaci (dveřní lišty, příruby sedadel, střešní struktury) [2, 21].

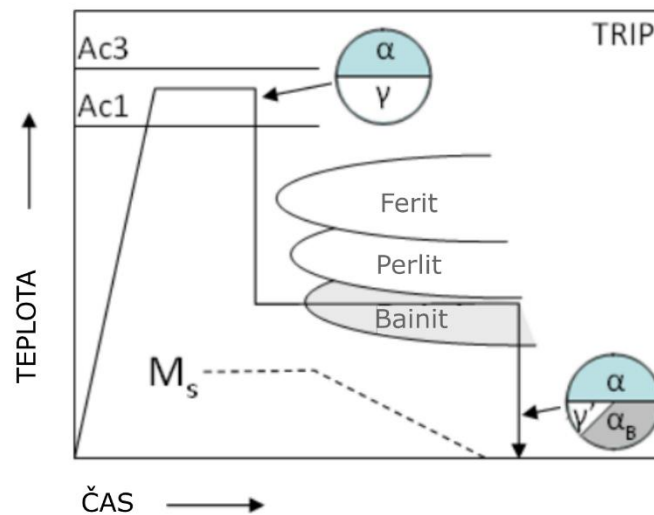


Obrázek 4-4: vlevo: teplotní režim při výrobě dvoufázových ocelí, vpravo: teplotní režim při výrobě vícefázových ocelí [24]

4.2.6 TRIP OCELI

Struktura TRIP ocelí se skládá ze zrn zbytkového austenitu, bainitu, někdy martenzitu, která jsou rozptýlená ve feritické maticí. Tyto oceli mají vysokou pevnost, nízko cyklickou únavovou pevnost a tažnost [25]. Těchto vynikajících charakteristik je docíleno za pomoci TRIP efektu. Při TRIP efektu dochází k fázové přeměně, kdy za pomoci vnějšího napětí se

zbytkový austenit přeměňuje na martenzit. To se děje při teplotách nižších, než jsou teploty austenitizace (viz Obrázek 4-5). Materiál díky této přeměně spotřebovává značné množství energie. Díky této schopnosti jsou TRIP oceli vhodné pro konstrukční a bezpečnostní díly (příčné a podélné nosníky, výztuhy pro B sloupky a nárazníky). Tyto oceli se oproti DP ocelím liší ve větším množství stabilizujícího uhlíku a legujících prvků – Si, Al, Mn. Typická pevnost těchto ocelí v tahu se pohybuje okolo 700-800 MPa při prodloužení zhruba o 30 %. Hlavní parametry pro tento druh ocelí jsou množství zbytkového austenitu a velikost zrn. Výskyt austenitu v jemnějších zrnech je více stabilizovaný oproti fázové přeměně, což vede k větší tažnosti materiálu. K většímu množství austenitu ve struktuře kromě stabilizačních prvků přispívá také jemnozrnnost feritické struktury [2, 21, 25].



Obrázek 4-5: teplotní režim při výrobě TRIP ocele [25]

4.2.7 TWIP OCELI

Jedná se o oceli s plně austenitickou maticí, díky čemuž má materiál extrémní hodnoty tažnosti a pevnosti. Díky vysokému obsahu manganu (15–30 %) u nich dochází při nárazu k mechanismu dvojčatění [2]. Vytvořením tenkých dvojčat v austenitické fázi vznikají bariéry pro průchod dislokací, a tím se zvětšuje napětí v materiálu.

Na rozdíl od TRIP ocelí je energie vrstevných chyb (SFE), která určuje druh mechanismu, malá. Oceli jsou (kromě manganu) legovány ještě křemíkem a hliníkem. Právě mangan se podílí z velké části na pevnosti a tažnosti. Hliník slouží ke zlepšení tažnosti, ale zároveň zvyšuje SFE, která nesmí překročit určitou hranici, po které by se materiál změnil v TRIP ocel. Křemík na druhé straně slouží ke snížení SFE. Díky extrémně vysoké tažnosti jsou ideální pro tvařitelnost složitých součástí. Jejich velkou využitelnost v automobilovém průmyslu brzdí jejich vysoká cena, která se odvíjí od procesu legování oceli množstvím manganu. Jsou vhodné pro využití na deformační zóny automobilu. Pevnost těchto materiálů v tahu může být až 1000 MPa. Oproti materiálům DP a TRIP vykazují tyto oceli vyšší tažnost (až 80 %) [2, 21, 26].

4.2.8 MARTENZITICKÉ OCELI

Martenzitické oceli (MS) se vyznačují mikrostrukturou bohatou na martenzit s menším množstvím bainitu a feritu. Jsou vyráběné pomocí metody kalení při vysokých kalících rychlostech z oblasti austenit-ferit. Pro docílení požadované struktury se v automobilovém průmyslu používá několik metod: vytvoření mikrostruktury pomocí tepelným zpracováním po

vylišování dílu je jednou z nich, druhou je použití polotovaru s výslednou strukturou (např. po válcování plechu). Tyto oceli jsou vhodné pro použití proti nárazům, jako jsou části předního a zadního nárazníku, boční prahové výztuže a střešní příčník. Častou praxí je provedení konečného popouštění, díky kterému mají oceli lepší tažnost při extrémně vysokých pevnostech. Rozdílným množstvím uhlíku a manganu je regulována maximální pevnost ocelí. Výsledná pevnost v tahu může být až 1400 MPa při velmi nízkém prodloužení 5 % [2, 21].

4.2.9 MANGAN-BOROVÉ OCELI

Oceli mangan-borové se dále dělí v závislosti na použitých teplotách na HF – tvářené za tepla a PHS – press hardening oceli. Díky výsledné martenzitické struktuře mají velmi vysokou pevnost v tahu. Ta umožňuje výrazné snížení hmotnosti daného dílu. Ocele se označují jako borové nebo mangan-borové a jsou vhodné na konstrukční nosné a bezpečnostní části karoserie (příčné podélníky, uchycení nárazníků, boční výztuhy dveří, součásti podvozku, A-sloupek, B-sloupek) Výsledná struktura oceli je martenzitická [21].

4.3 Oceli třetí generace AHSS 3.Gen

Zatímco první generace AHSS oceli poskytují vyšší pevnost a lepší odolnost proti odolnost proti nárazům než běžné vysokopevnostní oceli. Vysoká pevnost a vysoká elastická tuhost umožňuje snížení tloušťky materiálu. Celkové prodloužení této generace AHSS výrazně klesá se zvýšením pevnosti v tahu, což má za následek horší tvařitelnost těchto ocelí a omezuje jejich použití v automobilovém průmyslu. Druhá generace AHSS převyšuje vysokopevnostní oceli a oceli první generace AHSS díky zvýšenému množství legujících prvků. Nicméně jejich nevýhodou je velká cena spojená s legurami, která brání k masivnímu používání těchto ocelí. Dále se ukázaly jako extrémně náročné na zpracování, a zvláště pak TWIP oceli, které jsou náchylné na opožděné praskání. Při těchto negativěch rostla poptávka po nové generaci AHSS, které mají vysokou pevnost a tvařitelnost za dostupnou cenu. Předpokládá se, že mikrostruktury, které jsou předmětem zájmu pro třetí generaci AHSS se budou skládat z velkoobjemových frakcí metastabilního austenitu se schopností indukce austenitu na martenzit.

Cílem třetí generace AHSS ocelí je nabídnutí lepších vlastností než generace první (větší pevnost a tažnost) bez výrazného obohacení složení slitin, popř. snížení úrovně legování druhé generace s cílem snížit provozní náklady. Mechanickými vlastnostmi by měli oceli 3. generace AHSS vyplnit mezeru mezi 1. a 2. generací AHSS (viz obrázek 4-1). Mechanické vlastnosti této generace ocelí jsou primárně určeny mikrostrukturními složkami. Bylo zjištěno, že mechanických vlastností třetí generace AHSS lze dosáhnout pomocí mikrostruktur austenitu a martenzitu. Taková ocel má mnohem lepší kombinaci vlastností pevnosti a tažnosti než mikrostruktury obsahující ferit a martenzit [18].

Pevnost v tahu se zvyšuje se zvyšujícím se nárůstem martenzitu. Dále bylo prokázáno, že objemový podíl austenitu má silnější vliv na tažnost oceli než ferit. Stabilizace RA je možná pomocí obohacení austenitu intersticiálním uhlíkem, dále pak pomocí difuze substitučních atomů křemíku a manganu. Tyto prvky difundují do austenitu při vysokých teplotách. Mezi ocele třetí generace patří středně manganové ocele [18].

4.4 Středně manganové oceli

Středně manganové oceli (MMnS) jsou charakteristické obsahem manganu 3-12 %. Oceli této generace přinášejí zlepšené mechanické vlastnosti oproti 1. generaci (AHSS 1.Gen.). Oproti generaci druhé nabízejí úsporu nákladů a zvýšení produktivity. Medium manganové oceli dosahují stejných tažných vlastností jako oceli TWIP, které mají vyšší množství manganu.

Mechanické vlastnosti pak silně závisejí na charakteristikách zbytkového austenitu: objemové množství, velikost zrna, morfologie a stabilita. Tím se stává kontrola zbytkového austenitu v materiálu stěžejní. Charakteristiky jako množství, velikost zrna a morfologie zbytkového austenitu v MMnS oceli silně závislí na žíhacích podmínkách. Při relativně nízkých teplotách vykazuje zbytkový austenit dobrou teplotní stabilitu, která se váže k velkému množství stabilizujícího manganu. Na druhé straně kinetika reverzní přeměny z martenzitu na austenit je při nízkých teplotách pomalá.

Při zvýšení žíhací teploty, kinetika přeměny se díky zvýšené atomové difuze manganu a karbonu zrychlí. Optimální žíhací teplota je taková, při které zůstane v materiálu maximální množství zbytkového austenitu a silně záleží na chemickém složení ocele. Žíhací teplota může být přibližně numericky určena ze vztahu pro za studena válcované oceli s TRIP efektem jako: $(Ac_1 + Ac_3) / 2 + 20 \text{ } ^\circ\text{C}$. Při nižších a vyšších teplotách množství zbytkového austenitu v oceli klesá. Vysoké množství zbytkového austenitu je nezbytné pro dobrou kombinaci vlastností vysokou mez pružnosti, dobré tažnosti a pevnosti. S rostoucí teplotou žíhání ale klesá stabilita austenitu, jehož část je při finálním kalení transformována zpět do martenzitu. Při vyšších teplotách přechází více manganu a uhlíku do austenitu, a proto je nasnadě zvýšit teplotu Ac_3 , anebo posunou zónu Ac_1 – Ac_3 k vyšším teplotám.

Výsledný mechanismus u ocelí středně manganových může být TRIP (změna zbytkového austenitu na martenzit), TWIP (vznik dvojčat), nebo kombinací obou předchozích. Hlavní charakteristiky, které o daném mechanismu rozhodují jsou velikost zrna a energie vrstevné chyby při pokojové teplotě (Stacking-fault energy SFE). Přičemž pokud je energie větší než 15 mJ/m^2 tak bude probíhat TWIP mechanismus, pokud bude energie menší než 15 mJ/m^2 , bude probíhat TRIP mechanismus.

Při zjemnění austenitického zrna pak bude docházet ke snížení kinetiky TRIP a TWIP přeměn. Kompozice legujících prvků spolu s volbou velikostí interkritické teploty by ideálně měly vykazovat mezi 15 a 45 mJ/m^2 energie vrstevné chyby. Poté by středně manganová ocel mohla vykazovat vysoké mezi pevnosti (1 – $1,5 \text{ GPa}$). Při výskytu obou TRIP a TWIP mechanismů v oceli, je pořadí jejich provedení následující: Nejdříve dochází k TWIP mechanismu (dvojčatění). Po nasycení zrna dvojčaty začíná probíhat reverzní martenzitická přeměna. Díky tomuto mechanismu může materiál vykazovat až 65% prodloužení [18, 27, 28, 30].

Vzorec pro ideální žíhací interkritickou teplotu:

$$T_{IK} = (Ac_1 + Ac_3) / 2 + 20 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (1)$$

4.5 Vliv jednotlivých strukturních složek na mechanické vlastnosti

V závislosti na chemickém složení a výše teploty při tepelném zpracování se ve výsledné mikrostruktuře materiálu mohou vyskytovat následující strukturní složky: zbytkový austenit, martenzit, ferit, bainit. Stabilizace austenitu, který umožňuje TRIP a TWIP efekt je dána několika faktory, mezi kterými jsou množství uhlíku, velikost austenitického zrna, morfologie austenitu, chemickým složením.

Hlavní charakteristickou fází v daných materiálech je zbytkový austenit. Díky němu je materiál schopný pohltit značné množství energie (například při nárazu), nejdříve dojde k plastické deformaci materiálu a následně jeho zpevnění vlivem změny austenitu na vysokopevnostní fázi martenzitu u TRIP efektu, popřípadě zpevnění mechanismem dvojčatění u TWIP efektu.

Martenzitická fáze je díky obsaženému uhlíku fází nejtvrdější. Ve výsledném materiálu se vyskytuje v několika modifikacích, a to jako α' -martenzit s kubickou prostorově středěnou mřížkou, altermní α -martenzit, a altermní etha-martenzit s hexagonální mřížkou. Který typ se ve struktuře bude vyskytovat záleží například na teplotě IA. Při nižších IA teplotách se dá předpokládat výskyt α -martenzitu při nahromadění dislokací na těsně rozmístěných skluzových rovinách. Výskyt α -martenzitu lze očekávat na překrývajících se vrstevných poruchách. Také záleží na velikosti SFE, kdy α' -martenzit se ve struktuře nachází při nízké SFE (např. při SFE pod 18 mJ/m^2), α -martenzit při nižší SFE (např. pod 16 mJ/m^2) [31].

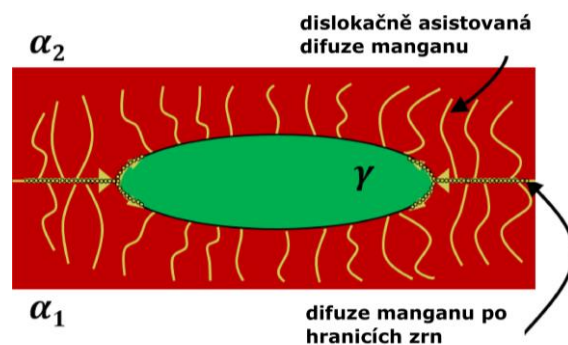
4.6 Legující prvky

Jsou to právě legující prvky, díky kterým se ve výsledné struktuře středně manganových ocelí vyskytuje zbytkový austenit (RA), který je hlavním činitelem pro vznik TRIP efektu. Nejdůležitějšími prvky jsou uhlík, mangan, hliník a křemík, každý prvek pak přidává vlastní charakteristickou vlastnost nutnou pro úspěch těchto ocelí.

Mangan je prvkem, který stabilizuje zbytkový austenit a snižuje teplotu precipitace cementitu, což vede ke stabilizaci austenitu při pokojové teplotě. Hlavní vliv manganu spočívá ve změně množství nashromážděné energie v materiálu (stacking-fault energy – SFE). Při zvyšujícím se obsahu manganu se nejdříve SFE snižuje, následně zvyšuje. Podle toho vzniká výsledný mechanismus oceli (TRIP, TWIP).

Při interkritickém žihání, na základě zachování místní energetické rovnováhy, difunduje z feritických oblastí do oblastí austenitu, a to nejdříve pomocí prasklin uvnitř feritických zrn a následně po jejich hranicích, které jsou známy také jako rychlé difuzní cesty, až do austenitického zrna (viz Obrázek 4-6), které je tímto prvkem obohaceno, a které je díky němu stabilizované při následné druhé fázi procesu.

Kinetika růstu zbytkového austenitu je pak především dána koncentračním poměrem manganu v oceli, která se ve středně legovaných manganových ocelí pohybuje od 2-12 %. Pomocí tailoringu tohoto prvku se dá dobře regulovat poměrné zastoupení fází zbytkového austenitu a feritu. Se zvyšujícím se poměrem manganu stoupá množství austenitu vedoucí k větší pevnosti a tažnosti materiálu [32, 33, 34].



Obrázek 4-6: difuze manganu z feritické fáze do fáze austenitu, zelená oblast γ – austenit, červená oblast α – ferit / martenzit, žluté čáry – difuzní cesty manganu [34]

Uhlík se podílí na stabilizaci austenitické fáze, která závisí na teplotě žíhání, kdy při vyšších teplotách se zvyšuje jeho koncentrace ve feritické fázi, při nižších ve fázi austenitické. Při vysoké koncentraci v austenitické fázi dochází k jeho snížení ve zbytkovém austenitu. Díky tomuto jevu je možné docílení nízkouhlíkové bainitické struktury. Jinak řečeno zlepšuje kinetiku austenitické obrácené přeměny, stabilitu austenitu a zvyšuje tvrdost výsledné slitiny. Koncentrace uhlíku v oceli je do 0,2 %, ve vyšších koncentracích zamezuje vzniku bainitické fáze a zhoršuje svařitelnost [32, 33, 35].

Hliník zvyšuje rozpustnost uhlíku ve feritu a limituje precipitaci karbidů. Pro přeměnu fází při interkritickém žíhání jsou důležitá velikost teploty a doba po kterou je materiál držen na této teplotě. Díky legování materiálu hliníkem dochází ke zvětšení interkritické oblasti (mezi A_{c1} a A_{c3}) a jejímu posuvu směrem k vyšším teplotám. Díky této vlastnosti je možné materiál interkriticky žíhat na vyšší teplotě při kratším celkovém čase. Tím je docíleno zvýšení produktivity nebo zvýšení množství celkového zbytkového austenitu ve struktuře. Hliník dále zvyšuje SFE a korozní odolnost oceli. Množství hliníku je přitom omezeno vznikem oxidu Al_2O_3 při vyšších koncentracích a s tím spojených zhoršených vlastností (např. snížené rychlosti odlévání). Koncentrace Al v MMnS se pohybuje od 1-1,5 % [32, 33, 34, 35, 36].

Křemík snižuje precipitaci karbidů během bainitické přeměny a tím zvyšuje podíl zbytkového austenitu. Dále snižuje množství SFE v austenitu. Negativním efektem Si je zhoršená vlastnost odlévání, zhoršuje kvalitu povrchu během válcování za tepla a negativně ovlivňuje smáčivost povrchu se zinkem při procesu žárového zinkování. Kvůli těmto negativům je snaha o nahrazení tohoto prvku hliníkem [32, 33, 34, 35, 36].

5 Tepelné zpracování středně manganových ocelí

Oproti první a druhé generaci AHSS ocelí, jsou oceli třetí generace více spjaty s tepelným zpracováním. Mikrostrukturních charakteristik potřebných pro oceli se primárně dosahuje kontrolou podmínek tepelného zpracování po deformaci, včetně žíhání, chlazení, dělení a temperování.

Technologie využívané pro ocele třetí generace jsou následující: interkritické žíhání (IA), quenching and partitioning, martenzit-to-austenite reverzní úprava, quenching-partitioning-tempering (Q-P-T) a duální stabilizační tepelná úprava (DSHT).

Klíčové parametry pro množství stabilizovaného austenitu jsou teplota IA a doba setrvání na této teplotě. Dalším parametrem, který je zkoumán je rychlost ohřevu. Bylo dokázáno, že při IA žíhání nedochází k homogennímu rozložení manganu v austenitické fázi [37]. Množství manganu v austenitických zrnech se po IA žíhání liší až o 5 %. Tohle rozdílné chemické složení je dáno vznikem austenitických zrn a vylučováním manganu při rozdílných teplotách během zahřívání materiálu na teplotu IA.

Mechanické vlastnosti středně manganových ocelí jsou velmi náchylné na změnu v chemickém složení. Bylo spočítáno, že zvětšení množství manganu o 1 % zapříčiní snížení M_s teploty o cca 30 °C [37]. Ta vede ke následujícím změnám v chování materiálu: změně velikosti TRIP efektu a změně mechanických vlastností. Kvůli těmto změnám je rychlost ohřevu dalším důležitým parametrem pro tailoring. Při zachování ostatních parametrů se výsledná struktura značně liší. Se snížením ochlazovací rychlosti se mez pevnosti mírně zmenšuje. Tažnost a mez kluzu se naopak rapidně zvyšují. Také tvar samotných zrn se liší [37].

5.1 Interkritické žíhání (IA)

Pro výborné vlastnosti materiálu – vysokou pevnost a tažnost ve středně manganových ocelí (MMnS) je důležitá stabilizace zbytkového austenitu (RA). Postup pro jeho získání ve výsledné struktuře se nazývá interkritické žíhání (IA).

Ideálně je struktura MMnS po tomto procesu jemnozrnná s velikostí zrna menší než 1 μm . Během procesu IA hraje velikost zrn důležitou roli ve stabilizování austenitu. Obecně platí úměra: se zvětšujícími se zrny klesá stabilita a tím i množství zbytkového austenitu ve struktuře. Dalšími činiteli podílející se na stabilizaci RA jsou legující prvky. Zejména pak Mangan a uhlík. Nasycenost austenitických zrn těmito dvěma prvky je klíčovým faktorem při stabilizaci, a tedy i výši množství zbytkového austenitu ve výsledné struktuře.

Dalším důležitým faktorem je teplota IA. Se zvyšující se teplotou IA roste množství nově zformovaného austenitu, zároveň dochází ke snížení obsahu manganu uvnitř těchto austenitických zrn vedoucí ke snížení jejich stability, to vede ke většímu množství martenzitické přeměny při následném chlazení, potažmo většího objemu martenzitické fáze ve výsledném materiálu. Se snižující se teplotou IA dochází ke snížení teploty M_s . Snížení této teploty lze docílit také pomocí zjemnění zrn zachovalého austenitu. Poslední faktor je množství dislokací v austenitu, kdy jejich větší množství potlačuje přeměnu austenitu na martenzit.

Pro tento typ tepelného zpracování (IA) je charakteristické využití žíhacích teplot v oblasti mezi hranicemi Ac_1 a Ac_3 , kdy nedochází k úplné austenitizaci. V závislosti na teplotě zde vzniká austeniticko-feritická matrice v poměrném zastoupení závisující na teplotě IA. Jednoduše lze toto zpracování popsat jako obrácená přeměna austenitu a feritu z podeutektoidních fází. Jednotlivé parametry jsou: čas náběhu na žíhací teplotu, teplota žíhání, čas na žíhací teplotě. Obsah i morfologie výsledných fází silně záleží na teplotě IA. Při středních teplotách mezi křivkami Ac_1 a Ac_3 je výskyt zachovalého austenitu největší, u vyšších teplot

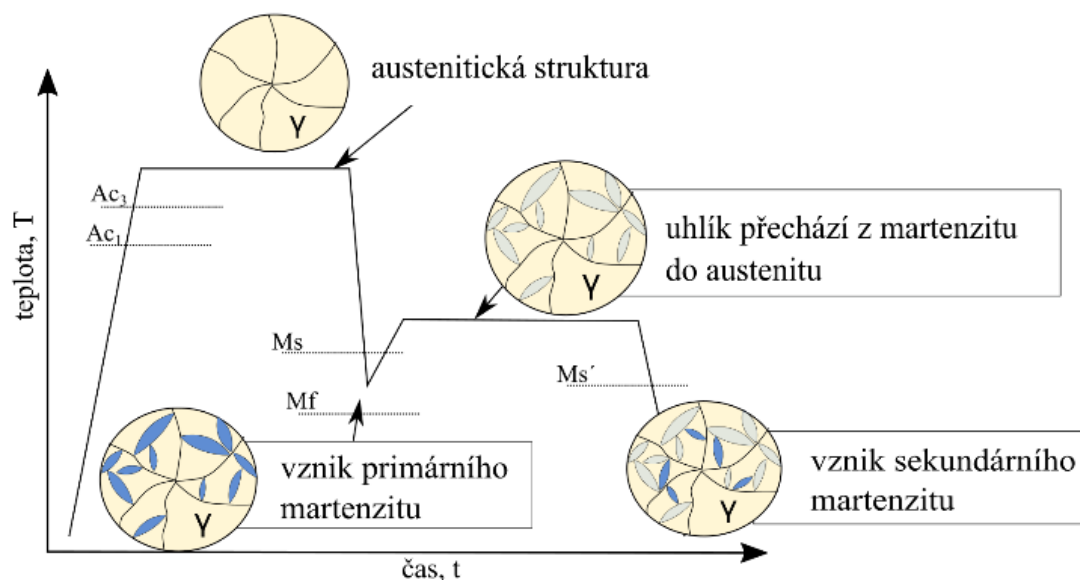
blíže k Ac_3 vzniká ϵ -martenzit. Při teplotách nejnižších a nejvyšších, převládá ve struktuře α -martenzit, který je přeměněn z austenitu při chladnutí. Se stoupající IA teplotou roste velikost austenitických zrn [31, 34, 38, 39].

5.2 Metoda Kalení a Přerozdělení (Q&P)

První vybranou metodou v tomto textu je metoda Q&P (quenching & partitioning). Díky této metodě má materiál vysokou pevnost díky jemným martenzitickým latím. Zároveň díky velkému množství zbytkového austenitu má velkou houževnatost.

Q&P zahrnuje třífázový tepelný proces, který je vidět na Obrázku 5-1. Nejdříve je ocel zahřátá na austenitizační teplotu. Zde je struktura materiálu přeměněna úplně, nebo částečně na strukturu austenitickou. Následuje zakalení na teplotu mezi M_s a M_f , díky kterému materiál obsahuje specifické množství primárního martenzitu, tato fáze se nazývá partitioning – na této teplotě je materiál ponechán, aby bylo umožněno vyloučení uhlíku a jeho transportu z martenzitu do austenitu. Tento krok umožňuje stabilizování austenitu a zabránění jeho přeměny při finálovém kalení na teplotu okolí.

Teplota Přerozdělení může být různá, první dělení v závislosti na změně této teploty od teploty po zakalení se proces dělí na: jednofázový (teplota je stejná, jako teplota zakalení), dvoufázový (teplota je vyšší než teplota po kalení). Dále podle překročení teploty M_s : pod teplotou M_s , nad teplotou M_s . Při nižších teplotách (pod M_s) byly pozorovány následující úkazy: nízká mobilita prvků a malá rychlost migrace prvků, růst bainitické fáze, isotermický růst martenzitu. Při vyšších teplotách (nad M_s) byly pozorovány následující úkazy: snížený růst feritu, růst austenitu, temperování martenzitu [40]. Obecně při vyšších teplotách dochází k rychlejší difúzi uhlíku a tím pádem vzniku stabilnějšímu austenitu.

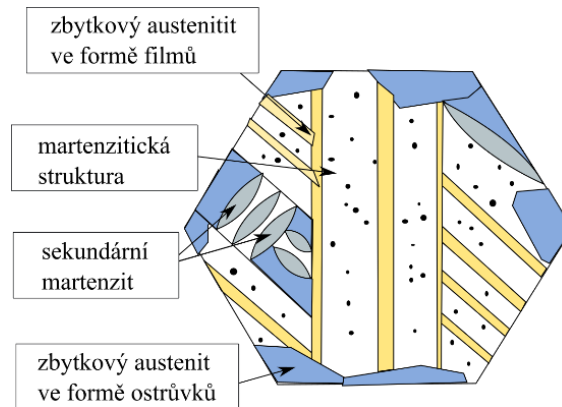


Obrázek 5-1: průběh metody kalení a přerozdělení (Q&P) [18]

Proces Q&P je aplikován na oceli válcované za studena a na tažené plechy. Třemi základními parametry procesu jsou: Teplota kalení, teplota přerozdělení, doba na přerozdělovací teplotě. Bylo pozorováno, že při teplotách od 450-600 °C u fáze přerozdělení dochází k precipitaci cementitu a vzniku perlitu v austenitické fázi. To vede ke snížení obsahu austenitu. K redukci předchozích nežádoucích přeměn dochází při zvýšení teplot, až do úrovně

interkritického žíhání.

Pro proces Q&P se doporučují ocele s obsahem uhlíku pod 0,3 %, to z důvodu vzniku dvojčatění u ocelí nad touto mezí, které vede ke snížení pevnosti a může vést ke vzniku trhlin při finálním kalení. Výsledná jemná struktura zahrnuje martenzitu hrubý primární, jemné jehlice martenzitu sekundárního, zbytkový austenit ve formě filmů a ostrůvků. Schéma struktury oceli po Q&P je na Obrázku 5-2 [18, 28, 40].



Obrázek 5-2: Struktura zrna po procesu Q&P [18]

5.3 Martenziticko-Austenitická Reverzní Úprava (MtR)

Q&P oceli jsou silnější, ale méně tvárné při porovnání s TRIP oceli. Nízká tažnost je výsledkem nízkého podílu austenitu, který je činitelem TRIP efektu.

Proces MtR v sobě zahrnuje obrácenou přeměnu z martenzitu na austenit při procesu žíhání. Při tomto procesu dochází k redistribuci legujících prvků vedoucí k větší stabilizaci austenitu a jeho zvýšeného množství ve výsledné struktuře. Výsledná pevnost může být až 1-1.5 GPa a prodloužení 31-44 %. Množství austenitu ve struktuře může být okolo 30 %. Při této úpravě je stabilizace prováděna primárně pomocí manganu a niklu. Kvůli vysoké ceně niklu vznikla snaha tento prvek snížit, popřípadě nahradit.

Při fázi annealingu (přerozdělení) dochází k segregaci manganu a karbonu po hranicích zrn. A část těchto prvků přechází do austenitické fáze, kterou pomáhají stabilizovat.

Množství, velikost zrna a morfologie reverzního austenitu závisí na žíhacích podmínkách. Možností, jak zvýšit množství zbytkového martenzitu je využití předkalení, které probíhá z austenitizační teploty na teplotu okolí, díky této fázi má materiál velké množství martenzických latí, sloužících jako zárodky pro vznik austenitických zrn při následném žíhání (fázi přerozdělení). Zároveň při této fázi zanikají přítomné karbidy [18].

5.4 Proces Kalení-Přerozdělení-Temperování (Q-P-T)

Tento proces je evolucí procesu Q&P. Navíc tento proces využívá precipitačního vytvrzení. Hlavními předpoklady pro proces Q-P-T (Quenching-Partitioning-Tempering) jsou: přítomnost legujících prvků jako Nb, Mo, V, které napomáhají formování stabilních karbidů a zjemnění struktury, větší obsah uhlíku, než u Q&P ocelí (kvůli kompenzaci uhlíku, který tvoří karbidy), teplota a doba fáze Přerozdělení záleží na kinematice precipitaci uhlíku.

Samotný proces se skládá z následujících fází: austenitizační fáze, fáze zakalení na specifickou teplotu (mezi Ms a Mf), která obsahuje maximální množství zbytkového austenitu. Následují fáze Přerozdělení a Temperování.

V těchto fázích atomy uhlíku přecházejí ze supersaturovaného martenzitu do okolního austenitu a nano karbidy precipitují z martenzitické matrice. Výsledkem je bohatý zbytkový austenit, bohatý na uhlík. Pro Q-P-T proces je především charakteristická precipitace jemných karbidů, díky kterým dochází ke zvýšení pevnosti, k této precipitaci dochází během fáze temperingu. Při této fázi, uhlík obohacuje netransformovaný austenit a je svázaný s vyloučením karbidů a bainitickou přeměnou. Ocele Q-P-T vykazují větší pevnost než oceli Q&P bez ztráty tažnosti [18, 41].

5.5 Proces Dvojitě Stabilizace (DS)

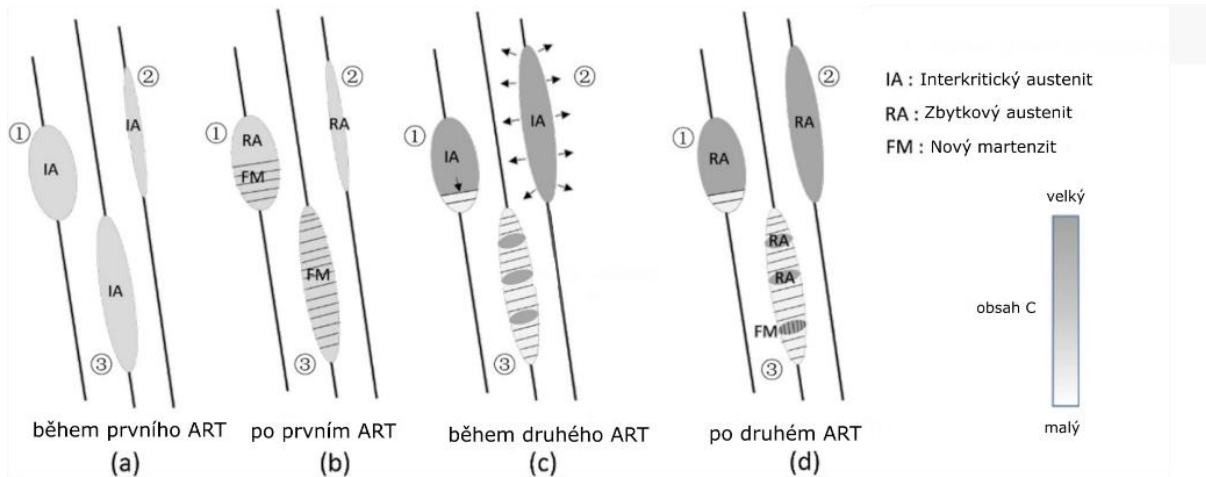
Metoda staví na základech Q&P konceptu. Ten se snaží vylepšit o zvýšení stability zbytkového austenitu, a tím o zlepšení mechanických vlastností AHSS ocelí. Tato metoda se skládá z pěti fází: austenitizace, následné kalení, finální kalení, partitioning, chlazení na vzduchu. Nejdříve je ocel zaustenitizována, poté zakalena na teplotu nad Ms, tím ocel napodobí její teplotní historii při její výrobě.

Ocel je poté podruhé zakalena na teplotu pod Ms, díky čemuž dojde ke kontrolované martenzitické přeměně. Následuje fáze partitioningu a nakonec finální ochlazení vzduchem na teplotu okolí. Výsledné oceli (DSHT oceli) mohou vykazovat tří fázovou mikrostrukturu (ferit, martensit, zbytkový austenit). Mikrostruktura oceli vykazuje vysokou pevnost v tahu (1650 MPa) a velké prodloužení (20 %). Nevýhodou je náročnost této metody [18, 42].

5.6 Cyklická přeměna

Jak bylo několikrát zmíněno, oceli středně manganové silně závisí na množství a stabilitě zbytkového austenitu. Ten vzniká při interkritickém žihání, známé také jako austenitická reverzní úpravě (ART). Zbytkového austenitu je závislé na teplotě a času. Při nízkých teplotách žihání interkritický austenit má dobrou termální stabilitu díky množství stabilizačních prvků Mn, C a z velké části zůstane zachován při následném kalení.

Nevýhodou je nízká kinetika přeměny, kvůli které může proces ART trvat desítky hodin k dosažení požadovaného množství zbytkového austenitu ve struktuře. Se zvyšující se teplotou žihání je kinetika procesů zvýšena, ale stabilita interkriticky vzniklého austenitu snížena. Snížená stabilita se projeví při následném kalení, kdy značná část nestabilního austenitu je přeměněna na martenzit. Schéma cyklické přeměny je zobrazeno na Obrázku 5-3.



Obrázek 5-3: schéma procesu cyklické přeměny [43]

Metoda Cyklického reverzního IA přispívá ke zvýšení množství zbytkového austenitu ve struktuře a jeho jemnějšího rozložení. Čerstvý martenzit, který vznikl při předchozím cyklu se chová jako zásobník stabilizujících prvků pro austenit a primární nukleační místo. Díky tomu je austenit vzniklý v následujícím cyklu stabilnější. Dva zásadní jevy, které vznikají při IA jsou následující. Prvním je, že teplota A_{c1} s počtem cyklů ohřevů klesá. Druhým, že teplota M_s s počtem cyklů klesá. Díky druhému jevu se zvyšuje stabilita interkritického austenitu [43].

6 Motivace

Při zvedajících se cenách materiálů a zvyšování konkurence na trhu, je vývoj chytrých postupů pro výrobu ocelí jednou z cest, po které se lze vydat. Výhodou je přitom možnost použití méně legované oceli a zvýšení její ceny pomocí know-how, které dává na trhu konkurenční výhodu. Další výhody v podobě snížení hmotnosti, a tudíž i možné snížení spotřeby pohonných hmotností především spotřebitel.

Metody tailoringu jsou v poslední době čím dál častěji spojovány s dalším evolučním krokem při výrobě dílů v automobilovém průmyslu. Každý díl je specifický a k jeho výrobě by mohla být použita odlišná metoda tailoringu. Touto prací se autor snaží přidat dílek do skládačky, která v důsledku povede k vývoji a využívání procesů tailoringu v reálné praxi.

7 Experimentální program

Tématem experimentálního programu byl tailoring středně manganových ocelí. Pod pojmem tailoring se ukrývají postupy vedoucí k rozdílným lokálním vlastnostem materiálu. Tato práce se zabývala vybranou metodou tailoringu, díky které na jednom materiálu vznikly dvě oblasti s rozdílnými strukturami. Ty měly vysokou pevnost a tažnost.

Předpokladem k docílení těchto mechanických vlastností je přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře, který je pro oceli 3. generace AHSS typický.

Ke stabilizování austenitu ve struktuře přispívají stabilizační prvky mangan a uhlík. Z hlediska mikrostruktury je ideální dvoufázová ocel martenziticko – austenitická. Martenzitická struktura byla dosažena díky zakalení materiálu.

V první části materiálu bude provedeno lisování za tepla, známé pod pojmem press hardening, po kterém bude provedeno interkritické žíhání. Na této části experimentu bude odzkoušena rychlost kalení v nástroji a interkritické teploty.

V druhé části experimentu bude proveden press hardening s integrovaným tailoringem. Tento druh tailoringu se skládá ze dvou fází kalení v nástroji. V první fázi byla v nástroji kalena pouze část materiálu, druhá část chladla na vzduchu. V druhé fázi byl materiál v nástroji zakalen celý. Pomocí chlazení na vzduchu bylo docíleno nižší kalicí teploty u části materiálu chlazeného v 1. fázi na vzduchu. Vyhodnocení probíhalo pomocí zkoušek tvrdosti, tahových zkoušek a mikrostruktur.

Hlavní úkoly této práce spočívaly v následujících bodech:

1. Vyhodnocení výchozích stavů ocelí
2. Zvolení metody tailoringu
3. Zvolení charakteristických parametrů
4. provedení metody tailoringu
5. Vyhodnocení finálních stavů ocelí

7.1 Použitá zařízení

Zařízení jsou rozdělena do dvou skupin. V první skupině jsou popsána zařízení, které byly používány při samotných experimentech. Tyto zařízení byly používány pro změnu vlastností materiálů pomocí kombinovaného kalení a na částečně interkriticky žíhané vzorky. Prvním zařízením je komorová kalicí pec PK. Tato pec je využita na normalizované žíhání a austenitizaci ocelí. Druhé zařízení je hydraulický lis CKW6000. Ten byl použit pro metodu lisování za tepla. Díky použitým nástrojům byly vylisovány výchozí plechy na omega profily.

V druhé skupině jsou zařazeny zařízení, které byly použity při vyhodnocování vyrobených vzorků. Prvním je metalografická pila Dicotom6, použitá na rozřezání vzorků. Pro následnou přípravu vzorků byly použity: jednokomorový lis Citopress a metalografické brusky a leštičky Labopol 1 a labopol 21. Pro zkoumání mikrostruktur byl využit světelný a rastrovací elektronový mikroskop.

7.2 Charakteristika výchozích stavů ocelí

Pro experiment byly vybrány dva materiály středně manganové oceli (s chemickým složením dle Tabulek 7-1, 7-2). Tyto oceli se vyznačovaly přítomností 3 resp. 5 % manganu, který se spolu s uhlíkem podílel na stabilizaci austenitu. Druhým důležitým prvkem je hliník, ten byl v ocelích obsažen ve 2 a 3 %. Hliník přispíval k rychlejší reverzní austenitické přeměně,

kdy zvětšoval oblast interkritického žhání a tuto oblast posunul k vyšším teplotám. Třetím legujícím prvkem ve větším množství byl křemík, ten snížil rychlost precipitace karbidů v bainitu a tím zvýšil množství zbytkového austenitu ve struktuře. Ve dvou experimentálních materiálech byla jeho přítomnost 0,57 a 0,58 %. Ostatní prvky se v daných materiálech nacházely ve stopovém množství. Právě pro přítomnost těchto tří prvků byl předpoklad pro vytvoření dílu, který bude mít vícefázovou strukturu s přítomným zbytkovým austenitem. Materiály se řadily mezi oceli 3. generace AHSS, které v závislosti na velikosti energie vrstevných chyb (SFE) u výsledného dílu, podléhají TRIP nebo TWIP efektu. Dodaný stav ocelí byl ve formě plechů po válcování za studena v rozměrech: 100x100x10 mm. Materiály byly pojmenovány na základě množství hlavního legujícího prvku manganu jako 3Mn a 5Mn.

Tabulka 7-1: chemického složení experimentálního materiálu 3Mn

Chemické složení oceli 3Mn											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	B	Co
0,21	0,57	3,06	0,006	0,003	0,16	0,051	0,048	0,069	2,15	<0,001	0,005
Nb	Sn	Ti	V	W							
0,057	0,006	0,003	<0,005	0,012							

Tabulka 7-2: chemické složení experimentálního materiálu 5Mn

Chemické složení oceli 5Mn											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	Nb	Ti
0,20	0,58	5,02	0,007	0,001	0,180	0,067	0,078	0,073	2,95	0,062	0,002

První úprava vzorků spočívala ve snížení tloušťky. Toto zúžení vzorků bylo provedeno pomocí brusky na plechy. Výsledná tloušťka plechů používaných pro následující experimenty činila 1,7 mm. Toto zúžení bylo provedeno ke sjednocení rozměrů s geometrií kovacíh nástrojů. Po rozměrové korekci následovala tepelná homogenizace vzorků. Ta byla provedena pomocí tepelné metody žhání, které probíhalo ve vyhřáté peci na teplotě 680 °C po dobu 1 hodiny. V tomto stavu byly vzorky připraveny pro experimenty.

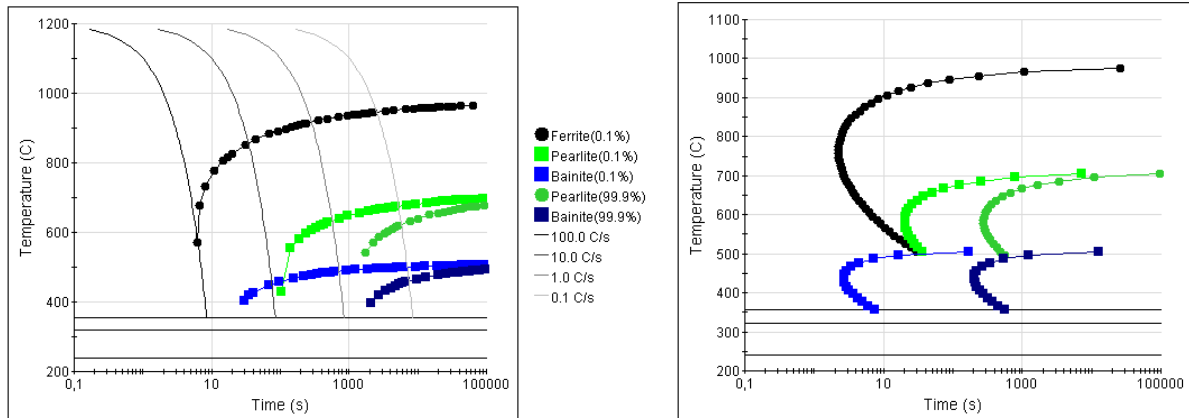
7.3 ARA a IRA diagramy ocelí

ARA a IRA diagramy pro obě experimentální ocele (3Mn, 5Mn) byly vypočteny pomocí programu JMatPro.

U materiálu 3Mn byla teplota austenitizace 981 °C. Kritická rychlost ochlazování, tj. rychlost, při které vznikala v materiálu plná zákálná (martenzitická) struktura byla 100 °C/s. Doba ochlazení při této teplotě byla 10 s. Teploty začátků fázových přeměn byly zaznamenány v Tabulce 7-3.

Tabulka 7-3: teploty začátků fázových přeměn pro anizotermické chladnutí ocele 3Mn, F_s – ferit start, P_s – perlit start, B_s – bainit start, M_s – martenzit start

Fázové přeměny	F_s	P_s	B_s	M_s
Teplota [°C]	981	714	510	355

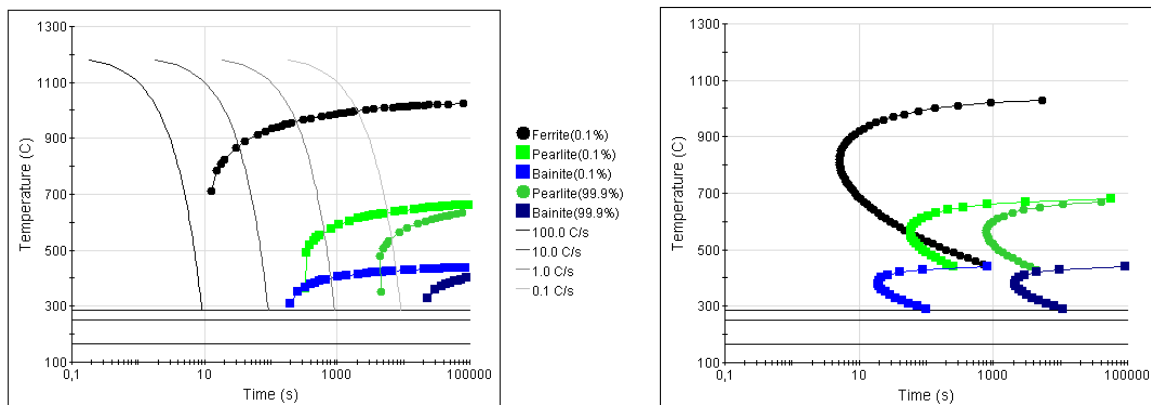


Obrázek 7-1: diagramy ARA a IRA pro ocel 3Mn vypočítané pomocí programu JMatPro

Materiál 5Mn, který se vyznačoval 5 % manganu měl teplotu austenitizace 1043 °C. Kritická rychlost, pro vznik martenzitické struktury byla u této oceli mírně nad 100 °C/s. Teploty přeměn byly zaznamenány v Tabulce 7-4. Teplota pro 50 % martenzitu ve struktuře byla 250 °C, pro 90 % martenzitu pak 165 °C. Křivky izotermického a anizotermického chladnutí byly zobrazeny na obrázku 7-2.

Tabulka 7-4: teploty začátků fázových přeměn pro anizotermické chladnutí ocele 5Mn, F_s – ferit start, P_s – perlit start, B_s – bainit start, M_s – martenzit start

Fázové přeměny	F_s	P_s	B_s	M_s
Teplota [°C]	1043	685	444	286



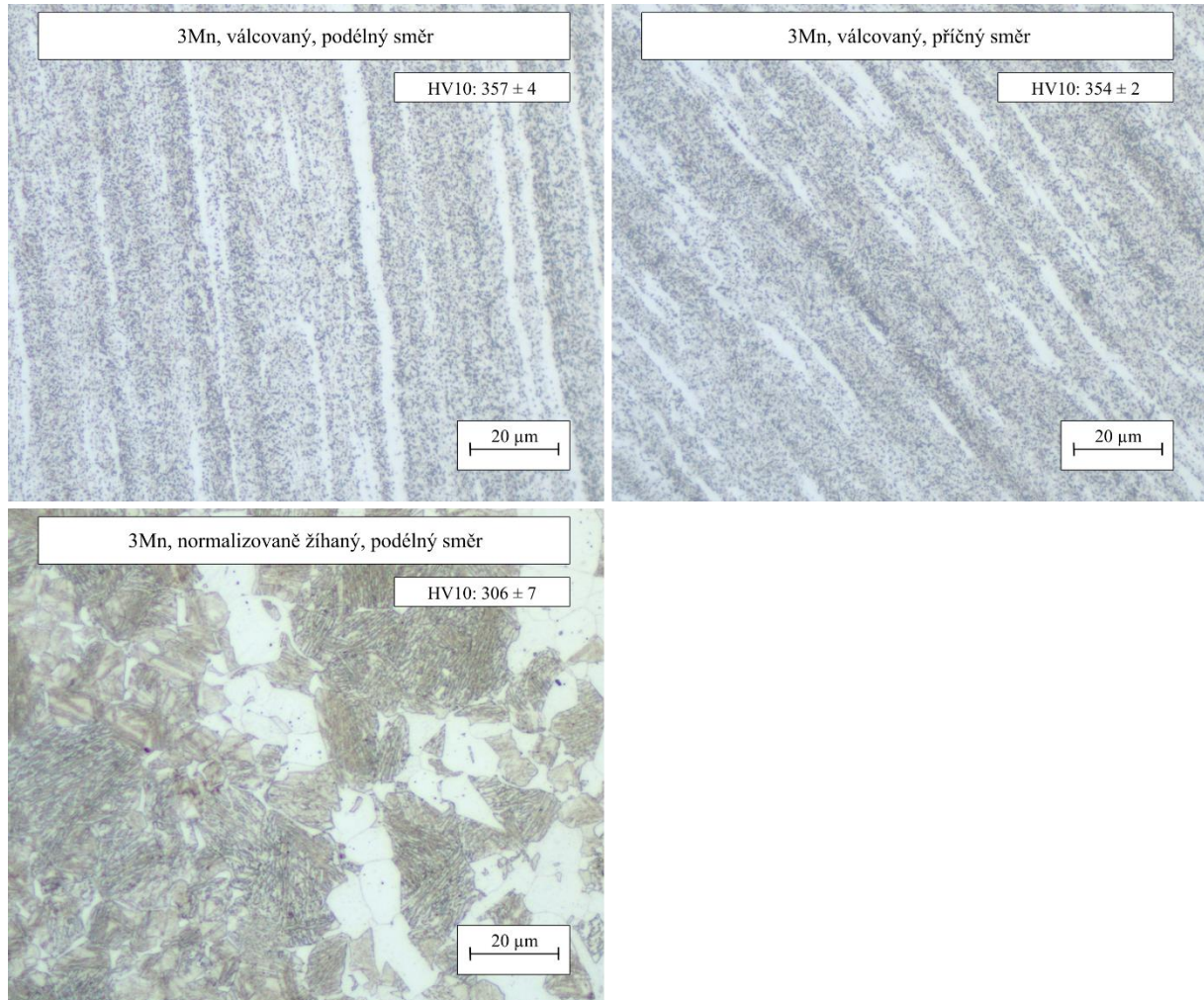
Obrázek 7-2: diagramy ARA a IRA pro ocel 5Mn vypočítané pomocí programu JMatPro

Materiály ve výchozích stavech byly zhodnoceny metalograficky, pomocí tvrdosti, pevnosti a tažnosti. Pro naleptání struktur pro pozorování pomocí metalografického světelného mikroskopu byl použit roztok Villela-Bain. Tvrdost byla měřena dle Vickerse zatížením 10 kP (HV10). Pevnost a tažnost byly změřeny pomocí zkoušky tahem.

7.4 Metalografie výchozích stavů

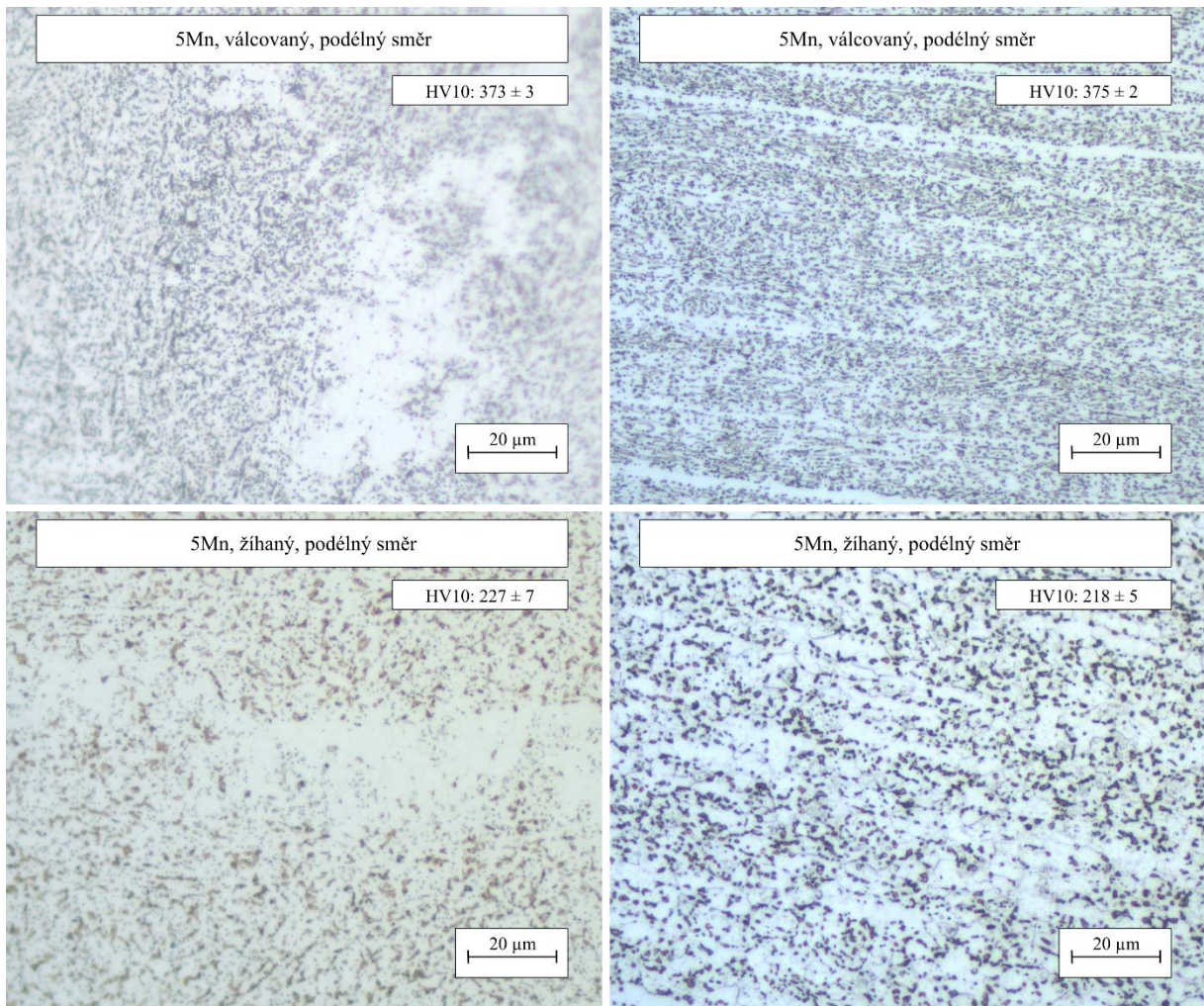
Metalografické vyhodnocení bylo provedeno ve výchozích stavech válcovaném za studena a normalizovaně žíhaném ve dvou směrech válcování (podélném a příčném). Mikrostruktury v naleptaných stavech byly pozorovány z hlediska fází a homogeností struktur. Na žíhaných vzorcích byly pozorovány změny struktur vyvolané žíháním 680 °C po dobu 1 hodiny. Tato teplota je těsně pod interkritickou oblastí. Na vzorku z podélného směru

válcování byla pozorována perlitická struktura s feritem v řádcích ve směru válcování plechu. Stejná situace byla u válcovaného vzorku z příčného směru. Ferit se ve válcovaných vzorcích vyskytoval ve formě pásů ve směru válcování. Ve stavu normalizačně žíhaném byla pozorována bainitická struktura s náznaky martezitu a feritickými zrny. Po tepelné úpravě byly pozorovány hrubší zrna. Popsané mikrostruktury oceli 3Mn jsou na Obrázku 7-3.



Obrázek 7-3: mikrostruktury oceli 3Mn ve stavu válcovaném a normalizačně žíhaném, foceno za pomoci objektivu 100x, leptáno pomocí Vilella-Bain

Vzorek z válcovaného stavu oceli 5Mn, který byl z podélného směru válcování vykazoval globulární perlitickou strukturu s feritickými ostrůvky. Ve válcovaném stavu v příčném směru byly pozorovány jemné feritické řádky. Ve stavu po tepelné úpravě žíhání na teplotě 680 °C po dobu 1 hodiny byla pozorována více sjednocená mikrostruktura. Feritické řádkování z podélného směru vymizelo a bylo nahrazeno podlouhlými feritickými ostrůvky. Mikrostruktury oceli 5Mn jsou na Obrázku 7-4.



Obrázek 7-4: mikrostruktura ocele 5Mn ve stavech válcovaném a žíhaném v podélném a příčném směru válcování, foceno za pomoci objektivu 100x, leptáno pomocí Vilella-Bain

7.5 Tvrlosti výchozích stavů

Tvrlosti jednotlivých výchozích stavů ocelí byly měřeny na třech místech. V Tabulce 7-5 jsou zobrazeny výsledné hodnoty. Tvrlosti ve výchozích stavech sloužily jednak ke kontrole vzorků po normalizačním žíhání a dále pro srovnání se strukturami po provedení experimentu. Tvrdość byla měřena metodou Vickerse HV10.

Tabulka 7-5: tvrdosti materiálů 3Mn, 5Mn ve výchozích stavech

ocel	vzorek	tvrdost [HV10]
3Mn	Válcovaný, podélný	357 ± 4
	Válcovaný, příčný	354 ± 2
	Žíhaný, podélný	306 ± 7
	Žíhaný, příčný	301 ± 5
5Mn	Válcovaný, podélný	373 ± 3
	Válcovaný, příčný	375 ± 2
	Žíhaný, podélný	227 ± 7
	Žíhaný, příčný	218 ± 5

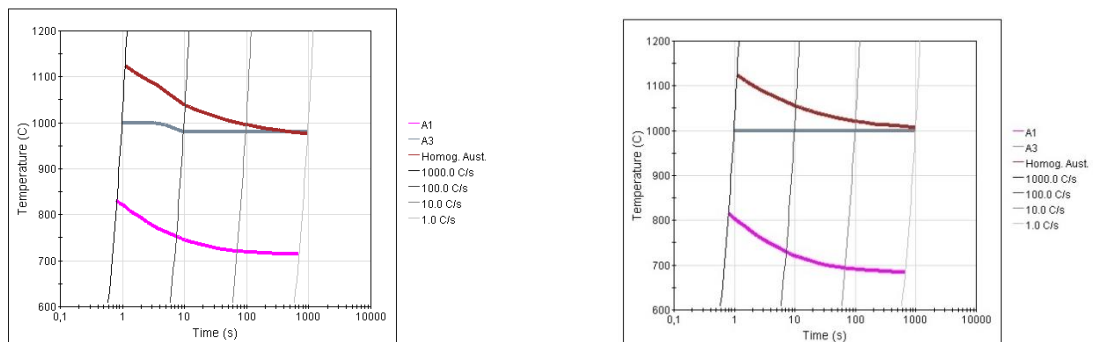
Největší tvrdost byla změřena na oceli 5Mn shodně ve směrech podélném a příčném po válcování (viz Tabulka 7-5). V těchto stavech dosahovala tvrdost okolo 374 HV10. U vzorků žíhaných klesla přibližně o 130 HV10. Na změřenou tvrdost neměl směr válcování větší význam (největší rozdíl mezi směry byl 9 HV10).

8 První etapa experimentu

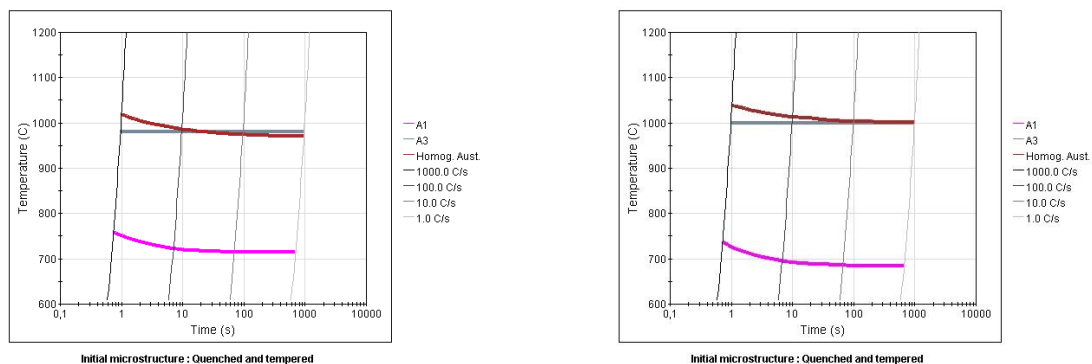
V první etapě experimentu bylo provedeno lisování za tepla s kalením v nástroji a následným interkritickým žháním. Lisování za tepla probíhalo při austenitické struktuře materiálu, tato metoda je známá pod pojmem press hardening. Jednou z výhod materiálu byl nižší vnitřní napětí ve výlisku a snížení výrobního času. Interkritické žhání se provádělo pro částečnou reverzní přeměnu struktury. V tomto případě z martenzitické struktury zpět na austenitickou. Oblast austenitických teplot se nacházela mezi křivkami v ARA diagramu Ac_1 a Ac_3 .

Nejdříve byla u vzorků vyzkoušena rozdílná doba kalení v nástroji. Byly vyzkoušeny časy 1 a 5 vteřin. Tím byla zjištěna doba kalení nutná k dosažení základní struktury. U času 5 vteřin kalení v nástroji byla struktura vyhodnocena jako plně martenzitická. Následovalo zjištění interkritických teplot. Ty byly zvoleny s rozestupy 50 °C. Nejnižší teplota byla stanovena na 700 °C, tato teplota se nacházela v těsném okolí křivek Ac_1 pro obě experimentální oceli. Další dvě teploty byly 750 a 800 °C.

Průběh experimentu byl následovný. V prvním kroku proběhla austenitizace ocelí. Teploty byly zvoleny pomocí TTA diagramů. Pro ocel 3Mn byla zvolena teplota 1000 °C, pro ocel 5Mn 1050 °C. Plechy byly ohřívány po dobu 30 minut, po kterých byla jejich struktura plně austenitická. Ve druhém kroku byly plechy přemístěny do lisu. Tento pohyb trval 2 sekundy. Následovalo lisování za tepla (press hardening) a kalení v nástroji, které probíhalo 5 sekund. Po otevření nástroje a vyndání výlisku probíhalo dochlazení na vzduchu. Výsledkem byla plně martenzitická struktura. Následné interkritické žhání probíhalo v předehřáté peci na danou teplotu. Vylisovaný díl byl vložen do pece na teplotu 700, 750 nebo 800 °C na dobu 30 minut.



Obrázek 8-1: TTA diagramy pro normalizovaný stav ocelí, vlevo: 3Mn, vpravo: 5Mn



Obrázek 8-2: TTA diagramy pro zušlechťený stav ocelí, vlevo: 3Mn, vpravo: 5Mn

Ideální žíhací teplota byla vypočítána podle vzorce: $T_{IK} = (A_{C1} + A_{C3}) / 2 + 20 \text{ °C}$. Interkritické žíhací teploty byly zvoleny z TTA diagramů pro příslušnou ocel a její konkrétní stav (viz Obrázek 8-1, 8-2).

Přibližný výpočet ideální žíhací teploty:

$$T_{IK} = (A_{C1} + A_{C3}) / 2 + 20 \text{ °C}$$

$$T_{IK} = (700 + 1000) / 2 + 20 \text{ °C}$$

$$T_{IK} = 870 \text{ °C}$$

8.1 Teplotní režimy

Celkem bylo zvoleno 10 teplotních režimů, které se lišily v použité oceli, teplotě austenitizace, době kalení v nástroji, teplotě a době žíhání. 5 režimů bylo zvoleno pro ocel 3Mn a 5 pro ocel 5Mn.

Teplotní režimy pro materiál 3Mn:

- A) austenitizace v peci: 1000 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 1 s
- B) austenitizace v peci: 1000 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s
- C) austenitizace v peci: 1000 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 700 °C, 30 min
- D) austenitizace v peci: 1000 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 750 °C, 30 min
- E) austenitizace v peci: 1000 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 800 °C, 30 min

Teplotní režimy pro materiál 5Mn:

- A) austenitizace v peci: 1050 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 1 s
- B) austenitizace v peci: 1050 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s
- C) austenitizace v peci: 1050 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 700 °C, 30 min
- D) austenitizace v peci: 1050 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 750 °C, 30 min
- E) austenitizace v peci: 1050 °C, 30 min v peci → kalení v nástroji: 5 s → interkritické žíhání v peci: 800 °C, 30 min

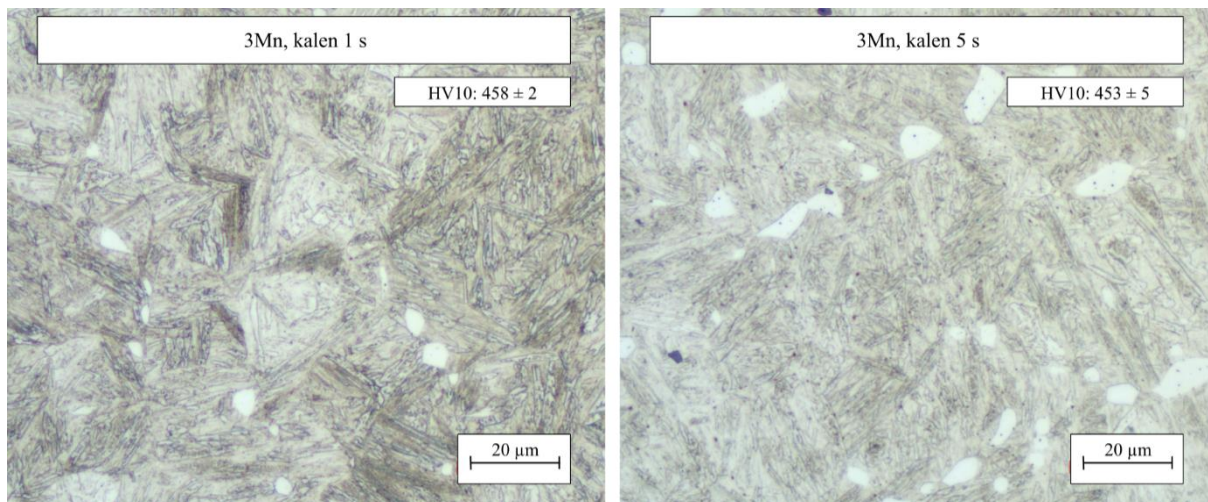
8.2 Metalografická analýza

Z plechových výlisků vyrobených pomocí metody press hardening s následným interkritickým žíháním byly zhotoveny metalografické výbrusy a byla provedena metalografická analýza pro vyhodnocení vlivů teplot interkritického žíhání na původní strukturu. V následující kapitole jsou snímky ze světelného a rastrovacího elektronového mikroskopu. Na Obrázku 8-1 jsou vidět struktury oceli 3Mn kalené v nástroji 1 a 5 vteřin. Na vzorku kaleném v nástroji 1 a 5 vteřin je vidět martenzitická struktura s feritickými zrny. Struktura po kalení v nástroji 5 s slouží jako výchozí pro následné žíhání.

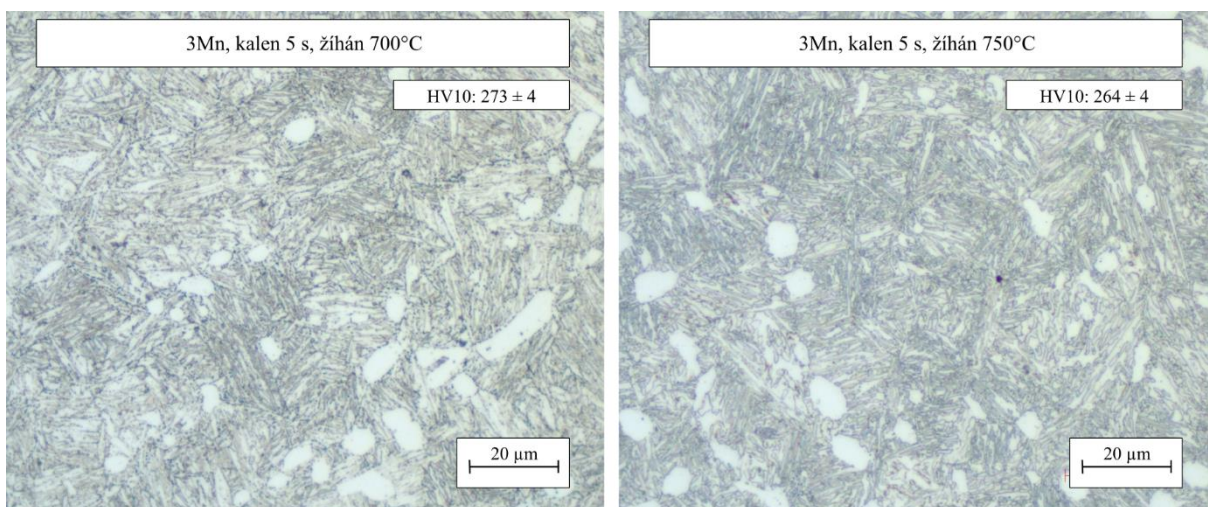
U struktury ocele 3Mn žíhaném na nejnižší teplotě 700 °C je vidět bainitická struktura s ostrůvky feritu. Teplota 700 °C je pod interkritickou oblastí materiálu 3Mn, proto při této teplotě neproběhla přeměna krystalické mřížky, pouze se struktura změnila na popuštěný martenzit. Vyšší teploty se již nacházely v interkritické oblasti, díky tomu byl pozorován sekundární martenzit, který vznikl při následném chlazení oceli.

U vzorku žíhaném na teplotě 750 °C byla struktura popuštěného martenzitu s výskytem feritických zrn a malým množstvím sekundárního martenzitu. Mikrostruktury vzorků žíhaných na teplotách 700 a 750 °C jsou na Obrázku 8-2.

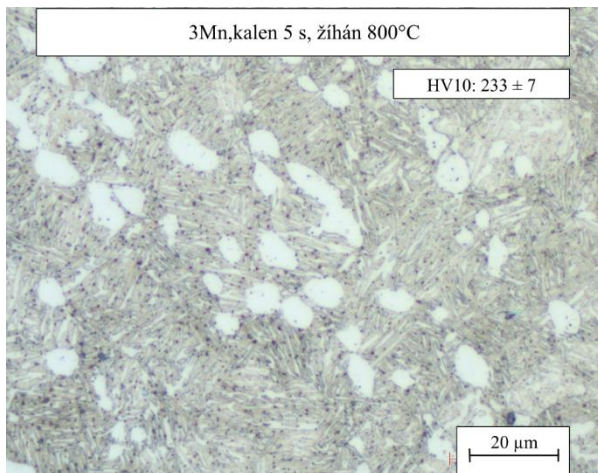
U teploty 800 °C byla pozorována struktura popuštěného primárního martenzitu, větší množství martenzitu sekundárního a feritická zrna. Mikrostruktura vzorku žíhaném na 800 °C je na Obrázku 8-3.



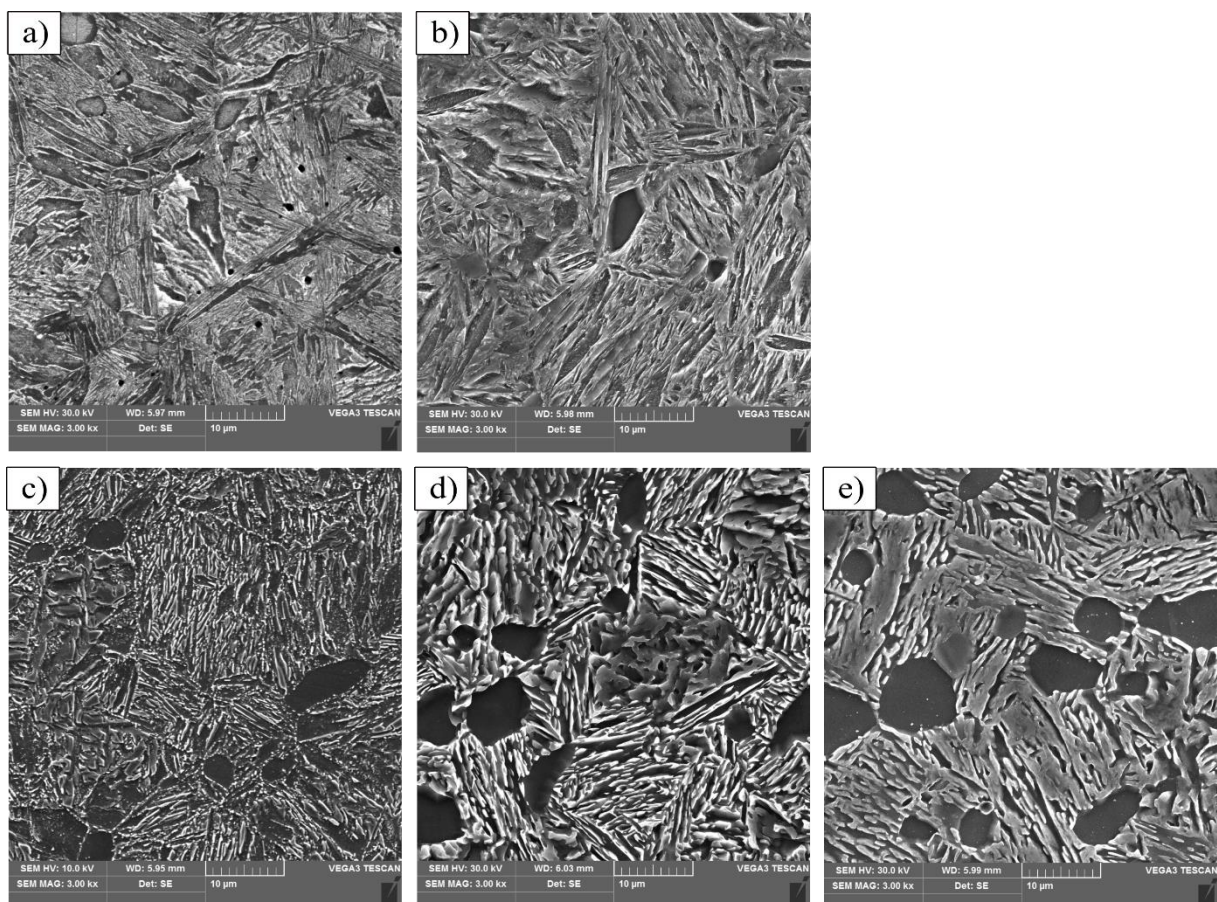
Obrázek 8-1: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu, objektiv 100x



Obrázek 8-2: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu + interkritickém žihání, objektiv 100x, Villela-Bain

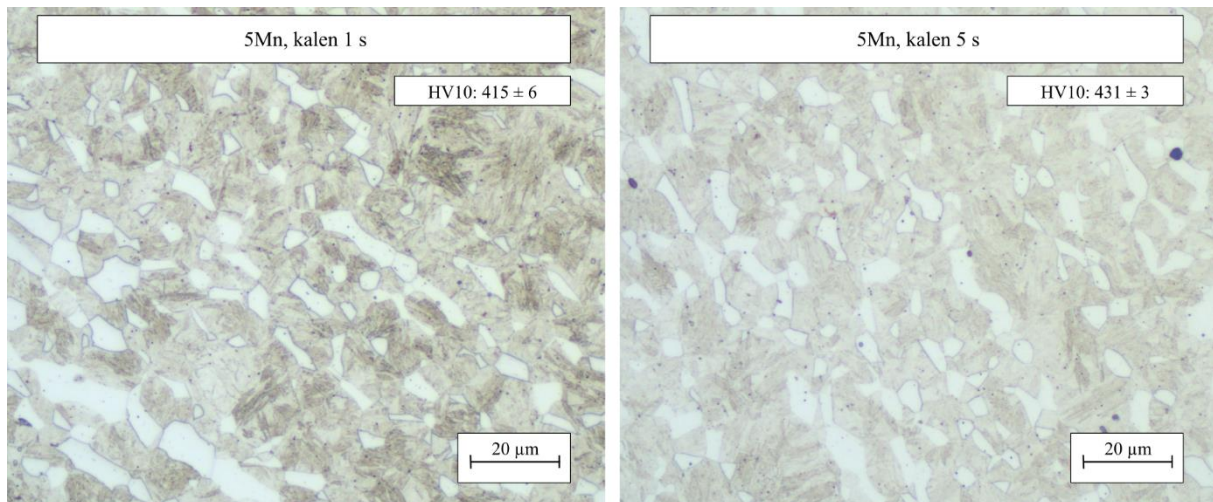


Obrázek 8-3: mikrostruktury oceli 3Mn po press hardeningu + interkritickém žihání, objektiv 100x, Villela-Bain



Obrázek 8-4: mikrostruktury oceli 3Mn, a) kaleno 1 s, b) kaleno 5 s, c) kaleno 5 s + žiháno 700 °C, d) kaleno 5 s + žiháno 750 °C, e) kaleno 5 s + žiháno 800 °C

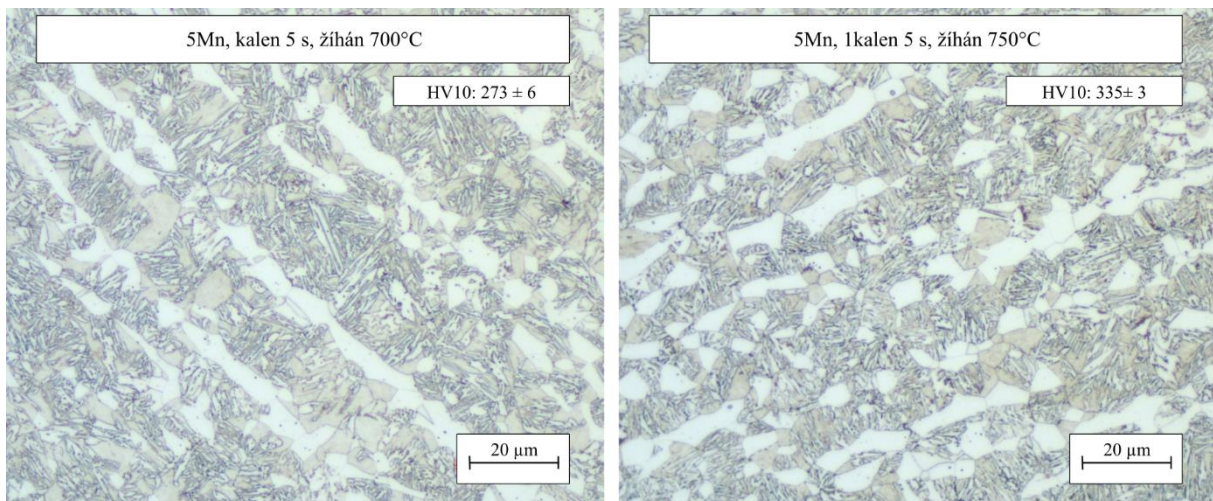
U vzorku oceli 5Mn ve stavu kaleném v nástroji 1 s byla mikrostruktura vyhodnocena jako martenzitická s náznaky bainitu. U vzorku kaleném v nástroji 5 s byla struktura plně martenzitická s feritickými ostrůvky. Mikrostruktury vzorků kalených 1 a 5 s jsou na Obrázcích 8-5. Doba 5 vteřin kalení v nástroji byla vybrána jako dostačující pro vznik výchozí základní struktury před následným interkritickým žiháním.



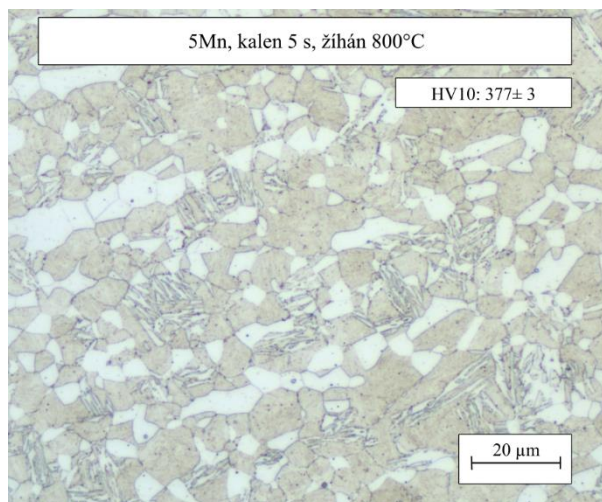
Obrázek 8-5: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu, objektiv 100x, Villela-Bain

Vzorek z oceli 5Mn, který byl žhán na nejnižší teplotě 700 °C vykazoval martenzitickou strukturu s feritickými ostrůvky ve směru válcování. Při vyšší interkritické teplotě žhání (750 °C) bylo pozorováno větší množství martenzitu. To souvisí s větším množstvím přeměněné původní struktury na austenit, pro který nebylo v materiálu dostatečné množství stabilizačních prvků. Proto došlo při konečném dochlazení k přeměně na martenzit.

Vzorky žháné na teplotě 700 a 750 °C jsou na Obrázku 8-6. Vzorek žhán na nejvyšší teplotě 800 °C vykazuje martenzitickou strukturu je na Obrázku 8-7. U vzorku žháném na této teplotě bylo pozorováno největší množství sekundárního martenzitu. U vzorku žháném při teplotě 700 °C byla pozorována struktura popuštěného martenzitu s pouze malým množstvím sekundárního martenzitu a zbytkového austenitu. To bylo dáno nízkou teplotou, která se pohybovala pod křivkou Ac_3 . Naměření nejvyšších hodnot tvrdosti při této teplotě bylo druhou indikací pro nejmenší výskyt zbytkového austenitu ve struktuře.

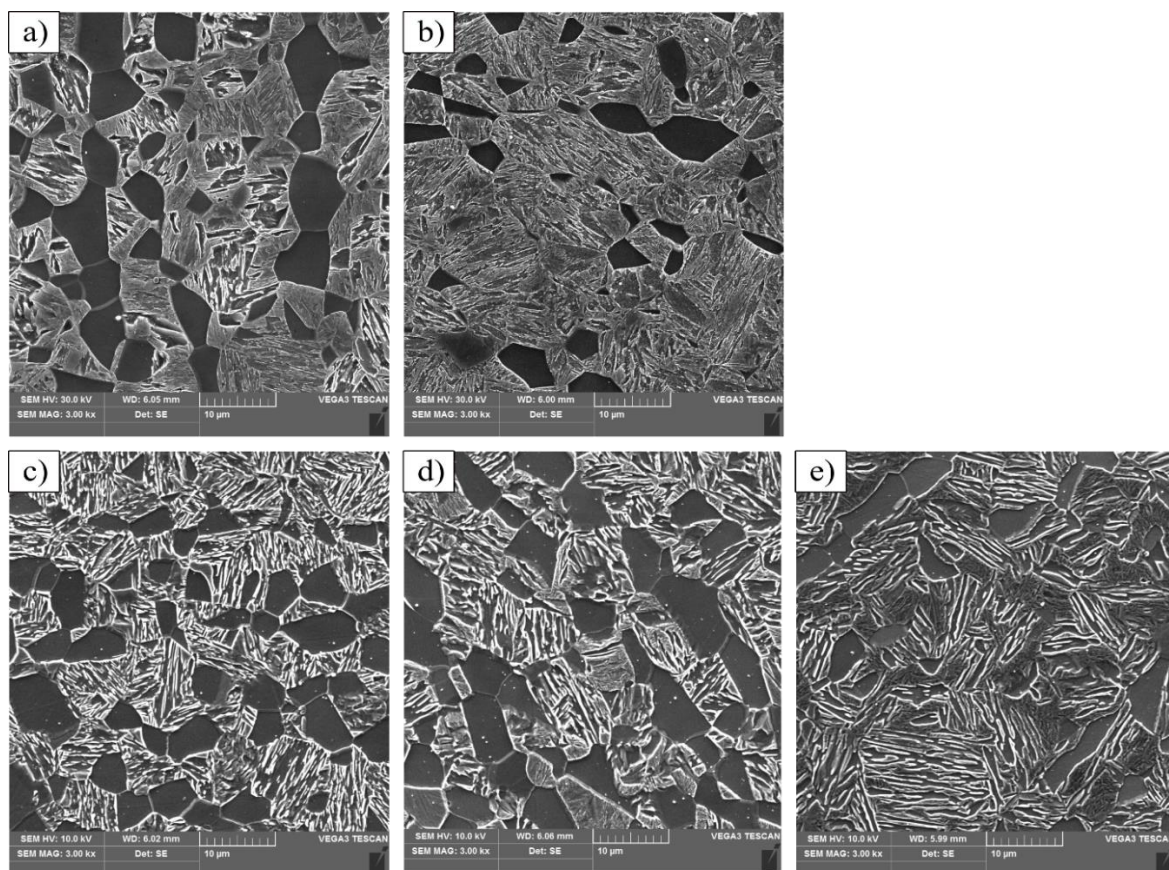


Obrázek 8-6: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu + interkritickém žhání, objektiv 100x, Villela-Bain



Obrázek 8-7: mikrostruktury oceli 5Mn po press hardeningu + interkritickém žihání, objektiv 100x, Vilela-Bain

Na Obrázku 8-8 a) je u vzorku kaleném 1 s struktura martenzitická s bainitickými oblastmi a zrný feritu. U Obrázku 8-8 b) vzorku kaleném 5 s je vidět martenzitická struktura s feritem. U Obrázků žiháných struktur 8-8 c), d) a e) je vidět martenzit primární popuštěný a sekundární jemný.



Obrázek 8-8: mikrostruktury oceli 5Mn, a) kaleno 1 s, b) kaleno 5 s, c) kaleno 5 s + žiháno 700 °C, d) kaleno 5 s + žiháno 750 °C, e) kaleno 5 s + žiháno 800 °C,

8.3 Mechanické vlastnosti

Pomocí tahové zkoušky byly vyhodnoceny jednotlivé vzorky z pohledu meze pevnosti a tažnosti. Pro každý vzorek byly provedeny dvě tahové zkoušky. Výsledky z této zkoušky jsou zapsány v tabulkách 8-1 a 8-2.

Tabulka 8-1: vyhodnocení tahové zkoušky pro materiál 3Mn

ocel	Čas kalení v nástroji [s]	Teplota žíhání [°C]	Mez pevnosti [MPa]	Prodloužení [%]
3Mn	1	-	1326 ± 15	19,1 ± 1,1
	5	-	1392 ± 35	18,3 ± 0,2
	5	700	1037 ± 34	16 ± 1
	5	750	1163 ± 69	13,5 ± 3,5
	5	800	1262 ± 6	12,2 ± 0,4

Tabulka 8-2: vyhodnocení tahové zkoušky pro materiál 5Mn

ocel	Čas kalení v nástroji [s]	Teplota žíhání [°C]	Mez pevnosti [MPa]	Prodloužení [%]
5Mn	1	-	1361 ± 9	17,7 ± 0,3
	5	-	1404 ± 10	16,2 ± 1
	5	700	1261 ± 28	3,8 ± 1,2
	5	750	1323 ± 9	4,7 ± 1,5
	5	800	1425 ± 39	3,8 ± 2,8

Ocel 3Mn vykazovala po žíhání vzestupný trend meze pevnosti (viz Tabulka 8-1). Se zvyšující se teplotou žíhání rostlo v materiálu množství austenitu a jemného sekundárního martenzitu, díky kterému se mez pevnosti zvyšovala. Prodloužení naopak se vzrůstající teplotou klesalo. To bylo dáno menším množstvím zbytkového austenitu ve struktuře.

Ocel 5Mn vykazovala po žíhání vzestupný trend meze pevnosti (viz Tabulka 8-2). Největší mez pevnosti měl materiál po žíhání na nejvyšší teplotě 800 °C. To bylo způsobeno zhrubnutím materiálu a největším množstvím sekundárního martenzitu.

8.4 Vyhodnocení první etapy experimentu

Ocel 3Mn vykazovala po žíhání vzestupný trend meze pevnosti (viz Tabulka 8-1). Největší mez pevnosti měl vzorek žíhaný na nejvyšší teplotě 800 °C. Se zvyšující se teplotou žíhání, rostlo v materiálu množství austenitu a jemného sekundárního martenzitu, díky kterému se mez pevnosti zvyšovala. Tvrdost byla naopak u tohoto vzorku naměřena nejnižší. V jeho mikrostruktuře bylo pozorováno největší množství sekundárního martenzitu, který vznikl při finálním pomalém chladnutí vzorku. Ten se pohyboval mezi zrny popuštěného primárního martenzitu, což potvrdilo teorii, že při vzrůstající teplotě roste množství reverzní přeměny, kdy primární struktura popuštěného martenzitu se při žíhání přeměnila na austenit, který se při finálním pomalém chladnutí změnil na martenzit sekundární a zbytkový austenit.

Nejnižší pevnost spolu s nejvyšší tažností vzorku indikovaly výskyt největšího množství zbytkového austenitu u vzorku žíhaném na teplotě 700 °C. U tohoto vzorku byla pozorována struktura popuštěného martenzitu a pouze malé množství martenzitu sekundárního. Naměřená tvrdost měla opačný trend než pevnost. Shrnutí pořadí pro jednotlivé mechanické vlastnosti vzorků a určení nejvhodnější interkritické žíhací teploty pro materiál 3Mn je v Tabulce 8-3.

Tabulka 8-3: pořadí pevnosti a tažnosti oceli 3Mn, 1-nejlepší, 3-nejhorší

3Mn			
Žihací teplota [°C]	Pořadí pevnosti	Pořadí tažnosti	Pořadí tvrdosti
700	3	1	1
750	2	2	2
800	1	3	3

Ocel 5Mn vykazovala v žíhaném stavu nejvyšší mez pevnosti po žíhání na nejvyšší teplotě 800 °C. Toho bylo docíleno pomocí reverzní přeměny největšího množství primární martenzitické struktury na austenit, který nebyl při následném ochlazování na pokojovou teplotu dostatečně stabilizován. Díky této přeměně bylo pozorováno největší množství sekundárního martenzitu a pouze malé množství primární popuštěné struktury.

Prodloužení bylo naměřeno shodné se vzorkem žíhaným na teplotě 700 °C. U toho byla přitom pozorována ve velké míře houževnatější struktura popuštěného martenzitu s výrazně menšími oblastmi tvrdého sekundárního martenzitu. To vedlo k teorii, že množství zbytkového austenitu ve vzorku žíhaném při teplotě 800 °C bylo více, než u vzorku žíhaném při teplotě 700 °C.

U vzorku žíhaném na střední teplotě 750 °C byla pozorována struktura, která vykazovala více sekundárního martenzitu než po teplotě 700 °C, ale méně než po teplotě 800 °C. Nejvyšší tažnost ze všech tří vzorků byla naměřena u teploty 750 °C. Byl předpoklad, že velikost reverzní přeměna s ohledem na množství stabilizujících prvků v materiálu byla při této teplotě pro zachování největšího množství zbytkového austenitu v mikrostruktuře nejvýhodnější, a to i přes to že ideální spočítaná teplota žíhání byla 870 °C. Shrnutí pořadí pro jednotlivé mechanické vlastnosti vzorků a určení nejvhodnější interkritické žihací teploty pro materiál 5Mn jsou v tabulce 8-4.

Tabulka 8-4: pořadí pevnosti a tažnosti oceli 5Mn, 1-nejlepší, 3-nejhorší

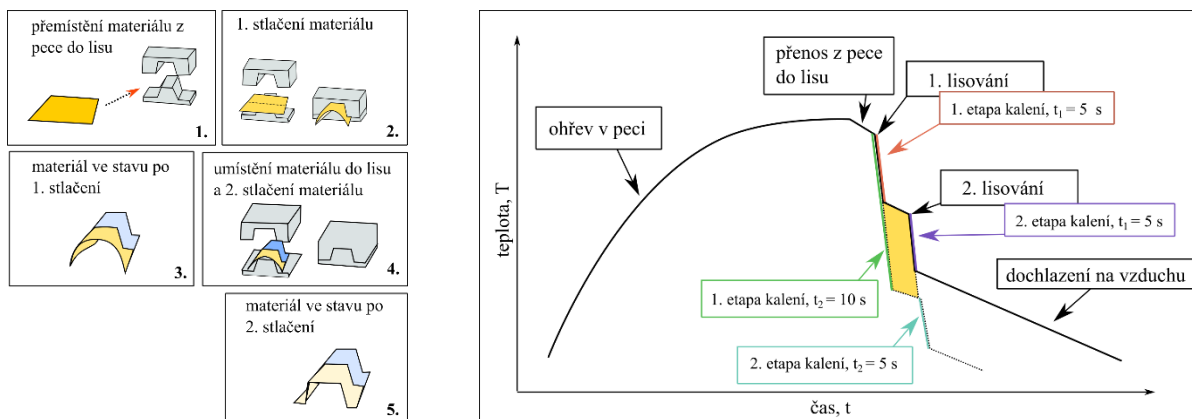
5Mn			
Žihací teplota [°C]	Pořadí pevnosti	Pořadí tažnosti	Pořadí tvrdosti
700	1	2	3
750	2	1	2
800	3	2	1

9 Druhá etapa experimentu

V druhé části bylo provedeno kalení v nástroji v kombinaci s tzv. tailoringem. Cílem bylo vytvořit díl s rozdílnými oblastmi struktur. Tyto oblasti přitom vykazovaly rozdílné vlastnosti.

Postup se skládal z lisování plechu za tepla ve studeném nástroji (metoda press hardening). Dosažení rozdílných vlastností bylo dosaženo kombinací lisování a následného kalení z rozdílných teplot. Ohřátý díl na austenitizační teplotě byl vložen do studeného nástroje pro press hardening pouze jednou svojí polovinou. U této poloviny došlo jak k tváření, tak intenzivnímu ochlazování díky styku plechu se studeným nástrojem. Druhá polovina plechu chladla volně na vzduchu. Po definovaném počtu sekund došlo k otevření nástroje a předání celého dílu do nástroje. Teploty obou částí plechu byly rozdílné. První část, která již byla vytvarována a zakalena v nástroji měla svoji teplotu již pod teplotou M_s , protože jak bylo vyzkoušeno v první etapě experimentu, kalení v nástroji po dobu 5 vteřin stačí k vytvoření základní martenzitické struktury. Teplota druhé části dílu se pohybovala v interkritické oblasti, tedy mezi teplotami A_{c3} a A_{c1} . Během druhé části experimentu byl plech zavřen ve studeném nástroji již po celé svojí délce tzn. celá plocha plechu byla tvářena a kalena.

Tímto způsobem byl vytvořen omega profil z celého plechového přístříhu, přičemž kalení bylo provedeno v jednotlivých částech z různé výchozí teploty. Díky změně křivky chladnutí byla na druhé oblasti vytvořena rozdílná základní struktura. Postup kalení do zápusky s integrovaným tailoringem je zobrazen na Obrázku 9-1 a), a jeho teplotní schéma na Obrázku 9-1 b).



Obrázek 9-1: a) vlevo: schéma postupu press hardeningu s integrovaným tailoringem pomocí rozdílné kalící teploty, b) vpravo: schéma teplotních režimů, slovo

V této části experimentu byly upravovány následující parametry: doba prvního kalení v nástroji jedné části, a tedy doba ochlazování na vzduchu druhé části. Jako první byla volena doba 5 s, která byla odzkoušena z hlediska vzniku základní struktury u první etapy experimentu. Další časy prvního kalení byly dále prodlužovány. Výběr časů byl definován šířkou teplotního intervalu pro interkritickou oblast. Protože cílem bylo se u části chlazené na vzduchu dostat před kalením v nástroji dostatečně do interkritické oblasti. K výběru těchto dob bylo použito měření termočlánekového typu K, který byl přivařen na povrch plechu, který volně chladl po ohřátí na stanovenou austenitizační teplotu na vzduchu. Díky němu byla určena křivka chladnutí plechu na vzduchu.

Postup výběru doby výdrže během prvního zavření nástroje byl následovný. Byly zjištěny interkritické teploty z ARA diagramu (Obrázky 9-2 b, 9-3 b). Tyto teploty byly přeneseny do změřené křivky chladnutí (Obrázky 9-2 a, 9-3 a). A z průsečíků těchto teplot a

samotné křivky chladnutí byly určeny potřebné časy prvního kalení v nástroji. Křivky chladnutí jsou na Obrázcích 9-2 a 9-3 společně s ARA diagramy a vyznačenými teplotami pro druhou fázi chladnutí.

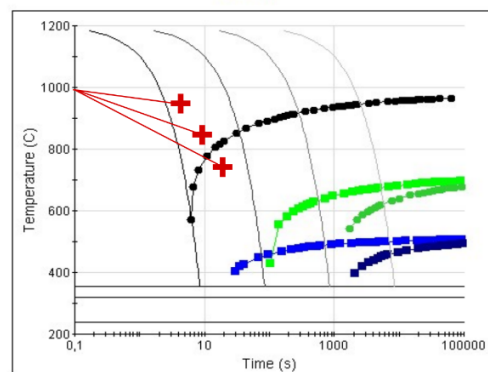
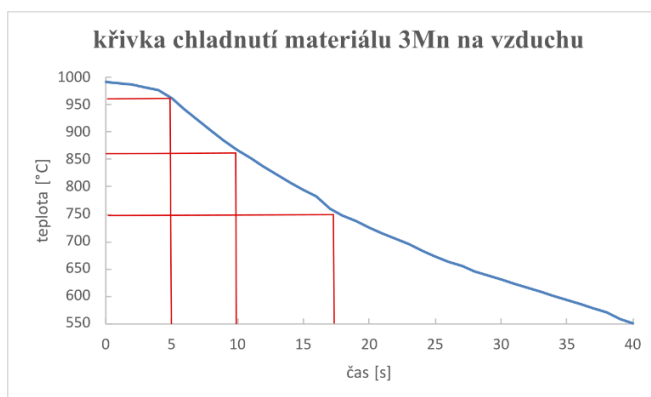
Výsledné struktury a mechanické vlastnosti byly z omega profilů odebrány ze třech různých míst. Jedná se o oblast, která byla v první části zpracování ochlazována na vzduchu a teprve v druhé části kalena v nástroji. Druhou oblastí byla část omega profilu, která byla celou dobu kalena v nástroji. Třetí hodnocenou oblastí byla přechodová oblast (viz. Obrázek 9-4).

9.1 Teplotní režimy ohřevů

Režimů, v závislosti na předchozím popisu metody výběru bylo vybráno sedm. Teploty kalení byly podobné s žíhacími teplotami z první etapy experimentu. U oceli 5Mn bylo navíc proveden jeden extrémní režim (30+5), kdy se teplota pohybovala hluboko pod interkritickou oblastí, tento režim sloužil pro kontrolu a porovnání změn s ostatními režimy.

Režimy pro materiál 3Mn:

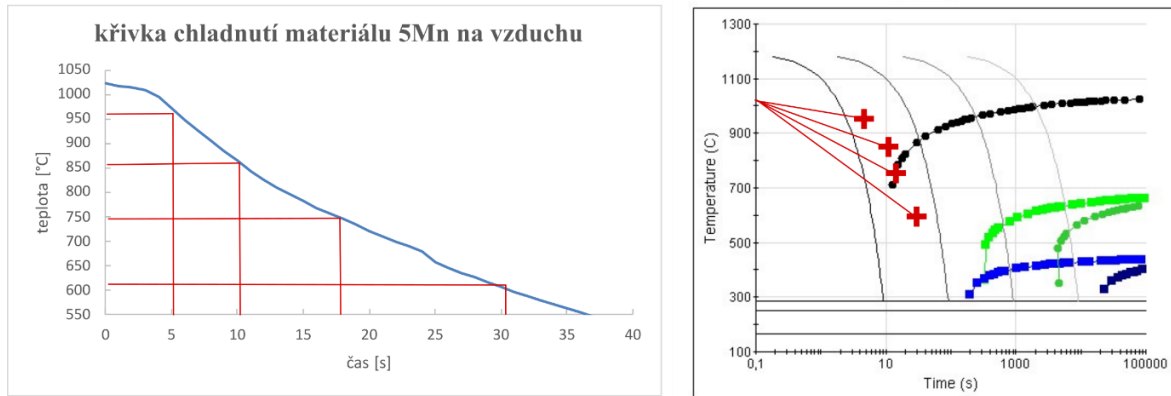
- ohřev na teplotu austenitizace (1000 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s
- ohřev na teplotu austenitizace (1000 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 10 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s
- ohřev na teplotu austenitizace (1000 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 20 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s



Obrázek 9-2: křivka chladnutí oceli 3Mn na vzduchu, b) ARA diagram pro ocel 3Mn, zaznamenané body chladnutí oceli na vzduchu pro vybrané časy

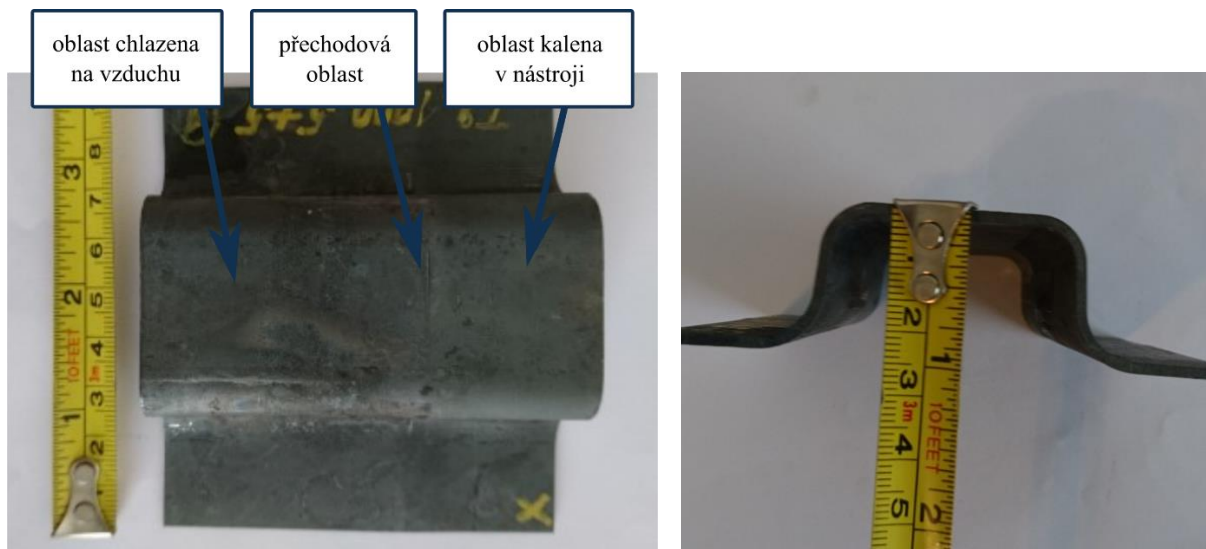
Režimy pro materiál 5Mn:

- ohřev na teplotu austenitizace (1050 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s
- ohřev na teplotu austenitizace (1050 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 10 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s
- ohřev na teplotu austenitizace (1050 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 17 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s
- ohřev na teplotu austenitizace (1050 °C): 30 min v peci → 1. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 30 s → změna pozice plechu → 2. stlačení a kalení v uzavřené zápustce: 5 s



Obrázek 9-3: křivka chladnutí oceli 5Mn na vzduchu, b) ARA diagram pro ocel 5Mn, zaznamenané body chladnutí oceli na vzduchu pro vybrané časy

Na finálním výlisku byly pozorovány dvě oblasti a jasně identifikovatelné rozhraní. Z makroskopického hlediska oblast, která chladla v nástroji vykazovala více homogenní povrch. Oblast, která chladla na vzduchu vykazovala větší vznik oxidických vrstev.



Obrázek 9-4: finální výlisek po provedeném tailoringu, a) podélný směr, tři oblasti s rozdílnými vlastnostmi; b) příčný směr

Tabulka 9-1: reálné teploty z termočláňkového měření při ochlazování plechu z materiálu 3Mn na vzduchu

vzorek	1. kalicí teplota [°C]	2. kalicí teplota [°C]	Teplota po 2. kalení [°C]
3Mn 5+5	989	941	838
3Mn 10+5	989	852	760
3Mn 20 + 5	989	715	655

Tabulka 9-2: reálné teploty z termočláňkového měření při ochlazování plechu z materiálu 5Mn na vzduchu

vzorek	1. kalicí teplota [°C]	2. kalicí teplota [°C]	Teplota po 2. kalení [°C]
5Mn 5+5	1018	949	826
5Mn 10+5	1018	842	757
5Mn 17 + 5	1018	745	679
5Mn 30 + 5	1018	597	547

Vyhodnocení termočláňkového měření probíhalo následovně. Byla vybrána poslední nejvyšší teplota, po které už teploty pouze klesaly. Tato teplota byla označena jako čas nula. Při této teplotě byl vzorek vyndán z pece a umístěn do lisu. U všech mezioperací postupu, tj. přendání dílu z pece do lisu, přendání dílu mezi 1. lisování a kalení a 2. lisování a kalení byla připočtena 1 sekunda. Tato jedna sekunda, respektive 2 sekundy pro teplotu po 2. operaci byly připočteny, k již daným časům kalení (5, 10, 17, 20, 30 sekund). Pro tyto povýšené časy byly následně odečteny teploty z křivek chladnutí z měření pomocí termografického článku.

9.1.1 MĚŘENÍ Z TERMOKAMERY

Termovizní měření bylo prováděno pomocí termokamery FLIR A615 a programu LabIR. Teploty byly zaznamenány v Tabulce 9-1 pro obě oblasti na konci procesu. Díky těmto teplotám bylo možné určit oblast v ARA diagramu, kde se daná část vzorku po kalení nacházela a průběh martenzitické transformace. Tyto informace byly využity v závěru při popisu vzniku struktur.

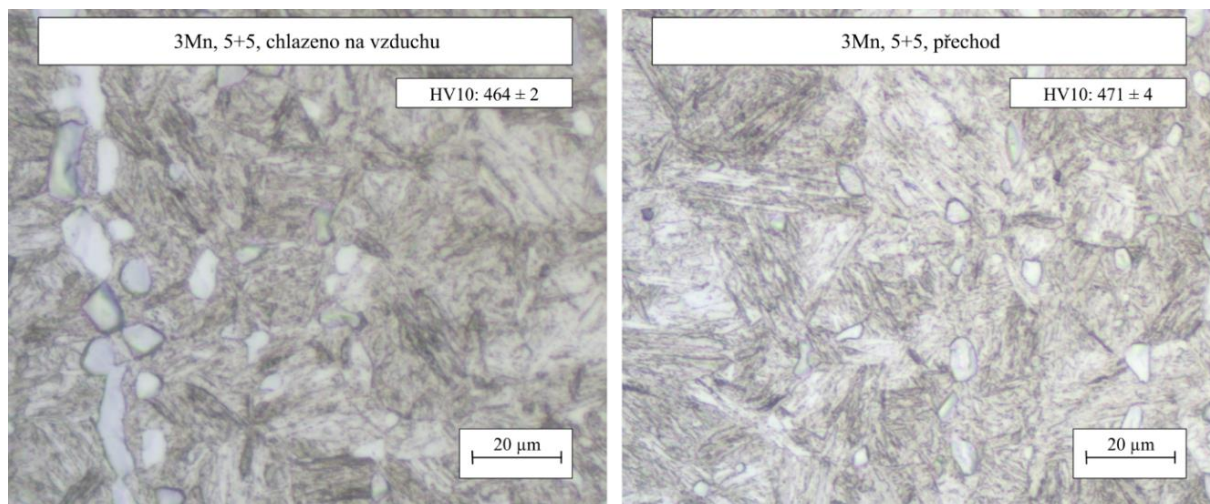
Tabulka 9-1: teploty na konci procesu u oblasti chlazené v 1. fázi na vzduchu

ocel	varianta	Teplota [°C]	
		Oblast chlazená na vzduchu	Oblast chlazená v nástroji
3Mn	5+5	155	375
	10+5	125	360
	20+5	90	340
5Mn	5+5	140	390
	10+5	118	365
	17+5	90	330
	30+5	70	300

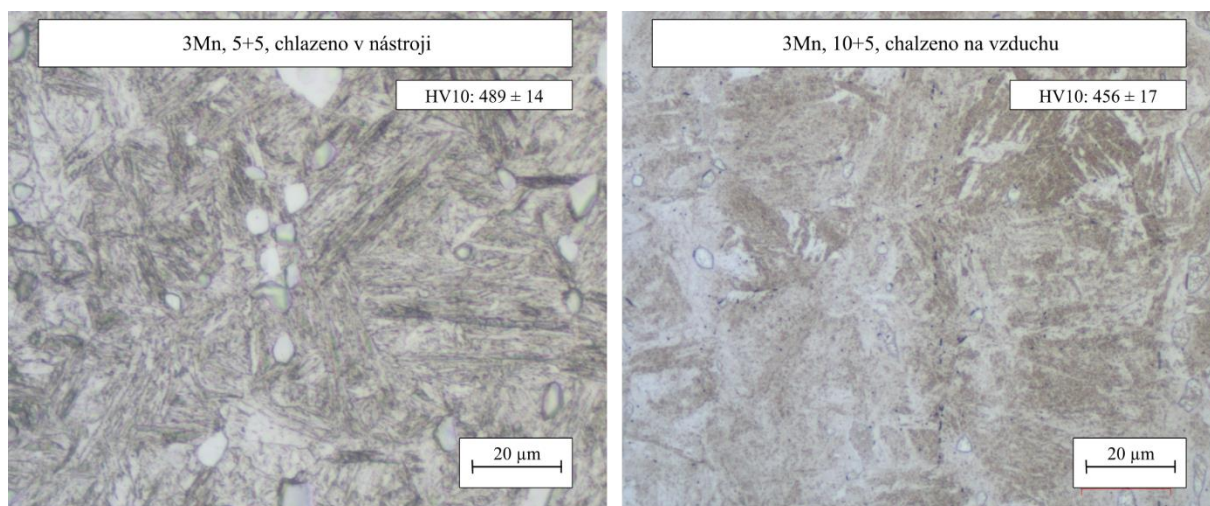
9.2 Metalografická analýza

Vyhodnocení mikrostruktur tailorovaných dílů probíhalo za pomoci světelného mikroskopu a leptání vzorků pomocí roztoku Vilella-Bain. Z každého dílu byly pozorovány tři oblasti: oblast kalena z vyšší teploty, oblast kalena z nižší teploty, přechodová oblast.

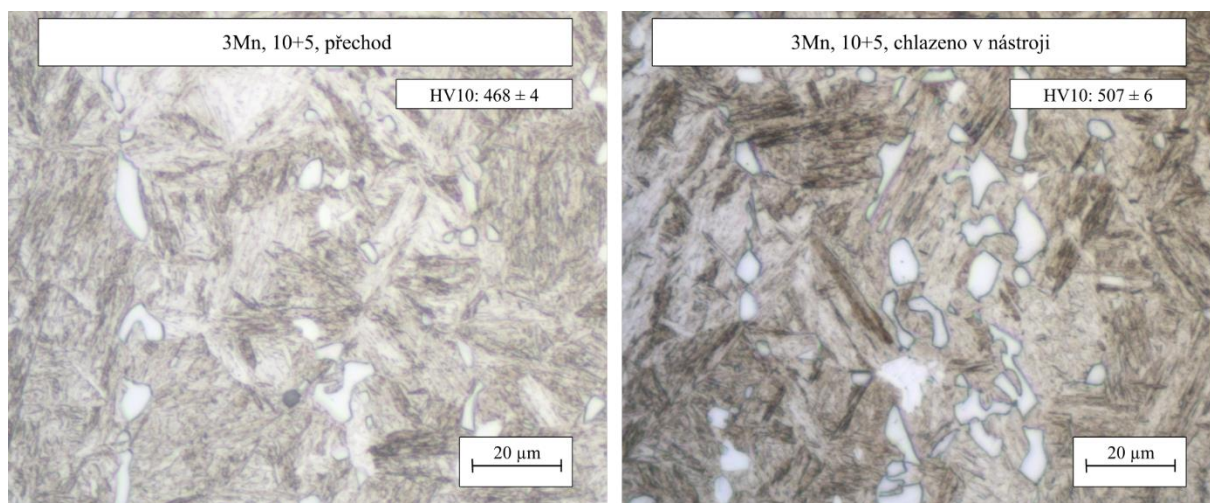
U oblastech vzorku 5+5 ocele 3Mn byla pozorována martenzitická struktura s austenitickými a feritickými zrny u všech tří oblastí (viz Obrázek 9-5, 9-6). Austenitická zrna byla určena na základě zkušeností. Při leptání došlo k jejich rychlejší degradaci než u zrn feritických a ve výsledné mikrostruktuře tak měli rozdílnou hloubku a v daných mikrostrukturách jsou vidět jako rozmazaná bílá zrna. Martenzitická struktura byla pozorována i u vzorku 10+5 (Obrázek 9-6, 9-7). Také u všech tří oblastí byly pozorovány karbidické obálky kolem světlých zrn. U vzorku 20+5 oceli 3Mn byla u všech oblastí pozorována martenzitická struktura (viz Obr. 9-8, 9-9). U oblasti kalené v nástroji byla pozorována kombinace hrubšího a jemnějšího martenzitu.



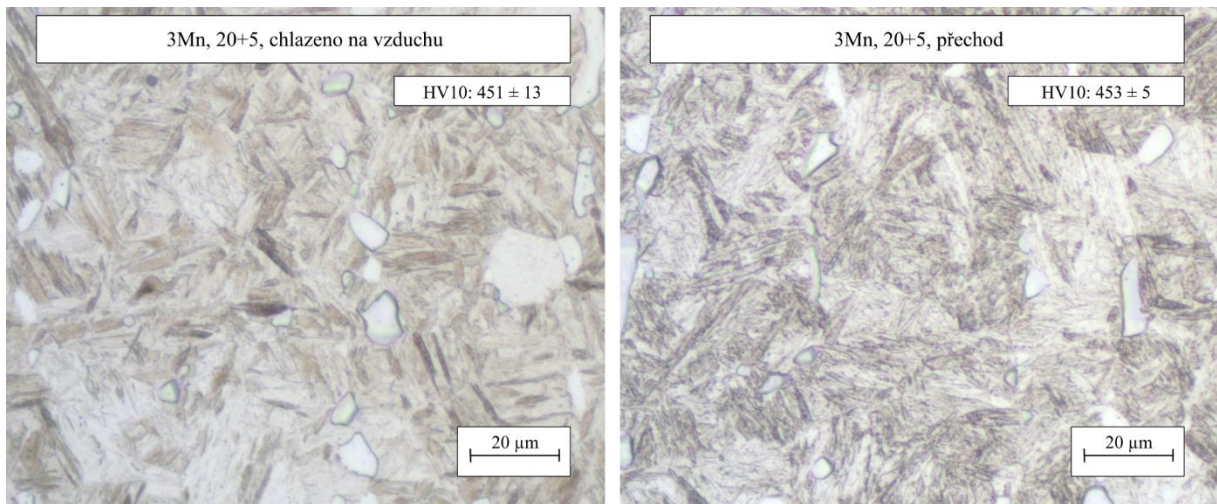
Obrázek 9-5: ocel 3Mn, vzorek 5+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Vilela-Bain



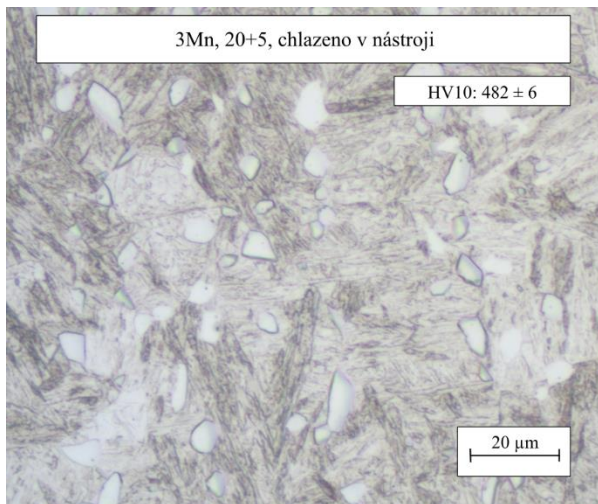
Obrázek 9-6: ocel 3Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji, vpravo vzorek 10+5 oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Vilela-Bain



Obrázek 9-7: ocel 3Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji, vpravo vzorek 10+5 oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Vilela-Bain

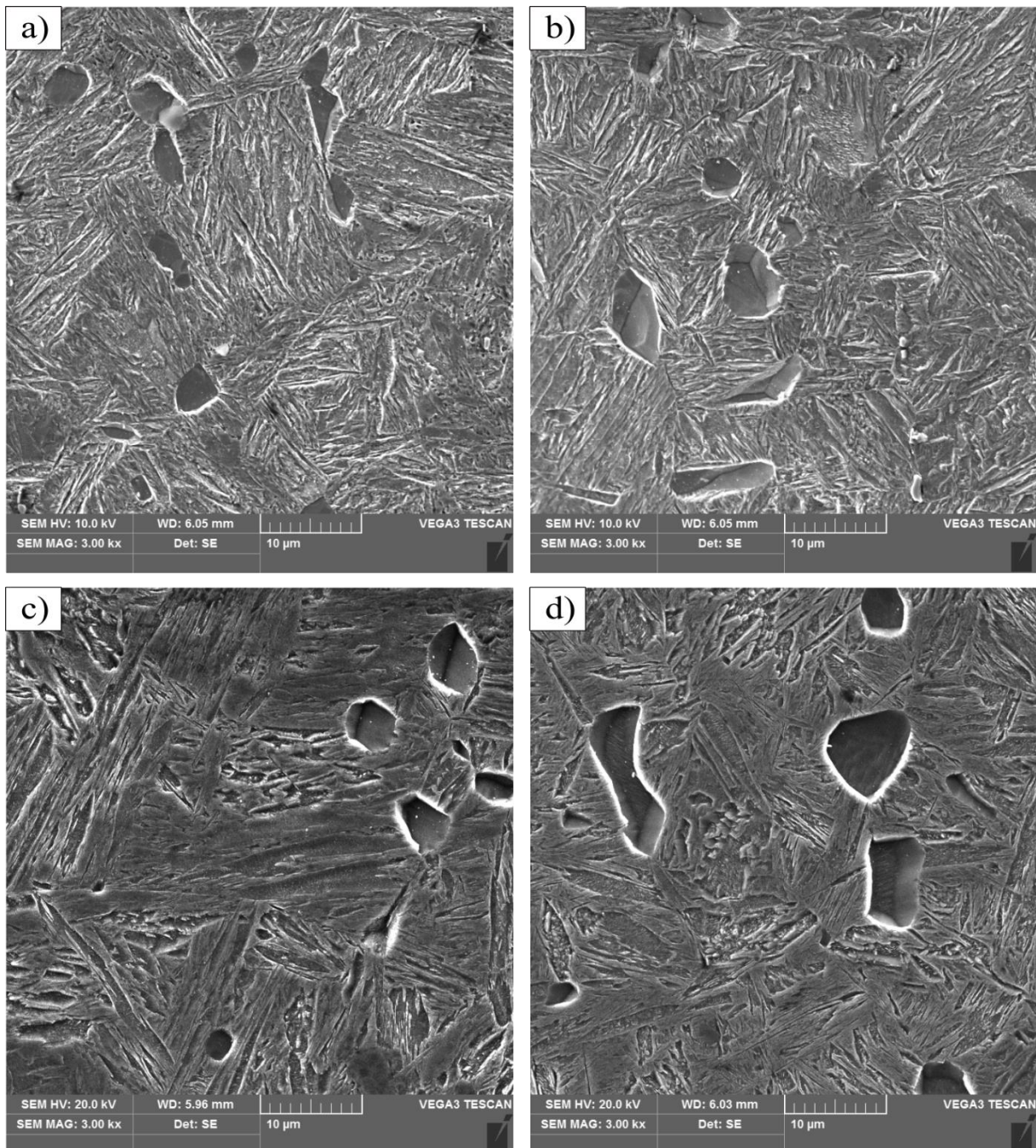


Obrázek 9-8: ocel 3Mn, vzorek 20+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Villela-Bain



Obrázek 9-9: ocel 3Mn, vzorek 20+5, vlevo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x, Villela-Bain

Oblasti dvou variant: 5+5 a 20+5 byly nafoceny pomocí rentgenového řádkovacího mikroskopu. U varianty 5+5 (Obrázek 9-10 a), b)) byl pozorován martenzit, feritická a austenitická zrna. U varianty 20+5 (Obrázek 9-10 c), d)) byl pozorován popuštěný hrubý primární martenzit, bainit s feritickými a austenitickými zrny.

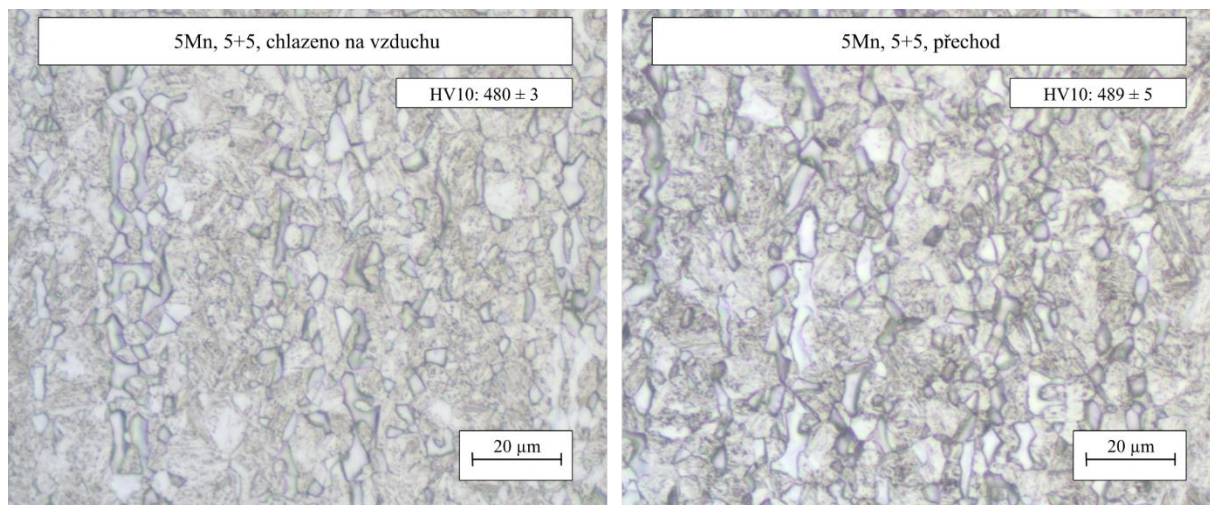


Obrázek 9-10: mikrostruktura oceli 3Mn, a) varianta 5+5, oblast chlazená na vzduchu, b) varianta 5+5, oblast chlazená v nástroji, c) varianta 20+5, oblast chlazená na vzduchu, d) varianta 20+5, oblast chlazená v nástroji

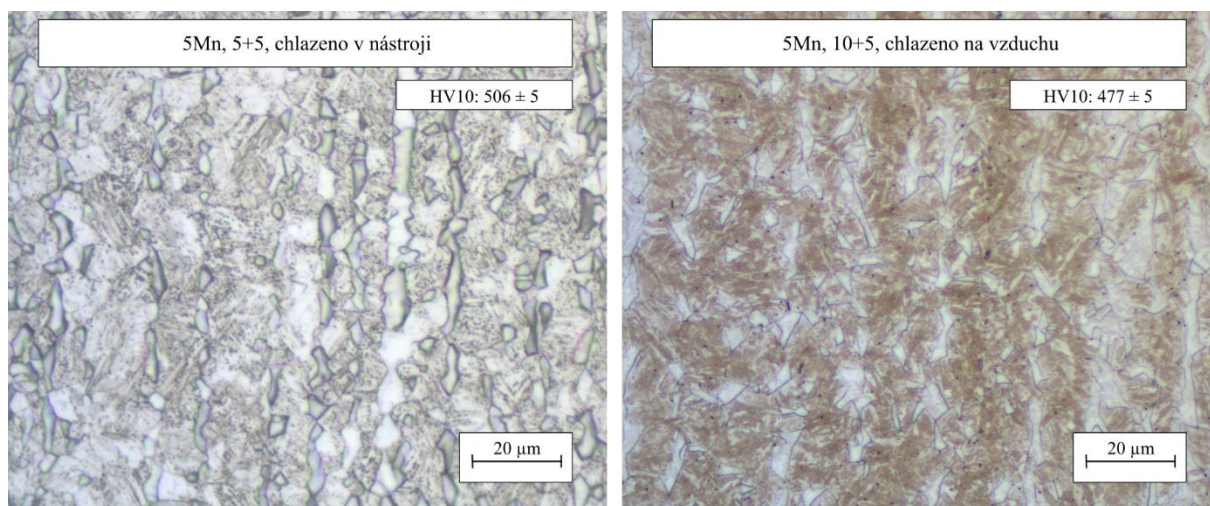
U vzorků oceli 5Mn tailorovaném 5+5 byla na všech třech oblastech pozorována struktura martenzitická s feritickými a austenitickými zrny (Obrázky 9-11, 9-12). U vzorků 10+5 byly pozorovány jemná sekundární martenzitické jehlice uvnitř zrn austenitických. To jak u oblasti chlazené na vzduchu a přechodové oblasti, tak i u oblasti chlazené v nástroji (viz Obrázky 9-12, 9-13).

U oblasti chlazené v nástroji a přechodové oblasti se martenzit nacházel uvnitř austenitických zrn. U vzorku 17+5 chlazeného na vzduchu byl pozorován výskyt jemných martenzitických jehlic uvnitř austenitických zrn (Obrázek 9-14 vlevo). U struktury chlazené v nástroji byla austenitická zrna (Obrázek 9-15 vlevo). U vzorků 30+5 byla pozorována

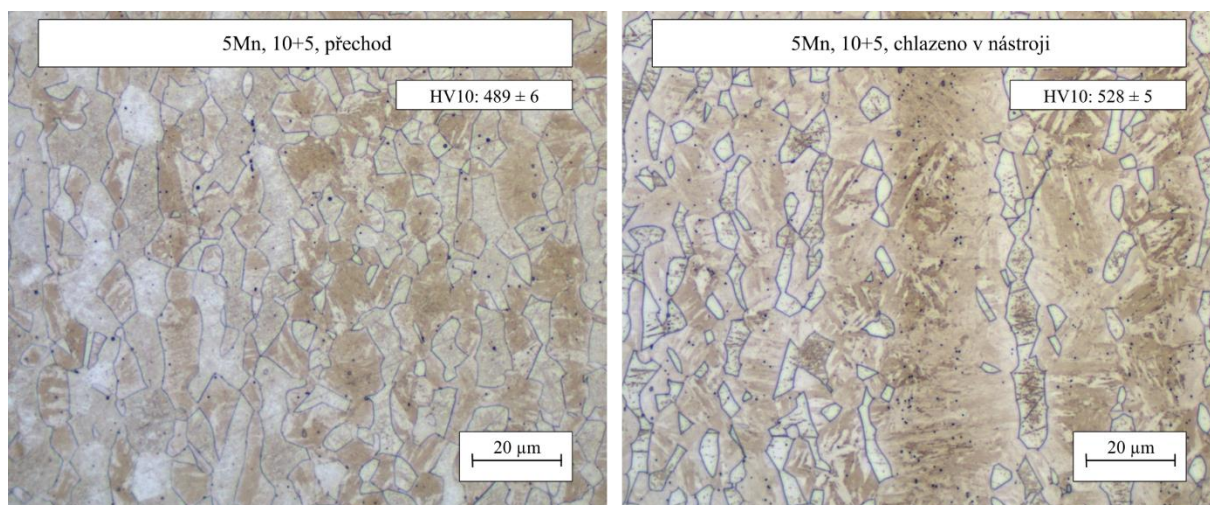
struktura primárního martenzitu, austenitická a feritická zrna. Tyto mikrostruktury jsou na Obrázcích 9-15 vlevo a 9-16.



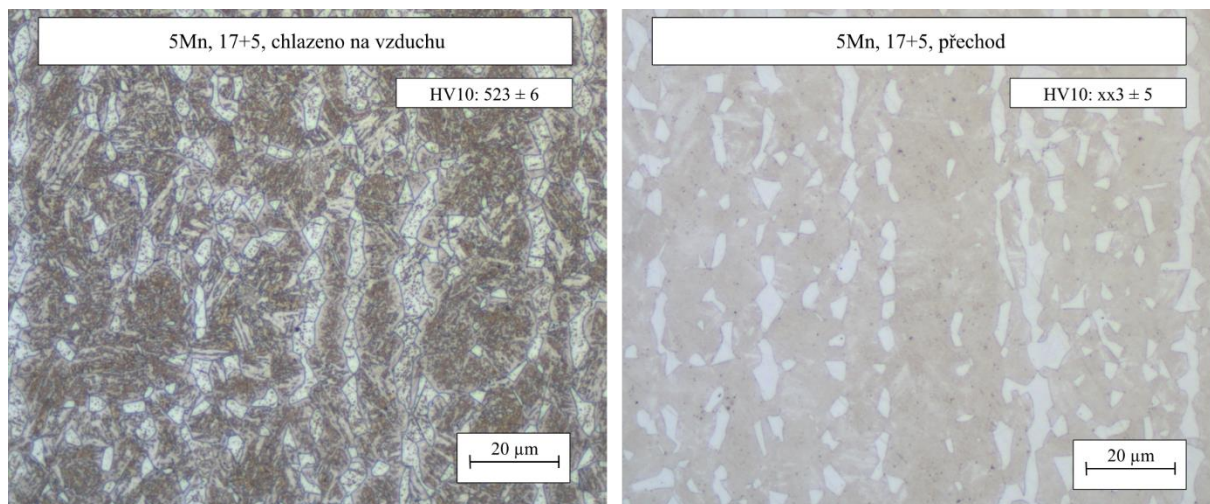
Obrázek 9-11: ocel 5Mn, vzorek 5+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Vilella-Bain



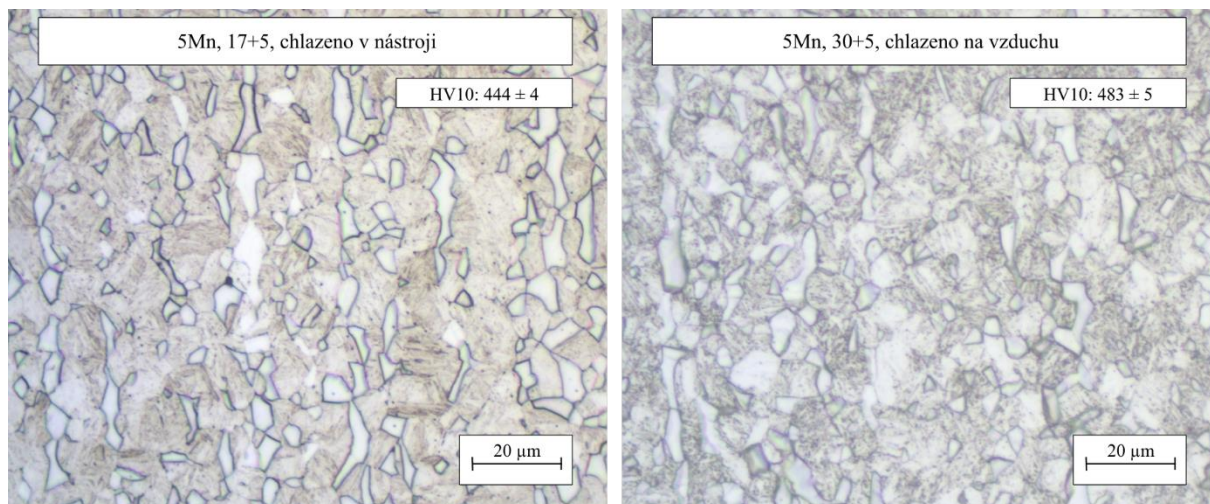
Obrázek 9-12: ocel 5Mn, vlevo vzorek 5+5, oblast chlazená v nástroji; vpravo vzorek 10+5, oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Vilella-Bain



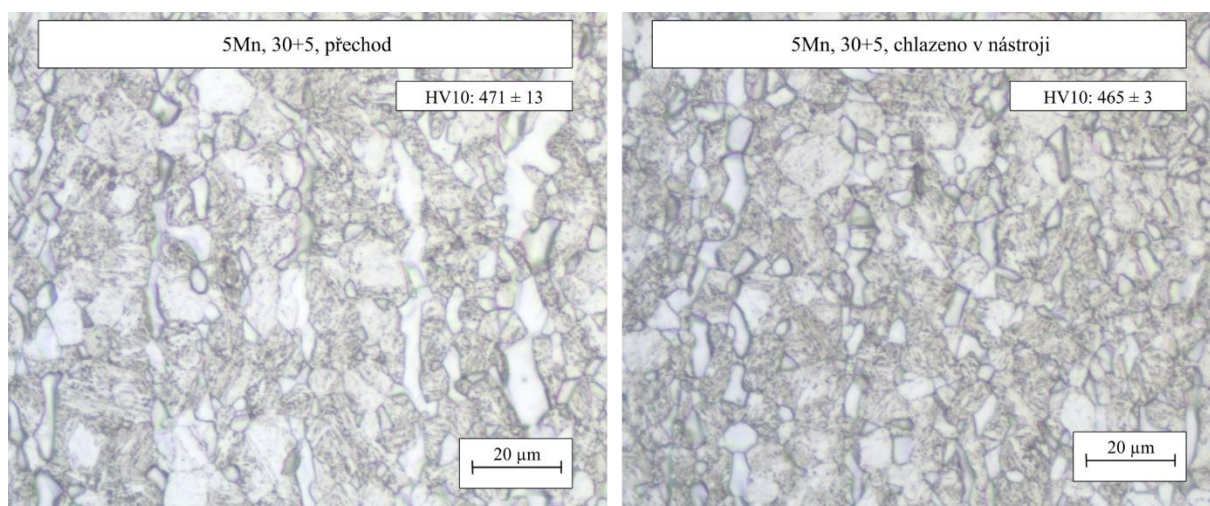
Obrázek 9-13: ocel 5Mn, vzorek 10+5, vlevo oblast přechodu, vpravo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x, Vilella-Bain



Obrázek 9-14: ocel 5Mn, vzorek 17+5, vlevo oblast chlazená na vzduchu, vpravo oblast přechodu, objektiv 100x, Vilella-Bain

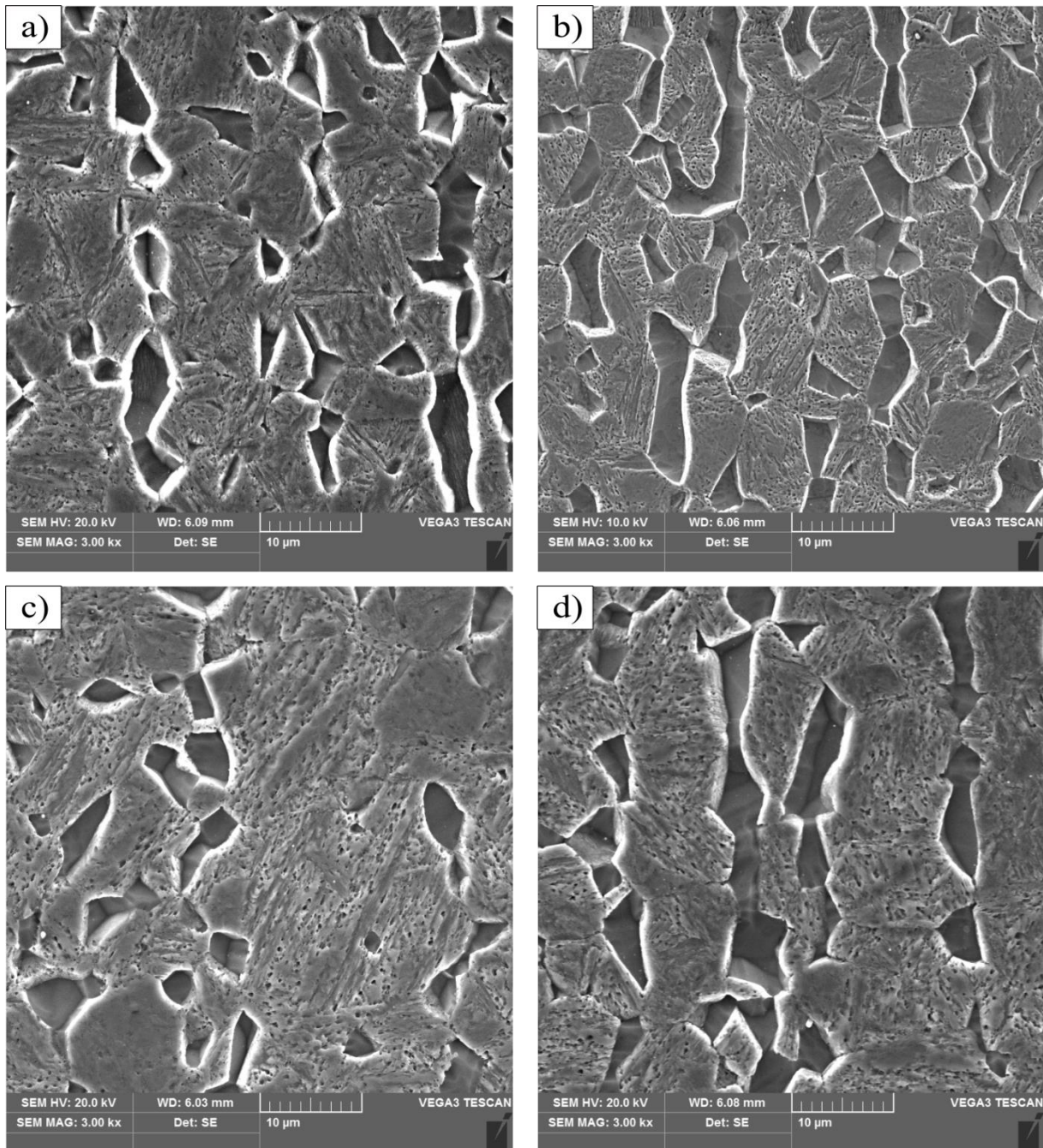


Obrázek 9-15: ocel 5Mn, vlevo vzorek 17+5, oblast chlazená v nástroji; vpravo vzorek 30+5, oblast chlazená na vzduchu, objektiv 100x, Vilella-Bain



Obrázek 9-16: ocel 5Mn, vzorek 30+5, vlevo oblast přechodu, vpravo oblast chlazená v nástroji, objektiv 100x,

Při pozorování mikrostruktury pomocí elektronového řádkovacího mikroskopu byly pozorovány zrna feritická a austenitická ve všech oblastech vzorků ocele 5Mn: 5+5 a 30+5 (Obrázek 9-17). Dále byla u struktur těchto vzorků pozorována struktura popuštěného martenzitu.

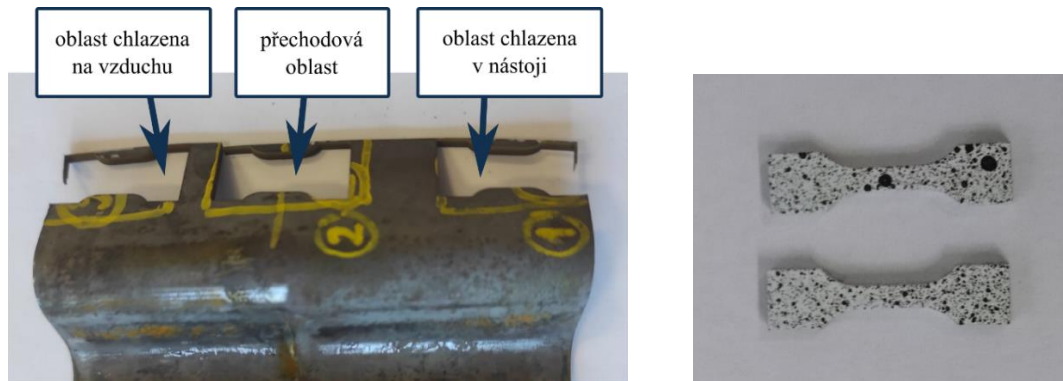


Obrázek 9-17: mikrostruktura oceli 5Mn, a) varianta 5+5, oblast chlazená na vzduchu, b) varianta 5+5, oblast chlazená v nástroji, c) varianta 30+5, oblast chlazená na vzduchu, d) varianta 30+5, oblast chlazená v nástroji

9.3 Mechanické vlastnosti

Tahové zkoušky byly provedeny pro všechny tři oblasti materiálu (viz Obrázek 9-22). Vzorky pro tahovou zkoušku (ve formě kostí) byly zobrazeny na Obrázku 9-22. Pro každou oblast byly vyrobeny dva vzorky a byly provedeny dvě tahové zkoušky, z těch byla následně

vypočtena střední hodnota a odchylka. Výsledné hodnoty byly zaznamenány v Tabulkách 9-3 a 9-4. Následně byly pro přehlednost hodnoty vyneseny do grafů 9-1 a 9-2.



Obrázek 9-18: vlevo: oblasti na tailorovaném dílu, ze kterých byly vyřezány vzorky pro tahové zkoušky, vpravo: vyřezané vzorky připravené na zkoušku

Tabulka 9-2: srovnání charakteristik materiálů 3Mn: mez pevnosti, prodloužení

ocel	vzorek	Oblast vzorku, chlazená	mez pevnosti [MPa]	Prodloužení [%]
3Mn	5+5	Na vzduchu	1500 ± 10	19,4 ± 0,1
		Přechod	1525 ± 15	20,9 ± 1,7
		V nástroji	1525 ± 5	18,9 ± 0,6
	10+5	Na vzduchu	1525 ± 15	18,8 ± 0,3
		Přechod	1465 ± 5	18,3 ± 0,5
		V nástroji	1470 ± 10	18,2 ± 0,2
	20+5	Na vzduchu	1510 ± 0	18,5 ± 0,8
		Přechod	1480 ± 10	19,3 ± 0,8
		V nástroji	1490 ± 0	20 ± 0,6
5Mn	5+5	Na vzduchu	1495 ± 15	12,4 ± 3,1
		Přechod	1585 ± 5	16 ± 1,1
		V nástroji	1635 ± 5	15,7 ± 0,9
	10+5	Na vzduchu	1575 ± 5	18,3 ± 0,1
		Přechod	1430 ± 20	14,7 ± 0,5
		V nástroji	1440 ± 10	16,2 ± 1,8
	17+5	Na vzduchu	1560 ± 10	9,7 ± 2,9
		Přechod	1500 ± 10	11,9 ± 1,9
		V nástroji	1575 ± 5	15,8 ± 0,3
30+5	Na vzduchu	1640 ± 0	8,7 ± 0,4	
	Přechod	1555 ± 30	14,3 ± 2,3	
	V nástroji	1555 ± 30	14,3 ± 0,8	

Dále bylo provedeno měření tvrdostí v obou krajních oblastech. Vyhodnocení tvrdosti bylo provedeno pomocí metody HV10. Hodnoty pro jednotlivé oblasti byly zaznamenány do Tabulky 9-2.

Tabulka 9-3: tabulka tvrdostí a mikrostruktury tailorovaných materiálů 3Mn, 5Mn

ocel	vzorek	Oblast vzorku, chlazená:	Tvrdość [HV10]
3Mn	5+5	na vzduchu	477 ± 4
		v nástroji	466 ± 6
	10+5	na vzduchu	508 ± 3
		v nástroji	454 ± 7
	20+5	na vzduchu	482 ± 2
		v nástroji	448 ± 5
5Mn	5+5	na vzduchu	480 ± 5
		v nástroji	506 ± 2
	10+5	na vzduchu	477 ± 1
		v nástroji	528 ± 8
	17+5	na vzduchu	523 ± 5
		v nástroji	444 ± 9
	30+5	na vzduchu	483 ± 5
		v nástroji	465 ± 3

9.4 Vyhodnocení druhé etapy experimentu

Vyhodnocení probíhalo na základě naměřené meze pevnosti, tažnosti, tvrdosti a mikrostruktur z jednotlivých oblastí. Oblasti byly celkem tři. První byla oblast chlazená na vzduchu, tato oblast chladla v první fázi tváření na vzduchu, a kalení v nástroji ve druhé fázi proto probíhalo z nižší kalící teploty. Druhá byla přechodová oblast, oblast na rozhraní oblasti chlazené na vzduchu a chlazené v nástroji v první fázi experimentu. Poslední oblastí byla oblast chlazená v nástroji po celou dobu experimentu, tato oblast chladla již v 1. fázi v nástroji, proto její kalící teplota byla vyšší. V druhé fázi byla dochlazená v nástroji.

Celkově bylo provedeno 7 variant press hardeningu s integrovaným tailoringem pro obě oceli. Tyto varianty byly označeny jako 5+5 až 30+5, přičemž první číslo před plusovým znaménkem udávalo dobu výdrže prvního kalení v nástroji, a tedy dobu vychlazování druhé části plechu na vzduchu. Druhé číslo za plusovým znaménkem udávalo dobu druhého tváření a kalení již celého plechu.

9.4.1 OCEL 3Mn

Celkem byly odzkoušeny tři varianty zpracování: 5+5, 10+5, 20+5. Z mechanických vlastností bylo zřejmé, že u oblastí, u které byly celou dobu kaleny v nástroji docházelo vlivem různých dob kalení k získání odlišné meze pevnosti. Nejvyšší mez pevnosti 1525 MPa byla dosažena v případě nejkratší doby prvního kalení, tedy 5 s. Při prodloužení doby prvního kalení na 10, resp. 20 s došlo k poklesu na 1470, resp. 1490 MPa. Tento pokles meze pevnosti mohl být způsoben kinetikou tvorby martenzitu. V případě režimu 5+5 bylo kalení přerušeno již po 5 s, tzn. martenzitická přeměna neměla čas plně proběhnout, protože nebylo dosaženo teploty M_f .

V druhé fázi experimentu došlo opět k zachlazení této již částečně transformované struktury a martenzitická transformace pokračovala. Vznikal ale již jemnější martenzit než v případě první martenzitické transformace během prvního kalení. Tato směsná struktura hrubšího a jemnějšího martenzitu vykazovala vyšší hodnoty pevnosti než u dalších dvou experimentů, kdy první kalení bylo provedeno po dobu 10 a 20 s a ve struktuře vzniklo více tzv. hrubšího martenzitu. Navíc v případě delšího ochlazování ve studeném nástroji došlo

k výraznějšímu podkročení martenzitické transformace a ve struktuře zůstalo již pouze malé množství austenitu. Při přerušení kalení při otevření nástroje, tzn. při zastavení martenzitické přeměny, došlo k jeho stabilizaci uhlíkem, který se vyskytoval na okolních dislokacích. Tento austenit potom již obtížně transformoval na martenzit při druhé části kalení. To vedlo ke zvýšení jeho podílu ve struktuře, což mělo spolu s větším podílem hrubšího martenzitu vliv na snížení meze pevnosti i tvrdosti. Co se týče hodnot tažnosti byl mezi jednotlivými režimy rozdíl pouhé 2 %. Největší tažnost 20 % byla zjištěna po zpracování režimem 20+5, což mohlo být dáno vyšším podílem zbytkového austenitu ve struktuře.

Další hodnocenou oblastí omega profilu byla oblast, která byla v první části experimentu chlazená na vzduchu a kalení spolu s tvářením bylo uskutečněno až ve druhé fázi. Kalení této části bylo tedy provedeno pokaždé z jiné kalicí teploty, která byla dána časem výdrže v první části experimentu, tedy 5, 10 a 20 s. Tažnost se u oblastí chlazených na vzduchu pohybovala v rozmezí 1 %. Pořadí vzorků od nejvyšší tažnosti po nejnižší bylo následující: 5+5, 10+5, 20+5. Pevnost měla nejdříve vzestupnou tendenci (z 5+5 na 10+5), následně sestupnou (z 10+5 na 20+5, viz Graf 9-1).

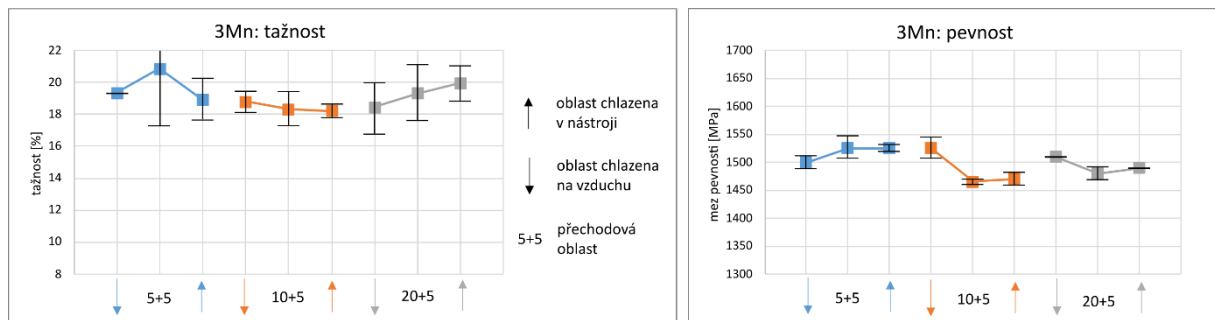
U režimu 5+5 byla struktura tvořena hlavně martenzitem, malým množstvím feritu a zbytkového austenitu. Díky krátké době ochlazování poklesla teplota plechu pouze na 949 °C, takže dle TTA diagramu se teplota pohybovala těsně pod A_{c1} . Z tohoto důvodu se dá předpokládat malé množství zbytkového austenitu ve struktuře. Mez pevnosti byla 1500 MPa. U oblasti chlazené v 1: fázi 5 vteřin se nacházelo vyšší množství austenitu, než u oblasti 10+5.

V případě režimu 10+5 klesla teplota v části chlazené na vzduchu na 825 °C a u režimu 20+5 dokonce až na teplotu 715 °C. V obou případech nedošlo k dosažení teploty P_s a nedošlo tedy k tvorbě perlitu. U režimu 10+5 byla dosažena mez pevnosti 1525 MPa, přičemž u režimu 20+5 byla pevnost nepatrně nižší 1510 MPa. Malý nárůst pevnosti proti režimu 5+5 může být dán nižší stabilitou zbytkového austenitu, který se měl tendenci více rozpadat na martenzit během ochlazování, protože vlivem difúze nebyl dostatečně stabilizován manganem, který byl rozpuštěn ve feritu, jako v případě kratšího ochlazování na vzduchu 5+5.

Jako vzorek s nejlepšími vlastnostmi press hardeningu v kombinaci s tailoringem byl zvolen ten, u kterého byla nejvýhodnější kombinace vlastností meze pevnosti a tažnosti. Celé vyhodnocení je v Tabulce 9-4. Pořadí od nejlepšího vzorku po nejhorší bylo následovné: 5+5, 20+5, 10+5. Vzorek 5+5 měl nejvyšší tažnost v oblasti chlazené na vzduchu a nejvyšší pevnost v oblasti chlazené v nástroji. Vzorek 20+5 měl nejvyšší tažnost u oblasti chlazené v nástroji, ale pevnosti měl pouze průměrné. Vzorek 10+5 měl především v oblasti chlazené v nástroji nejhorší vlastnosti ze všech tří vzorků.

Tabulka 9-4: vyhodnocení oceli 3Mn, pořadí výsledků: 1-nejlepší, 3-nejhorší

		3Mn		
Oblasti, chlazené:		5+5	10+5	20+5
na vzduchu	pevnost	3	1	2
	tažnost	1	2	3
přechod	pevnost	1	3	2
	tažnost	1	3	2
v nástroji	pevnost	1	3	2
	tažnost	2	3	1
Celkové pořadí		1	3	2



Grafy 9-1: graf tažnosti (vlevo) a graf pevnosti (vpravo) tailorovaných vzorků, vzorky jsou měřeny ve třech oblastech

9.4.2 OCEL 5Mn

U oceli 5Mn byly provedeny 4 následující varianty press hardeningu s integrovaným tailoringem: 5+5, 10+5, 17+5, 30+5. Největší pevnost mezi oblastmi chlazenými v nástroji byla u vzorku 5+5, ta činila 1635 MPa. Tato pevnost byla docílena díky největšímu množství jemného martenzitu z druhé fáze chladnutí. 1575 resp. 1555 MPa vykazovaly oblasti 17+5 resp. 30+5. U těchto oblastí došlo k podkročení ideální teploty ke stabilizaci austenitu po první části chladnutí. Výsledkem bylo velké množství primárních hrubých zrn, které vznikaly v první fázi chladnutí. U vzorku 30+5 pak dokonce došlo k podkročení hranice M_f a dosažení nejtvrdší možné struktury. Nejmenší mez pevnosti měl vzorek 10+5. U tohoto vzorku bylo po první fázi dosaženo nejvýhodnější teploty mezi M_s a M_f , tj. teploty u které byl dosažen ideální poměr mezi primárním martenzitem a austenitem vedoucí ke stabilizaci největšího množství austenitické fáze. Tažnost se mezi všemi čtyřmi vzorky pohybovala v rozmezí 2 % (viz Graf 9-2). Největší tažnost byla naměřena u vzorku 10+5 (16,2 %), což potvrdilo největší množství austenitu u tohoto vzorku. Vzorky 5+5 a 17+5 vykazovaly podobnou tažnost. Nejmenší tažnost měl vzorek 30+5.

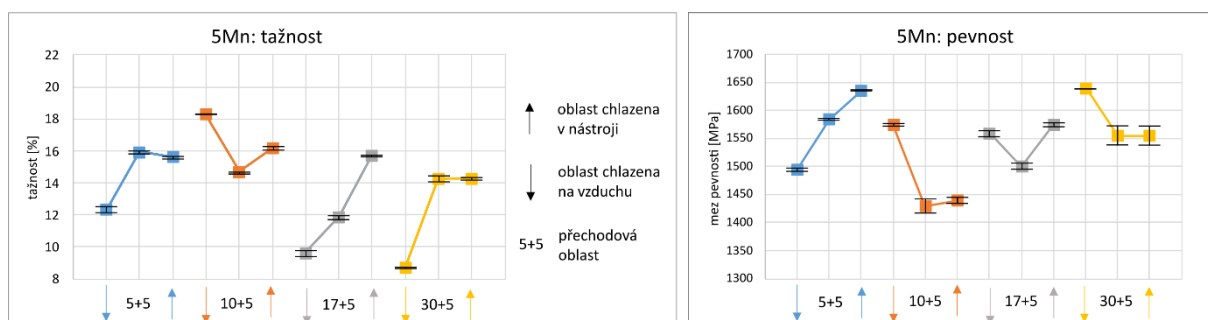
U oblastí chlazených v první fázi na vzduchu byly sledovány rozdíly v pevnosti a tažnosti při kalení z rozdílných interkritických teplot. Největší pevnost měl vzorek 30+5, jehož mez pevnosti byla 1640 MPa. 30 vteřin pomalého chladnutí na vzduchu u tohoto vzorku způsobilo nejdelší průběh feritické přeměny. Ve výsledné struktuře se nacházelo největší množství feritické fáze a nejmenší množství fáze austenitické. Výsledkem bylo nejmenší množství zbytkového austenitu ve finální struktuře.

Vzorky 10+5 a 17+5 měli podobnou mez pevnosti 1575 resp. 1560 MPa. Nejmenší pevnost měl vzorek 5+5, u kterého feritická přeměna probíhala nejkratší dobu a množství a teplota po druhé fázi se nacházela nad teplotou M_s . Díky čemuž nejenom že množství zbytkového austenitu ve struktuře bylo minimální, ale zároveň sekundární martenzit z druhé fáze chladnutí byl nejhrubší. Mez pevnosti vzorku 5+5 byla 1495 MPa. Tažnost byla největší u vzorku 10+5.

Doba 10 vteřin byla ideální pro změnu kinetiky a uchování největšího množství zbytkového austenitu. Malé množství feritu vytvořilo ideální poměr austenitu a stabilizačních prvků. Druhý v pořadí byl vzorek 5+5 (12,4 %). Třetí v pořadí pak byl vzorek 17+5, u kterého byla naměřena hodnota tažnosti 9,7 %. Tím bylo zjištěno, že k zachování největšího množství austenitu v materiálu dojde po chladnutí 5 až 10 s. Na posledním místě skončil vzorek 30+5 (8,7 %), u kterého probíhala feritická přeměna nejdéle. Celé pořadí je v Tabulce 9-5.

Tabulka 9-5: vyhodnocení oceli 5Mn, pořadí výsledků: 1-nejlepší, 3-nejhorší

5Mn					
Oblasti, chlazené:		5+5	10+5	17+5	30+5
na vzduchu	pevnost	1	2	3	1
	tažnost	2	1	3	4
přechod	pevnost	1	4	3	2
	tažnost	1	2	4	3
v nástroji	pevnost	1	4	2	3
	tažnost	3	1	2	4
Celkové pořadí		1	2	3	3



Grafy 9-2: graf tažnosti (vlevo) a graf pevnosti (vpravo) tailorovaných vzorků, vzorky jsou měřeny ve třech oblastech

10 Diskuze výsledků

Pro experimentální část byly připraveny dvě oceli: 3Mn a 5Mn. Samotný experiment byl rozdělen do dvou částí. V první byl proveden press hardening s interkritickým žháním. V této části byla stanovena doba kalení v nástroji pro získání výchozí martenzitické struktury. Ta byla 5 s a byla použita jak pro následné interkritické žhání, tak při druhé etapě experimentální části. Interkritické teploty byly použity tři: 700, 750 a 800 °C. Porovnány byly vzorky mezi sebou pomocí meze pevnosti, tažnosti a tvrdosti.

10.1 První etapa experimentální části

- Ze žháných vzorků oceli 3Mn měl největší mez pevnosti vzorek žhán na teplotě 800 °C, který měl největší množství jemného sekundárního martenzitu. Druhým v pořadí byl vzorek žháný na teplotě 750 °C. U tohoto vzorku byl také pozorován sekundární martenzit, ale v menším měřítku než v předchozím případě. U vzorku žháném na nejnižší teplotě byla nejnižší pevnost, která korespondovala s faktem, že žhací teplota se pohybovala pod teplotou A_{c1} . Nedošlo tak k reverzní přeměně a ve výsledné struktuře byl primární martenzit se zbytkovým austenitem pouze z fáze press hardeningu.
- Ze žháných vzorků oceli 5Mn měl největší mez pevnosti (1425 MPa) vzorek žhán na nejvyšší teplotě 800 °C. V jeho struktuře došlo k přeměně největšího množství austenitu na jemnější sekundární martenzit. Oproti primární struktuře došlo ke zlepšení o 21 MPa. To mohlo být dáno právě díky výměně hrubých primárních zrn martenzitu za jemnější sekundární. U dalších vzorků byl trend pevnosti sestupný, 1323 resp. 1261 MPa pro vzorky žháné na 750 resp. 700 °C. Díky nižším teplotám měli tyto vzorky více primárního hrubšího martenzitu a zbytkového austenitu. Největší prodloužení (o 1 %) měl vzorek žhán na střední teplotu 750 °C. Tato hodnota byla 5 %.

10.2 Druhá etapa experimentální části

- Ve druhé části byl proveden press hardening s integrovaným tailoringem. V případě ocele 3Mn byly provedeny 3 varianty: 5+5, 10+5, 20+5. Vyhodnocení probíhalo mezi oblastmi chlazenými v první fázi na vzduchu, oblastmi chlazenými v první fázi v nástroji a přechodovými oblastmi. Nakonec byly výsledky zaneseny do tabulky a na základě průměrů bylo ustaveno pořadí vzorků.
- Mezi vzorky z ocele 3Mn vyšel nejlépe vzorek 5+5. Tento vzorek vykazoval nejvhodnější kombinaci obou oblastí, kdy oblast chlazená na vzduchu měla největší tažnost (19,4 %), zatímco oblast chlazená v nástroji největší pevnost (1525 MPa). Přechodová oblast pak vyšla ze všech tří vzorků nejlépe u obou zmíněných vlastností. Druhý vzorek byl 20+5. Díky 20 vteřinám chlazení v první části byly vlastnosti u obou oblastí tohoto vzorku průměrné. Vyčnívala pouze tažnost u oblasti chlazené v nástroji, která byla ze všech oblastí nejvyšší (20 %). Na posledním místě se umístil vzorek 10+5, který se při vyhodnocení čtyřikrát ocitl na

posledním místě. Pouze pevnost oblasti chlazené na vzduchu měla nejvyšší, která činila 1525 MPa.

- U press hardeningu s integrovaným tailoringem pro ocel 5Mn byly zvoleny 4 varianty: 5+5, 10+5, 17+5, 30+5. Vyhodnocení probíhalo stejně jako u oceli 3Mn u tří oblastí. Nejlépe vyšel vzorek 5+5, u kterého bylo docíleno 4 nejlepších hodnot ze šesti. Pouze u oblasti chlazené v nástroji byla naměřena až třetí nejvyšší pevnost. Ta byla kompenzována její nejvyšší tažností (15,7 %). Druhým vzorkem byl vzorek 10+5, u kterého bylo v krajních oblastech stabilizováno největší množství austenitu a tyto oblasti vykazovaly nejvyšší tažnost: 18,3 resp. 16,2 %. Na třetím místě se shodně umístily vzorky 17+5 a 30+5.

10.3 Porovnání první a druhé části experimentu

- Při porovnání vzorků po press hardeningu s následným interkritickým žiháním provedeným v první fázi experimentu vykazovaly vzorky, které byly vyrobeny metodou press hardening s integrovaným tailoringem vyšší pevnost a tažnost. Srovnání se nabízelo zejména mezi vzorky, u kterých byla žihací teplota podobně velká jako teplota před druhou fází chlazení.
- U ocele 3Mn byly srovnány následující skupiny vzorků: tailorovaný vzorek 10+5 a vzorek žihán na teplotě 800 °C, tailorovaný vzorek 20+5 a vzorky žihané na teplotě 700 a 750 °C. Mezi vzorky 10+5 a 800 °C byl značný rozdíl mezi všemi oblastmi. Vzorek 10+5 měl větší mez pevnosti o 263 MPa a tažnost větší o 9 %. Mezi vzorky 700, 750 °C a 20+5 byl trend podobný, tj. největší pevnost a tažnost byla naměřena u vzorku tailorovaném 20+5, následovaly vzorky 750 °C a 700 °C. Rozdíl v mezi pevnosti vzorků 20+5 a 750 °C byl 327 MPa. Tažnost měl vzorek 20+5 oproti vzorku 700 °C větší o 4 %.
- U ocele 5Mn bylo provedeno srovnání vlastností mezi následujícími vzorky: 10+5 a 800 °C; 17+5 a 750 °C. Pevnost byla u vzorku 10+5 u oblasti chlazené na vzduchu 1575 MPa, což bylo více o 150 MPa než u vzorku 800 °C. Tažnost byla u vzorku 10+5 větší o 14,3 %. Mezi vzorky 17+5 a 750 °C byly rozdíly následovné. Nejvyšší rozdíl pevnosti ve prospěch vzorku 10+5 činil 252 MPa při větší tažnosti o 11,8 %.
- Ocel 3Mn v porovnání s ocelí 5Mn byla méně náchylná na změnu teploty (Grafy 9-1, 9-2). Při zachování stejných dob chlazení vykazovaly oblasti oceli 3Mn menší rozdíly ve vlastnostech. Nakonec byly nejlepší vzorky ocelí spolu porovnány. Po srovnání vlastností v tabulce (viz Tabulka 10-1) vyšel vítězně materiál 3Mn. Hlavní předností ocele 5Mn byla její největší mez pevnosti, která činila 1635 MPa při tažnosti 15,7 %. U ocele 3Mn byla naměřena naopak největší tažnost a to 20,9 % při mezi pevnosti 1525 MPa.

Tabulka 10-1: srovnání nejlepších vzorků oceli 3Mn a 5Mn

		Oblast, chlazená:					
		na vzduchu		přechodová		v nástroji	
ocel	vzorek	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]	Pevnost [MPa]	Tažnost [%]
3Mn	5+5	1500	19,4	1525	20,9	1525	18,9
5Mn	5+5	1495	12,4	1585	16	1635	15,7
Vzorek s lepšími vlastnostmi		3Mn	3Mn	5Mn	3Mn	5Mn	3Mn
Nejlepší vzorek		3Mn: 5+5					

10.4 Shrnutí výsledků experimentální části v bodech:

- Vzorky po press hardeningu s integrovaným tailoringem vykazovaly lepší vlastnosti než vzorky, u kterých byl proveden press hardening s interkritickým žíháním
- Ocel 3Mn byla méně náchylná na teplotní změnu než ocel 5Mn
- Pořadí vzorků od nejlepšího po nejhorší ocele 3Mn bylo následující: 5+5, 20+5, 10+5
- Pořadí vzorků od nejlepšího po nejhorší ocele 5Mn bylo následující: 5+5, 10+5, 17+5, 30+5
- Největší tažnost byla docílena u vzorku 5+5 ocele 3Mn, která činila 20,9 % při mezi pevnosti 1525 MPa
- Největší mez pevnosti u vzorku 5+5 ocele 5Mn činila 1635 MPa při tažnosti 15,7 %.

11 Závěr

Diplomová práce se zabývala vývojem technologického postupu vzniku ideálních struktur dvou experimentálních vysokopevných ocelí.

V práci byla použita metoda press hardening neboli lisování při vysoké teplotě a následné kalení v zápustce a press hardening s integrovaným tailoringem. Tyto dva postupy byly provedeny v několika variantách na experimentálních středně manganových ocelích s 0,2 % C s označením 3Mn a 5Mn. Oceli obsahovaly 3 resp. 5 % manganu a měly předpoklad pro stabilizování velkého množství austenitu ve výsledné struktuře. Varianty zpracování se lišily v teplotě interkritického žhání, době chladnutí na vzduchu a v kalící teplotě. Při press hardeningu s integrovaným tailoringem byl vytvořen díl s dvěma oblastmi rozdílných vlastností. Tento tailoring neboli změna lokálních vlastností pomocí změny parametrů procesu byl proveden pomocí rozdílné kalící teploty jednotlivých oblastí na plechovém přístřihu.

Na výsledných vzorcích byly sledovány jejich mikrostruktury, tvrdosti, meze pevnosti a tažnosti.

Ocel 3Mn nebyla tolik náchylná na změnu tepelného režimu. Nejlepší vlastnosti vykazovala při nejmenší prodlevě před kalením. U této oceli bylo dosaženo lepší kombinace vlastností než u oceli 5Mn. Ocel 5Mn, která obsahovala o 2 % více manganu a o 1 % více hliníku vykazovala větší maximální pevnost.

12 Literatura

- [1] Šanovec, J. (2016). Lehké konstrukce karoserií osobních aut. MM průmyslové spektrum. Dostupné online: <https://www.mmspektrum.com/clanek/lehke-konstrukce-karoserii-osobnich-automobilu>
- [2] Horvath, C. D. (2021). Advanced steels for lightweight automotive structures. Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. Dostupné online: doi:10.1016/b978-0-12-818712-8.00002-1
- [3] Technology Roadmaps: Intelligent Mobility Technology, Materials and Manufacturing Processes, and Light Duty Vehicle Propulsion. CAR center for automotive research. (2017). Dostupné online: https://www.cargroup.org/wp-content/uploads/2017/07/Technology_Roadmaps.pdf
- [4] Cold stamping, Gestamp. Dostupné online: <https://www.directindustry.com/prod/gestamp/product-158049-2137755.html>
- [5] What is Cold Stamping and Mold Making? Metalpartss.com. Dostupné online: https://metalpartss.com/What_is_Cold_Stamping_and_Mold_Making/
- [6] Karbasian, H. (2010). The review on hot stamping. Journal of Materials Processing Technology. Volume 210, Issue 15, Pages 2103-2118. dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019>
- [7] Billur, E., (2017). 12 – Hot formed steels. Automotive Steels, Design, Metallurgy, Processing and Applications, Pages 387-411. dostupné online: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00012-2>
- [8] PRAJOGO, Yonathan. Hot Stamping of a Boron Steel Side Impact Beam with Tailored Flange Properties - Experiments and Numerical Simulations. [online]. 2015, s. 125. Dostupné z: https://uwspace.uwaterloo.ca/bitstream/handle/10012/9784/Prajogo_Yonathan.pdf?sequence=3
- [9] Neugebauer, R., (2012). Press hardening — An innovative and challenging technology. Archives of Civil and Mechanical Engineering, Dostupné online: 113–118. doi:10.1016/j.acme.2012.04.013
- [10] Mori, K., (2017). Hot stamping of ultra-high strength steel parts. CIRP Annals, ročník 66, Vydání 2, 755-777. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.007>
- [11] Billur, E., (2017). Hot formed steel. Automotive Steels, design, Metallurgy, Processing and Applications, 387–411. doi:10.1016/b978-0-08-100638-2.00012-2

- [12] Karbasian, H., (2010), A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, online: <https://asset-pdf.scinapse.io/prod/2142366846/2142366846.pdf>
- [13] BARIANI, P. F. et al. Testing formability in the hot stamping of HSS. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*. 2008, Vol. 57, No. 1, 265–268. ISSN 00078506. DOI: 10.1016/j.cirp.2008.03.049
- [14] Wang, A., Zhong, K., El Fakir, O. et al. Springback analysis of AA5754 after hot stamping: experiments and FE modelling. *Int J Adv Manuf Technol* 89, 1339–1352 (2017). <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9166-3>
- [15] Yanagimoto, J., (2005). Springback of High-Strength Steel after Hot and Warm Sheet Formings. Dostupné online: [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60086-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60086-9)
- [16] Benson, S., (2014). Bending Basics: The hows and whys of springback and springforwards. Dostupné online: <https://www.thefabricator.com/thefabricator/article/bending/bending-basics-the-hows-and-whys-of-springback-and-springforward>
- [17] Nakagawa, Y., (2020). Tailored tempering without die heating in hot stamping of ultra-high strength steel parts. *Materials&Design*. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108704>
- [18] Zhao, J., Jiang, Z., Thermomechanical processing of advanced high strength steels, *Progress in Materials Science* (2018), doi: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
- [19] Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A*, 140023. doi: 10.1016/j.msea.2020.140023
- [20] 2010 Volvo V60 Body Structure Safety Cage. (2010). Dostupné online: <https://www.boronextrication.com/2010/05/29/2010-volvo-v60-body-structure-safety-cage/>
- [21] Forejťová, L., (2017). Svařitelnost ocelí pro automobilové. MM průmyslové spektrum. Dostupné online: <https://www.mmspektrum.com/clanek/svaritelnost-oceli-pro-automobilove-karoserie>
- [22] Pereloma, E., (). Bake hardening of automotive steels, *Automotive steels. Automotive Steels*, 259-288. Dostupné online: doi:10.1016/b978-0-08-100638-2.00009-2
- [23] Garcia, C. I., (2017). High strength low alloyed (HSLA) steels. *Automotive Steels*, 145-167. Dostupné online: doi:10.1016/b978-0-08-100638-2.00006-7

- [24] Ennis, B., (2016). A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels. Effect of as-část structure on final mechanical properties. Dostupné online: https://www.researchgate.net/publication/301553087_A_review_of_the_effects_of_chemical_and_phase_segregation_on_the_mechanical_behaviour_of_multi-phase_steels
- [25] Christodoulou, P., (2017). Effect of retained austenite transformation on the fatigue behaviour of aluminum containing trip steels. Thesis. Dostupné online: https://www.researchgate.net/publication/322362528_EFFECT_OF_RETAINED_AUSTENITE_TRANSFORMATION_ON_THE_FATIGUE_BEHAVIOUR_OF_ALUMINUM_CONTAINING_TRIP_STEELS
- [26] Hilditch, T. B., (2015). 2 – Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, 9-28. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3>
- [27] Fekete, J. R., Hall J. N., (2017). History of steel usage in vehicle body structures and closures. *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Dostupné online: SBN: 978-0-08-100653-5
- [28] Zou, U., (2016) Austenite stability and its effect on toughness of a high strength ultra-low carbon medium manganese steel plate. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.104>
- [29] Bleck, W., (2017). The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. *Steels Research International*. Dostupné online: DOI: 10.1002/srin.201700218
- [30] Cooman, B.C., (2017). 11 – High Mn TWIP steel and medium Mn steel, *Automotive steels, Design, Metallurgy, Processing and Applications*. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100638-2.00011-0>
- [31] Gang, L., (2021) Effect of intercritical annealing temperature on multiphase microstructures evolution in ultra-low carbon medium manganese steel. Dostupné online: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580321000504#t0015>
- [32] Kuzmina, M., (2015). Grain boundary segregation engineering and austenite reversion turn embrittlement into toughness: Example of a 9 wt. % medium Mn steel. dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.12.021>
- [33] De Moor, E. (2011). Austenite stabilization through manganese enrichment. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.09.040>
- [34] Varanasi, R. S. (2022). Mechanisms of austenite growth during intercritical annealing in medium manganese steel. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114228>

- [35] Grajcar, A., (2022) Mechanical behavior and stability of dispersed retained austenite in thermomechanically rolled and isothermally-treated TRIP-aided multiphase steel. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142300>
- [36] Ding, W., (2020). High elongation of medium-manganese steel containing 1.0 wt. % Al after a short intercritical annealing time. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.04.091>
- [37] Jing, S., (2021). A new insight into annealing parameters in tailoring the mechanical properties of a medium Mn steel. Scripta Materiala. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114019>
- [38] Yan Ma (2017) Medium-manganese steels processed by austenite-reverted-transformation annealing for automotive applications, Materials Science and Technology, 33:15, 1713-1727, DOI: 10.1080/02670836.2017.1312208
- [39] Ayatollahi, Majid R, (2014). Micromechanical modeling of dual phase steel using representative volume elements based on actual microstructure. Dostupné online: https://www.researchgate.net/publication/316526885_Micromechanical_modeling_of_dual_phase_steel_using_representative_volume_elements_based_on_actual_microstructure
- [40] Mishra, S., (2021). Effect of quenching and partitioning treatment on low carbon medium manganese alloyed steels-A short review. Materialstoday:proceedings. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.107>
- [41] Zhou, S., (2010). Application of Quenching-Partitioning-Tempering Process in Hot Rolled Plate Fabrication. Material Science Forum. Dostupné online: DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.654-656.82
- [42] ZHAO, Jingwei a Zhengyi JIANG. Thermomechanical processing of advanced high strength steels. Progress in Materials Science., 2018, Vol. 94, No. 4, 174–242. ISSN 00796425. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2018.01.006
- [43] Zhu, J., (2017). A cycle austenite reversion treatment for stabilizing austenite in the medium manganese steels. Scripta Materiala. Dostupné online: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.03.038>