

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Chování vysokopevných ocelí při ohýbání za studena

Autor: **Bc. Kateřina RUBEŠOVÁ**

Vedoucí práce: **Doc. Ing. Ludmila KUČEROVÁ, Ph.D.**

Akademický rok 2018/2019

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2018/2019

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. Kateřina RUBEŠOVÁ**

Osobní číslo: **S17N0075K**

Studijní program: **N2301 Strojní inženýrství**

Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**

Název tématu: **Chování vysokopevných ocelí při ohýbání za studena.**

Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

:

1. Literární rešerše:

- a) Využití ocelí pro karoserie.
- b) Používané technologie výroby plechových dílů.
- c) Vliv chemického složení.
- d) Chování plechů při 3 bodovém ohybu (3bodový ohyb, FLC).

2. Experimentální program:

- a) Výběr experimentálního materiálu charakterizace výchozích stavů (mikrostruktura, tvrdost, tahová zkouška).
- b) Tepelné zpracování dle typu materiálu.
- c) Zkouška bodovým ohybem.
- d) FLC křivky vybraných vzorků.

3. Diskuze výsledků.

4. Závěr.

Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**

Rozsah kvalifikační práce: **50-60 stran**

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam odborné literatury:

H. Karbasian, A.E. Tekkaya, *A review on hot stamping*, Journal of Materials Processing Technology. 210 (2010), 2103-2118.

B. Mašek, H. Jirková, L. Kučerová, M. Zemko, *Improvement of Mechanical Properties of automotive Components Using Hot Stamping with Integrated Q-P Process*, Journal of Iron and Steel Research International. 18 (2011) 730-734.

B. Mašek et al, *Transformation-Induced Plasticity in Steel for Hot Stamping*, Materials in Technologije. 48 (2014) 555-557.

K. Mori, et al, *Hot stamping of ultra-high strength steel parts*, CIRP Annals - Manufacturing Technology. 66 (2) (2017), 755-777.

Vedoucí diplomové práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**

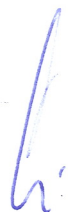
Regionální technologický institut

Konzultant diplomové práce: **Dr. Ing. Hana Jirková**

Regionální technologický institut

Datum zadání diplomové práce: **5. října 2018**

Termín odevzdání diplomové práce: **24. května 2019**



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan



Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž
vedoucí katedry

V Plzni dne 30. října 2018

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou/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 bakalářské/diplomové práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ (BAKALÁŘSKÉ) PRÁCE

AUTOR	Příjmení Rubešová	Jméno Kateřina	
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Jméno Ludmila	
PRACOVISŤE	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Chování vysokopevných ocelí při ohýbání za studena		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2019
----------------	---------	----------------	-----	------------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	81	TEXTOVÁ ČÁST	81	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	--------------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	Diplomová práce se zabývá možností simulace procesu press hardeningu pomocí termo-mechanického simulátoru na vysokopevných martenzitických ocelích a také určením vhodných parametrů pro toto zpracování. Práce obsahuje vyhodnocení mikrostruktury a mechanických vlastností zpracovaných materiálů a jsou v ní sestaveny FLC křivky jednoho z vybraných experimentálních materiálů.
KLÍČOVÁ SLOVA	Press hardening, 22MnB5, bórové oceli, Docol, FLC křivky

SUMMARY OF DIPLOMA (BACHELOR) SHEET

AUTHOR	Surname Rubešová	Name Kateřina	
FIELD OF STUDY	3911T016 Materials engineering and engineering metallurgy		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Kučerová, Ph.D.	Name Ludmila	
INSTITUTION	Faculty of mechanical engineering		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	The behavior of high strength steels during cold bending		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Material Science and technology	SUBMITTED IN	2019
----------------	------------------------	-------------------	---------------------------------	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	82	TEXT PART	82	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The diploma thesis deals with the possibility of simulation of process press hardening using thermo-mechanical simulator on high-strength martensitic steels as well as determination of suitable parameters for this processing. The work includes evaluation of microstructure and mechanical properties of processed materials and FLC curves of one of selected experimental materials
KEY WORDS	Press hardening, 22MnB5, boron steel, Docol, FLC curves

Poděkování

Ráda bych poděkovala Doc. Ing. Ludmile Kučerové, Ph. D a Dr.-Ing. Haně Jirkové, Ph. D za cenné rady a pomoc při zpracování řešené problematiky. Dále chci poděkovat Ing. Štěpánu Jeníčkovi za rady a konzultace týkajících se mechanického testování., Ing. Martinu Rundovi společnosti ze společnosti COMTES FHT s. r. o. za pomoc při realizaci a vyhodnocení testů pro FLC křivky.

V neposlední řadě bych chtěla poděkovat své rodině a přátelům za poskytnutou podporu v průběhu celého studia.

Výsledky této diplomové práce byly vypracovány v rámci projektu LO1502 "Rozvoj Regionálního technologického institutu" pod záštitou Národního programu udržitelnosti i Ministerstva školství ČR zaměřeného na podporu výzkumu, experimentálního vývoje a inovací.

Obsah

1	Úvod.....	12
2	Různé oceli pro karoserie.....	13
2.1	Charakteristika vysokopevných ocelí.....	13
3	AHSS oceli (Advanced High Strength Steel)	16
3.1	CP oceli (Complex Phase).....	19
3.2	TRIP oceli (Transformation-induced plasticity).....	20
3.3	MS oceli (Martensitic Steel).....	21
3.3.1	PH oceli (Precipitation hardening stainless steels).....	22
3.4	FB oceli (Ferritic-Bainitic Steel)	23
3.5	TWIP oceli (Twinning-Induced Plasticity)	23
4	Vliv legujících prvků	24
4.1	Uhlík C	25
4.2	Mangan Mn.....	25
4.3	Křemík Si.....	25
4.4	Chrom Cr	26
4.5	Bór B.....	27
5	Výroba dílů z plechu	27
5.1	Používané technologie výroby plechových dílů	28
5.1.1	Lisování za studena (Cold Stamping).....	28
5.1.2	Roll Forming.....	29
5.1.3	Hydroforming	29
5.1.4	Gas forming (Tváření vnitřním přetlakem plynu).....	32
6	Press-hardening	32
7	Zkoušky ohybem.....	35
7.1	Zkouška ohybem (Bend test).....	35
7.2	Tříbodový ohyb	36
7.3	FLC křivky – křivky mezních deformací	36
8	Experimentální část.....	39
8.1	Použité metody vyhodnocování.....	39
8.2	Metalografická analýza.....	40

8.3	Hodnocení mechanických vlastností	40
9	Experimentální materiál	41
9.1	Určení transformačních teplot	42
9.1.1	Výpočet transformačních teplot pomocí softwaru JMatPro	42
9.1.2	Výpočet transformačních teplot dle Andrewse.....	44
9.1.3	Porovnání obou metod výpočtu transformačních teplot.....	44
9.2	Vyhodnocení tahových zkoušek a mikrostruktury	45
9.3	Vyhodnocení zkoušky ohybem výchozích stavů ve třech směrech	47
10	Návrh režimů termomechanického zpracování	49
10.1	Návrh vhodných parametrů zpracování pro simulaci technologie press hardening	49
10.1.1	Využití termomechanického simulátoru pro odzkoušení navržených režimů zpracování	51
10.2	Vyhodnocení výsledků po simulaci kalení do zápusky	52
10.2.1	Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu 22MnB5	52
10.2.2	Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu DC18	56
10.2.3	Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu DC20	59
10.2.4	Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu 42SiCr	62
10.2.5	Shrnutí výsledků simulace zpracování do nástroje	65
11	Výsledky ohybových zkoušek.....	65
12	FLC křivky – stanovení křivek mezní tvařitelnosti dle normy	67
12.1	Zkušební zařízení	67
12.2	Geometrie pro zkoušku FLC a příprava vzorků.....	68
12.3	Vyhodnocení výsledků pro vzorky o průměru 200 mm	69
12.3.1	Dle ISO normy – ISO standard	70
12.3.2	Metoda section maximum – Metoda řezu.....	70
12.3.3	Metoda Time dependent – Časově závislá metoda	71
12.4	Výsledky jednotlivých metod vyhodnocení FLC křivek pro zkušební vzorky o průměru 200 mm	72
12.5	Vyhodnocení výsledků pro vzorky o průměru 40 mm	74
12.6	Výsledky jednotlivých metod vyhodnocení FLC křivek	74
12.7	Porovnání výsledků vyhodnocení FLC křivek u geometrií o průměru 200 mm a 40 mm	75

13	Tahové zkoušky za vysokých teplot.....	76
13.1	Vyhodnocení výsledků tahových zkoušek za zvýšených teplot	77
14	Diskuse výsledků.....	79
15	Závěr.....	80
	Citovaná literatura	81

Seznam zkratk

A_{20}	Tažnost při aktivní délce 20 mm
A_g	Plastické prodloužení v procentech měřené při maximálním zatížení
α	Ohybový úhel
ARA	Anizotermický rozpad austenitu
R_m	Mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu

1 Úvod

Neustále se zvyšující požadavky na zlepšování všech potřebných vlastností materiálů, jakou jsou například pevnost v tahu při zachování vysoké tažnosti, vedou k vývoji nových technologií pro zpracovávání materiálu. Mezi materiály, u kterých je stále více požadováno zlepšování vlastností, ale také zrychlení výroby, jsou kromě jiných materiálů zejména ty kovové. Se vzrůstající poptávkou trhu zejména v oblasti automobilového průmyslu, je nutné se zaměřovat na hlavní body, mezi které patří bezpečnost, komfort ale i spotřeba pohonných hmot nově vyráběných modelů. Hlavní důraz je v posledních letech kladen zejména na snižování váhy celé konstrukce automobilů. Snižování váhy konstrukce je zajištěno náhradou běžně používaných konstrukčních ocelí, za speciální vysokopevné oceli. Dalšími druhy používaných materiálů je hliník a jeho slitiny, a v posledních letech také kompozitní materiály.

Díky nově zaváděným technologiím a zkoušení nových výrobních postupů lze dosahovat zcela jiných vlastností materiálu, jako jsou fyzikální, mechanické ale i chemické vlastnosti u všech materiálů. Toto platí i pro materiály dříve vyráběné konvenčními metodami. Pomocí nových technologií lze pak dosáhnout změny mikrostruktury, například díky speciálnímu legování například snížit váhu a pomocí nových druhů zpracování dosahovat úpravy mikrostruktur, lépe než u konvenčních metod. Nové procesy výroby ale i používaných nových materiálů, může zaručovat lepší bezpečnostní i pevnostní vlastnosti. To v konečném důsledku vede k úspoře výrobních nákladů a je tak výhodná integrace do výrobního procesu celé karoserie automobilu a aplikace konečných produktů do karoserie aut.

Tato práce bude zaměřena na vývoj tepelného a termomechanického zpracování čtyř vysokopevných ocelí. Bude se jednat jak o klasické PH oceli typu 22MnB5, Docol 1800, Docol 2000, ale i martenzitickou ocel 42SiCr. Navržené parametry zpracování budou vycházet z technologie kalení do zápustky. Pro hodnocení bude použita světelná i řádkovací elektronová mikroskopie, měření tvrdosti a zkouška tahem. U vybraných variant tepelného zpracování bude provedena zkouška ohybem za studena. Experiment bude doplněn i o FLC křivky nejvhodnějším variant.

2 Různé oceli pro karoserie

2.1 Charakteristika vysokopevných ocelí

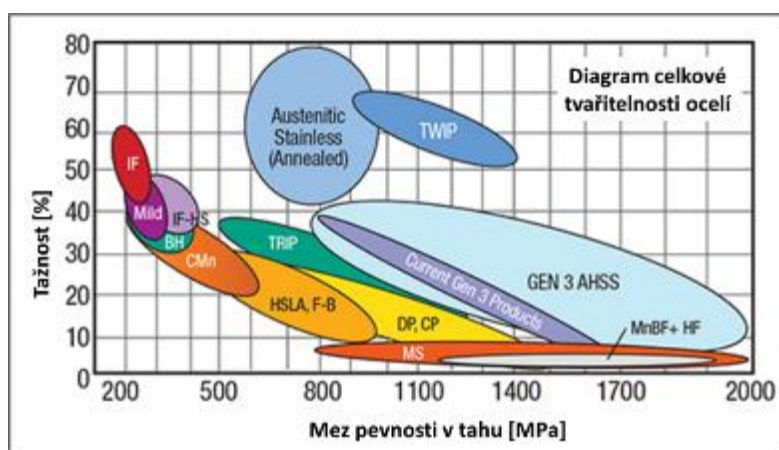
Vysokopevné oceli neboli Advance High Strength Steels - AHSS se vyznačují jedinečnými mikrostrukturami a metalurgickými vlastnostmi, které dovolují splnit rozmanité funkční požadavky dnešních vozidel [1]. AHSS jsou složité, sofistikované materiály s pečlivě vybraným legováním, které mohou tvořit vícefázové mikrostruktury, kterých lze dosahovat přesným řízením parametrů zpracování jako je ohřev materiálů, temperování [1].

Hlavními představiteli AHSS ocelí jsou dvoufázové oceli (DP), oceli s komplexní fází (CP), Martensitické oceli (MS), oceli s transformačně indukovanou transformací (TRIP), a oceli ve kterých je plasticita indukovaná dvojčatením (TWIP).

Různé zpevňující mechanismy se používají k dosažení velkých pevností, tažnosti, houževnatosti a velmi dobrých únavových vlastností. Skupina ocelí AHSS zahrnuje celou řadu podskupin těchto ocelí, které se liší získanou mikrostrukturou a tím i mechanickými vlastnostmi [1].

Rozdělení těchto ocelí do podskupin se v literatuře liší. Lze ale říci, že běžně používané je dělení do tří základních skupin. Rozdělení z hlediska: 1) metalurgie, 2) požadovaných konstrukčních nebo mechanických vlastností a navíc se tyto dvě skupiny někdy dělí dle parametrů samotného procesu tváření [1].

- 1) Podle metalurgie :
 - a) nízkopevné oceli – IF, MILD
 - b) standartní vysokopevné oceli – HSS – HS, IF, BH, CMn a HSLA oceli
 - c) pokročilé vysokopevné oceli- AHSS – DP, CP, TRIP, MS, BS, PH oceli (Obr. 1) [1,2].



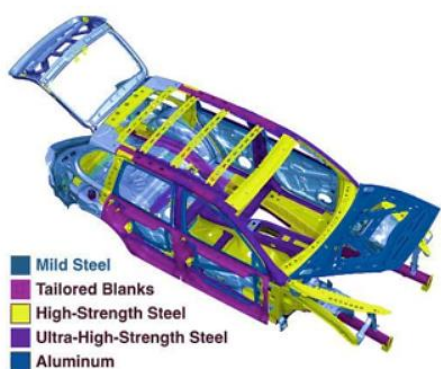
Obr. 1. – Rozdělení ocelí v závislosti prodloužení na pevnosti [3].

- 2) Rozdělení podle požadovaných konstrukčních vlastností, podle jejich pevnosti a meze kluzu (Tab. 1), (Obr. 2, 3). Tyto oceli se rozdělují na dvě skupiny HSS vysokopevné oceli a na UHSS ultravysokopevné oceli. Toto rozdělení může napovídat i jiné vlastnosti z pohledu tváření daných materiálu a vhodnosti navrhovaného zpracování[1].

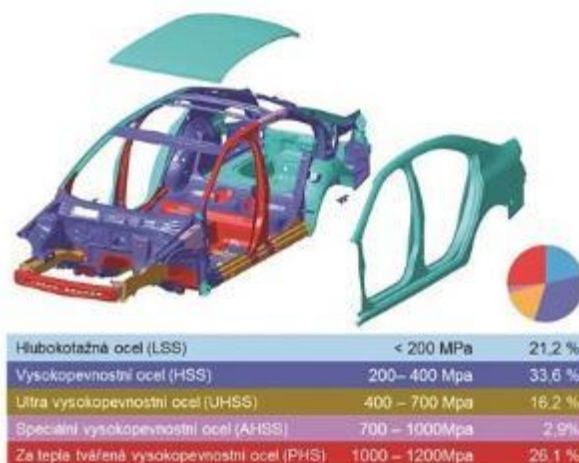
Druh oceli	Mez kluzu Re [MPa]	Mez pevnosti v tahu Rm [MPa]
HSS	210 – 550	270 - 770
UHSS	> 550	>770

Tab. 1. – Rozdělení ocelí podle mechanických vlastností

Tyto skupiny se dělí podle určitých specifických vlastností materiálu, které je pak možno využívat pro zjištění a návrh parametrů pro tváření. V tomto rozdělení se jedná zejména o mechanické vlastnosti, jako je mez kluzu, tažnost a kontrakce nebo detailnější vlastnosti je jako zpevnění materiálu. (Tab. 2.) [1].



Obr. 2. – Zastoupení různých druhů ocelí v karoserii [2]



Obr. 3. – Rozdělení ocelí podle mechanických vlastností a využití v karoserii [3]

Typ oceli	Mez kluzu Re [MPa]	Mez pevností Rm [MPa]	Tažnost [%]
HSLA 350/450	350	450	23 ÷ 27
DP 300/500	300	500	30 ÷ 34
DP 350/600	350	600	24 ÷ 30
TRIP 450/800	450	800	26 ÷ 32
DP 500/800	500	800	14 ÷ 20
CP 700/800	700	800	10 ÷ 15
DP 700/1000	700	1000	12 ÷ 17
MS 1250/1520	1250	1520	4 ÷ 6

Tab. 2. – Přehled ocelí a jejich mechanických vlastností – mez kluzu, mez pevnosti a tažnost [1]

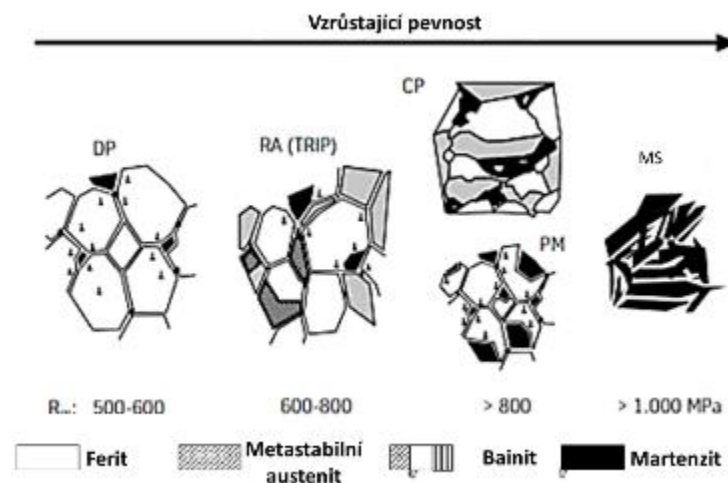
Lze také říci, že vysokopevné oceli (AHSS) s vysokou pevností obsahují významné legující prvky, díky kterým se v materiálu tvoří dvě nebo více fází. Tyto vícefázové oceli poskytují zvýšenou pevnost a tažnost, která je nedosažitelná u ocelí jednofázových, jako například vysoce pevné nízkolegované oceli (HSLA) [1, 4].

Materiály HSLA dosahují svých mechanických vlastností díky legujícím prvkům, které využívají zpevnění tuhého roztoku precipitací nebo zjemňováním zrn. Naproti tomu AHSS jsou vyráběny s použitím speciálních legur a pomocí přesného termomechanického zpracování. V minulosti byly oceli s pevností v tahu dosahující $R_m = 550$ MPa a vyšší obecně kategorizovány jako AHSS a název "vysokopevné oceli" byl vyhrazen pro pevnosti v tahu větší než 780 MPa. Dnes však existuje více AHSS s pevností v tahu až 440 MPa, a tak použití meze pevnosti v tahu pro kvalifikaci ocelí již není příliš vhodná. AHSS s pevností v tahu nejméně 1000 MPa jsou často označovány jako "GigaPascal steel" ($1000 \text{ MPa} = 1 \text{ GPa}$) [1].

3 AHSS oceli (Advanced High Strength Steel)

Skupina ocelí AHSS zahrnuje dvoufázové oceli (DP), ocel s komplexní fází (CP), bainitické oceli (BS), martenzitické (MS), oceli s transformačně indukovanou plasticitou (TRIP), ocel s efektem plasticity indukované dvojčatěním (TWIP) [1]. Tato práce je zaměřena zejména na oceli MS oceli a oceli určené pro zpracování hot stampingem., proto je těmto ocelím věnována větší pozornost.

AHSS oceli jsou tedy dvou nebo vícefázové oceli. Mohou obsahovat minimálně dvě mikrostrukturní složky, každá má za následek jiné mechanické vlastnosti. Matrice je tvořena měkkou fází, tato fáze snižuje mez kluzu materiálu a má za následek zlepšení tvařitelnosti materiálu. Druhá fáze je oproti tomu tvrdá, tato fáze má za následek zvýšení meze pevnosti celého materiálu [1]. Vlastnosti vícefázových ocelí jsou definovány zejména kombinací vlastností jednotlivých složek struktury (jako např. u kompozitních materiálů) [5], (Obr. 4). Pro jsou u těchto ocelí důležité veškeré znalosti a informace o rozložení, morfologii, ale i velikosti a objemu jednotlivých fází [1,5].



Obr. 4. - Schéma vlivu jednotlivých struktur na zvýšení pevnosti materiálu [6]

Výroba těchto ocelí je složitější než u nízkopevných ocelí. Výborných mechanických vlastností a požadovaných mikrostruktur je u těchto ocelí dosahováno vhodným chemickým složením a dále správně navrženým, přesně řízeným termo-mechanickým zpracováním. Zpracování musí být přesně řízeno, aby se v průběhu zpracování mohlo například řízeně ochlazovat z austenitizačních teplot nebo teplot, kdy materiál obsahuje netransformovaná feritická zrna a určitý podíl austenitu [7,1].

Mikrostruktura těchto ocelí je typicky tvořena martenzitem, bainitem nebo zbytkovým austenitem. V závislosti na zastoupení jednotlivých fází v objemu materiálu jsou získány požadované mechanické vlastnosti [7,1].

Další nespornou výhodou AHSS ocelí můžeme vidět v tom, že jejich pevnost není dána pouze obsahem uhlíku, ale je založena na fyzikálních jevech, jako je precipitace, zjemňování zrn, dislokační nebo precipitační zpevnění atd.[8].

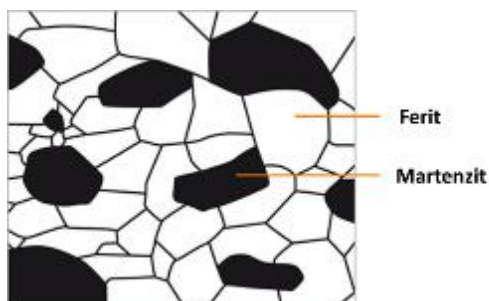
Využití těchto ocelí je zejména pro výrobu karoserií a jejich dalších komponent odpovídá cca 74 % celé karoserie. Tyto oceli mají základní feritickou matici, která zajišťuje plasticitu a druhou tvrdou fází, která je v závislosti na rychlosti ochlazování představuje například martenzitu v podobě ostrůvků se stabilizovaným zbytkovým austenitem (Obr. 3). Tyto martenzitické ostrůvky tvoří objemový podíl kolem 5 – 30%. Tento objemový podíl ostrůvků martenzitu v kombinaci s feritickou maticí zajišťuje především vysokou tvrdost a odolnost materiálu proti únavovému zatěžování, při současném zachování dobré tvařitelnosti a

svařitelnosti. Ta je u všech AHSS ocelí další důležitou požadovanou vlastností z hlediska konstrukčního využití [4]. DP oceli (Dual Phase)

DP oceli mívají obsah uhlíku (až 0.1%) a také zvýšené obsahy prvků, které jsou schopny stabilizovat austenit jako např. Mn. Také vyšší obsah křemíku podporuje tvorbu základní feritické matrice, ale i její zpevnění.

Při výrobě tohoto typu ocelí je nutné sledovat a přesně řídit rychlost ochlazování, která umožní rozpad austenitu v první fázi na cca 85 % feritu, zbytek austenitu se pak stabilizuje a následně při ochlazování transformuje na bainit, nebo martenzit (Obr. 5), [9,10]. Tyto oceli se tedy vyrábí buď řízeným chlazením z austenitu, v případě hotových válcovaných produktů nebo z fáze feritu se zbytkovým austenitem, při kontinuálním žíhání a válcování za studena. Tyto oceli navíc v závislosti na rychlosti ochlazování při procesu zpracování mohou v mikrostruktuře obsahovat i malém množství bainitu [1]. Jsou dobře tvařitelné a mají dobré ohybové vlastnosti. Jsou hojně využívány pro výrobu B sloupků, D sloupků a středních výztuží (Obr. 6).

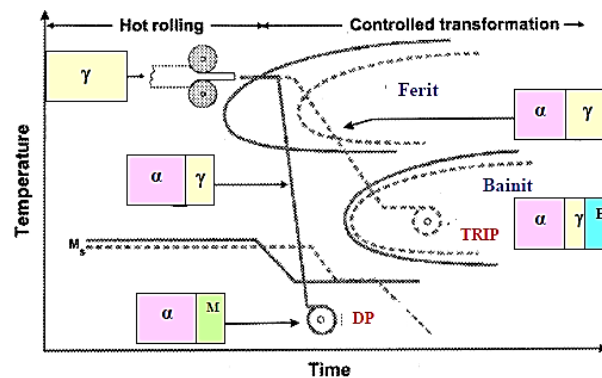
Schematicky tento proces znázorňuje levá část (Obr. 7), kde barevné obdélníčky vyznačují rámcový podíl jednotlivých fází.



Obr. 5. - Typická struktura DP oceli [12]



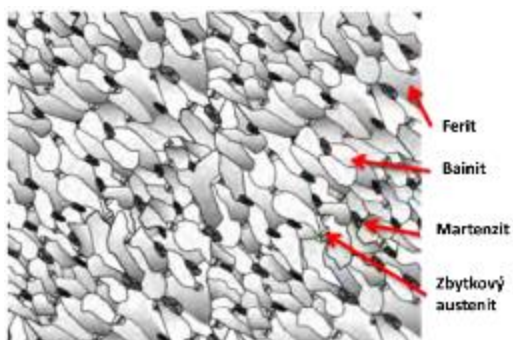
Obr. 6. – Ukázka využití DP oceli v karoseriích [11]



Obr. 7. Schéma výroby DP a TRIP ocelí pomocí válcování [1]

3.1 CP oceli (Complex Phase)

CP oceli jsou materiály s velmi vysokou pevností v tahu. Mikrostruktura CP oceli obsahuje malé množství martenzitu, zbytkový austenit, a část perlitu uvnitř feritické nebo bainitické matrice (Obr. 8). Tyto oceli se vyznačují velmi jemnozrnné strukturou, které je dosaženo díky potlačení rekrytalizace a precipitací mikrolegujících prvků jako např. Ti nebo Nb [1, 4].



Obr. 8. - Schéma mikrostruktury CP oceli [4]



Obr. 9. - Použití CP oceli a umístění v karoserii [11]

Jemnozrnná poměrně složitá mikrostruktura dává CP ocelím ve srovnání s DP oceli vyšší pevnost v tahu okolo 800Mpa při zachování stejné tažnosti. CP oceli jsou díky velké pevnosti v tahu charakterizované také vysokou absorpční energií a únavovou pevností. Proto jsou tyto oceli hojně využívány jako bezpečnostní komponenty proti nárazu, jako jsou rámy dveří, výztuhy pro B sloupky, blatníky [4].

Proto také např. BMW použilo CP oceli v několika dílech, a tak došlo ke zlepšení ochrany cestujících při zadnímu nárazu. Podle Thyssen Krupp (nebo Group?) Steel se při nahrazení konvenční oceli ocelí mikrolegovanou CP může pevnost B sloupku až zdvojnásobit (Obr. 9), [11].

3.2 TRIP oceli (Transformation-induced plasticity)

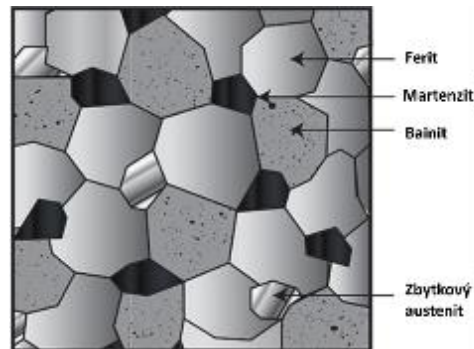
Stejně jako oceli CP, jsou TRIP oceli tvořeny vícefázovou mikrostrukturou. Díky specifickým vlastnostem byly tyto oceli navrženy právě pro automobilový průmysl. Stejně jako CP oceli mají výborné vlastnosti jako je tvařitelnost, vysoká pevnost ale hlavně mají vynikající schopnost absorbovat energii během nárazu a deformace. Tyto oceli se v karoserii využívají především jak absorbatory energie u nárazníků (Obr. 10) a celkově u hlavních deformačních zón automobilu [4].

Mikrostruktura TRIP ocelí je podobně jako u CP ocelí tvořena z měkké fáze feritu a dále kombinací feritu, martenzitu, bainitu a okolo 5 % a více objemového podílu zbytkového austenitu (Obr. 11), [4]. Podíl zbytkového austenitu je řízen pomocí legujících prvků jako je mangan, křemík, hliník a také podle podílem uhlíku.

Mangan zde přispívá ke stabilizaci austenitu, zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a také rozšiřuje teplotní interval pro ochlazování, jelikož má za následek pozdější tvorbu perlitu. Křemík a hliník jsou využívány k potlačení tvorby karbidů, které se vylučují při bainitické transformaci a naopak urychlují celkovou přeměnu z feritu na bainit. Křemík se však nepoužívá ve zvýšené míře, jelikož nemá dobrý vliv na povrchové vlastnosti konečného produktu, proto není vždy využíván a je často nahrazován hliníkem. Dalším možným legujícím prvkem je chrom, který je do těchto ocelí přidávám zejména z důvodu zvýšení jejich odolnosti proti atmosférické korozi [13, 4].



Obr. 10. – Použití TRIP oceli a umístění v karoserii [11]



Obr. 11. – Schéma mikrostruktury TRIP oceli [14]

Způsobem zpracování na TRIP strukturu, lze u tohoto druhu ocelí dosahovat pevnosti až 1200 MPa a při zachování vysoké tažnosti až 35 %, což má za následek výborné plastické vlastnosti. U těchto ocelí je hlavní částí stabilizace zbytkového austenitu v průběhu celého procesu termo-mechanického zpracování až do nízkých teplot. Takto stabilizovaný austenit se v průběhu ochlazování transformuje na martenzit.

Výroba této oceli má několik technologických kroků, tak aby bylo dosaženo požadované struktury, musí během celého procesu zpracování proběhnout několik zpevňujících procesů, samotné zpevnění tuhého roztoku a precipitace během výroby a následné deformační zpevnění TRIP při deformaci za studena. [15].

3.3 MS oceli (Martensitic Steel)

MS oceli se tvoří tak, že austenit, který je v materiálu během válcování za tepla nebo při žíhání téměř úplně přeměněna na martenzit během kalení nebo při chlazení v chladicí části u kontinuální žíhání. MS oceli se vyznačují martenzitickou maticí obsahující malé množství feritu nebo bainitu. Zvyšování obsahu uhlíku zvyšuje pevnost a tvrdost. Výsledná struktura je většinou v podobě látek martenzitu. V rámci skupiny vícefázové oceli jsou MS řazeny mezi oceli s nejvyšší hodnotou pevnost v tahu, která dosahuje maximální hodnoty až 1700 MPa. Tyto oceli jsou často vystaveny následnému temperování po kalení, to vede ke zlepšení tažnosti a může tak poskytovat lepší formovatelnost i při extrémně vysokých silách [1].

Zvyšováním obsahu uhlíku v těchto ocelích se zvyšuje vytvrditelnost a zpevňuje struktura martenzitu. Přidáváním legujících prvků jako je mangan, křemík, chrom, molybden, bór, vanad nebo nikl buď samostatně nebo v různých kombinacích vede ke zvýšení vytvrditelnosti [1].

Často se používá tam, kde je vysoká pevnost kritická, MS ocel je typicky válcovaná a využívá se často pro aplikace vyžadující odolnost proti korozi, ale tepelné zpracování MS snižuje jeho pevnost, v případě pomalejšího ochlazování. Protože MS ocel má tak vysokou pevnost v poměru ke hmotnosti, je z hlediska váhy a ceny velice efektivní. Často se volí pro tělo konstrukcí, pomocných dílů a trubicových struktur. Tyto oceli se často využívají po vyztužení nárazníků, prahů nebo drobné součásti (Obr. 13). Například v roce 2007 Honda Acura MDX, zadní martenzitický nosník pomáhá při ochraně proti nárazu zezadu[4].



Obr. 13. – Příklad využití MS oceli v karoserii [11]

3.3.1 PH oceli (Precipitation hardening stainless steels)

PH oceli jsou skupinou ocelí, které jsou primárně určeny pro zpracování pomocí Press Hardeningu. Hlavními představiteli materiálů, které se již běžně využívají v praxi, jsou oceli s obchodním názvem Usibor® a Ductibor®, které jsou vyráběny za tepla a jsou určeny pro použití v konstrukčních a bezpečnostních součástech automobilů. Díky vynikající tažnosti jsou oceli Ductibor® obzvláště účinné u součástí, které potřebují absorbovat energii při nárazu [16].

Dalšími zástupci této skupiny jsou např.: oceli 22MnB5 a také Docol® PHS 1800, Docol® PHS 2000, které mají obchodní název firmy SSAB. Tyto oceli budou později využity v experimentální části této práce.

Jedná se o vytvrditelné borové oceli pro automobilový průmysl. Tyto oceli jsou válcované za studena a legovány s malým podílem boru pro zlepšení vytvrditelnosti. Tyto oceli jsou speciálně vyvinuty pro součásti a součásti, které jsou vyráběny jak přímým, tak nepřímým press hardeningem. Běžně si tyto oceli využívají pro bezpečnostní aplikace, jako jsou tlumiče nárazů dveří, systémy nárazníků a výztuhy B sloupků [17].

3.4 FB oceli (Ferritic-Bainitic Steel)

Feriticko-bainitické oceli jsou označovány jako FB oceli. Jsou jedním z typů pokročilých vysocepevných ocelí, které byly také vyvinuty pro aplikaci v automobilovém průmyslu. Vzhledem k tomu, že tyto oceli mají dvě fáze, jsou tyto oceli také typem dvoufázové (DP) oceli. Skupinu FB ocelí lze také zařadit do ocelí mikrolegovaných, tak aby ve výrobcích z těchto materiálů byla dosažena vysoká pevnost v tahu při zachování vysoké tažnosti[1].

Typickými legujícími prvky v těchto ocelích jsou hliník, bór, niob, nebo titan, tyto legury jsou přidávány zejména z důvodu schopnosti zjemňovat zrna feritu. Tyto přísady se přidávají do oceli buď jednotlivě, nebo v různých kombinacích. V některých případech se tyto oceli legují i dusíkem[1, 18].

Mikrostruktura je tvořena z měkkého feritu a tvrdého bainitu. Tato struktura je v porovnání s DP ocelí výrazně jemnější. Pevnosti celého výsledného materiálu je docíleno díky bainitu. Tyto oceli se vyznačují dobrými vlastnostmi v oblasti dynamického namáhání, z tohoto důvodu jsou vhodné pro přenos vibrací, Dále mají velmi dobré únavové vlastnosti a jsou tedy využívány pro komponenty, které jsou vystavovány rázovému zatížení. Také se využívají pro důležité bezpečnostní prvky, jako jsou výztuhy, části podvozku, nárazníky. Také ale součásti, jako jsou závěsné komponenty a převodové skříně [1,18].

3.5 TWIP oceli (Twinning-Induced Plasticity)

Vysoký obsah manganu v těchto ocelích umožňuje stabilizaci austenitické struktury i při pokojové teplotě. Obsah manganu v těchto ocelích je hodně vysoký, pohybuje se od 17 do 24%. TWIP ocel získala své jméno pro svůj zvláštní způsob deformace: deformační dvojčatění (twinning) [1].

Ve srovnání s TRIP ocelí u TWIP ocelí nedochází při zátěži k transformaci austenitu, ale ke změně jeho krystalografické orientaci v důsledku tvorby dvojčat. Oceli TWIP patří do druhé generace AHSS ocelí a jsou známy hlavně díky své kombinaci velmi vysoké pevnosti okolo 1000 MPa s extrémním prodloužení až 50% [1, 4].

Tyto oceli jsou také velice využívány zejména díky velké schopnosti absorbovat nárazovou energii. Tato energie je může být více než dvojnásobná ve srovnání s klasickými vysokopevnými oceli.

V případě nárazu se TWIP oceli deformují v jednotlivých krocích, které na sebe navazují. V případě nárazu se v prvním kroku deformuje místo nárazu, v druhém zpevní a teprve pak se začnou deformovat sousední oblasti. Z toho důvodu je v celém objemu energie absorbována mnohem efektivněji než v předchozích případech ocelí. To celkově zmírní náraz a nabízí tak posádce větší bezpečnost. Využívá se zejména v deformačních zónách automobilů (Obr. 13), [19].



Obr. 13. Příklad využití TWIP oceli a umístění v karoserii [11]

4 Vliv legujících prvků

Pro výrobu vysokopevných ocelí je velice důležité znát vliv nejdůležitějších legujících prvků na transformační charakteristiky. Například legující prvky jako Si, P a Al urychlují tvorbu feritické fáze, a proto jsou důležité pro výrobu dvoufázových ocelí (DP) a TRIP ocelí. Prvky jako Cr, Mn a B hrají důležitou roli při výrobě ocelí s komplexní strukturou a martenzitických ocelí, protože brzdí tvorbu feritu.

4.1 Uhlík C

Hlavním legujícím prvkem v oceli je uhlík. Ten výrazně ovlivňuje všechny přeměny, finální mikrostrukturu oceli, ale také všechny mechanické i technologické vlastnosti. Hlavní vliv má na mez pevnosti a mez kluzu, vrubovou houževnatost ale také na svařitelnost a odolnost proti opotřebení. Se zvyšujícím se podílem uhlíku roste pevnost, ale snižuje se tažnost a svařitelnost [20]. Větší množství uhlíku v austenitu může dojít ke stabilizaci austenitu. [9].

Dalšími hlavními legujícími prvky v AHSS ocelích je mangan a křemík. Tyto prvky hrají důležitou roli v procesu transformací jako je stabilizace zbytkového austenitu a procesu zpevnění tuhého roztoku, což zvyšuje pevnost materiálu.

4.2 Mangan Mn

Mangan patří mezi hlavní austenitotvorné prvky, zvyšuje pevnost i tvrdost při nízkém snížení tažnosti. Mangan zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu a rozšiřuje tak oblast chlazení, protože zpomaluje perlitickou přeměnu. Obsah manganu nesmí být příliš vysoký, protože snižuje aktivitu uhlíku v austenitu a napomáhá tvorbě karbidů. Se stoupajícím obsahem manganu se zpomaluje transformace austenitu v perlitické i bainitické oblasti. Má výborné dezoxidační účinky vlivem své vysoké afinity ke kyslíku [20]. Silná vazba existuje také mezi manganem a sírou (silnější než pro železo), takže přednostně v matici oceli vznikají (již v průběhu výroby tavby) sirníky MnS. Tyto jsou dobře tvařitelné za tepla. Běžné konstrukční oceli jsou legovány manganem do 2%. Některé vysokopevné oceli mohou tuto hodnotu i mírně převyšovat. Přísada manganu významně zvyšuje pevnostní úroveň matrice bez výraznějšího zhoršení plastických vlastností. Důležitá je také schopnost manganu zvyšovat prokalitelnost, ale bohužel, také náchylnost k popouštěcí křehkosti. Je rovněž silným segregáčním prvkem[9].

4.3 Křemík Si

Křemík řadíme mezi feritotvorné prvky. Jeho rozpustnost v železe α je velmi vysoká. Při tepelném zpracování je proto nutné počítat se zvyšováním transformačních teplot. Při koncentraci do 0,30% Si přispívá ke zvýšení pevnosti materiálu při zachování tažnosti. Naopak při zvýšení koncentrace na 0,40 % již tažnost snižuje. Křemík zvyšuje pevnost materiálu tím, že se plně rozpouští ve feritu [20].

Prokalitelnost výrazněji neovlivňuje. Při popouštění posouvá začátek rozpadu martenzitu k vyšším teplotám. Také rozpad zbytkového austenitu probíhá při vyšších teplotách než u nelegovaných ocelí. Protože se při popouštění křemíkových ocelí vyvíjí vysokoteplotní popouštěcí křehkost, je nutné popouštět je nad pásmem popouštěcí křehkosti a po výdrži na popouštěcí teplotě rychle ochladit [20].

Během odlévání vede vysoký obsah Si k vytvoření velmi silné vrstvy oxidu, která se během válcování za tepla snadno vtlačuje do povrchu. Tenký oxid je nejen obtížně odstranitelný při moření, ale také způsobuje problémy při galvanizaci v důsledku špatné povrchové úpravy, což má za následek nepokryté oblasti na povrchu oceli nazývané „holé skvrny“. Navíc Si výrazně snižuje kinetiku bainitické transformace, což nutně vyžaduje dlouhé období nadměrného stárnutí, aby bylo možné provádět dlouhou izotermickou výdrž. Oba tyto faktory vedly ke snížení množství Si použitého v současných ocelích, dříve byl pro TRIP zpracování obsah Si od 1,5 do 2,0 hm. %, snížen na 0 – 1 hm.%. Chybějící část hm.% je doplněna jinými legujícími prvky. V CP jsou oceli omezena na obsah < 0,15 hm.%. To také zajišťuje rychlejší kinetiku bainitické transformace [21].

4.4 Chrom Cr

Chrom patří do skupiny feritotvorných prvků. Tento prvek se primárně využívá k zvýšení odolnosti proti opotřebení ale také korozi. Tvoří zpevňující složku v oceli. V ternárních slitinách železo-chrom-uhlík se část chromu rozpustí v základní kovové matici, část tvoří s uhlíkem karbidy.

Při nízkém obsahu chromu se tvoří směsný karbid typu M_3C . S rostoucím obsahem chromu se postupně objevuje M_7C_3 , později $M_{23}C_6$. Nejvyšší tvrdost má karbid M_7C_3 . Chrom působí jako stabilizační prvek vzhledem k austenitu a také zpomaluje perlitickou a bainitickou transformaci. Chrom je nejčastější přísadou konstrukčních nízkolegovaných ocelí na zušlechťování, protože je relativně laciný a ovlivňuje mnoho vlastností [9, 20].

U nízkolegovaných ocelí na zušlechťování se obvykle využívá vlivu chromu na zvýšení prokalitelnosti. Zvýšení prokalitelnosti je však podmíněno rozpuštěním karbidů chromu při austenitizaci, protože prokalitelnost zvyšuje pouze chrom rozpuštěný v austenitu. Nerozpuštěné karbidy naopak působí jako krystalizační zárodky, které prokalitelnost naopak snižují. S tímto jevem je nutné počítat při stanovení kalící teploty, protože karbidy chromu se rozpouští až při vyšších teplotách.

Při použití chromu v nerezových ocelích, kdy se má zaručit schopnost pasivace povrchu při styku s oxidačním prostředím, musí být v tuhém roztoku rozpuštěno minimálně 11,7% chromu. Při vyšším obsahu uhlíku nebo při vyšším požadavku na odolnost proti korozi se obsah chromu zvyšuje až na 14 až 16%. [9, 20].

4.5 Bór B

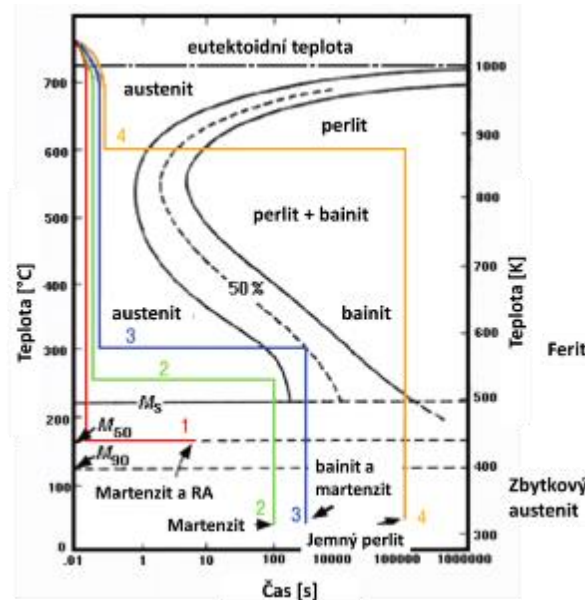
Bor je jedním z legujících prvků, který není v běžných konstrukčních ocelích tak hojně využíván. U AHSS ocelí je však využíván jako prvek, který má zpevňující charakter. Bor je intersticiální prvek a má velmi nízkou rozpustnost v α -tuhém roztoku ($<0,003\%$) [22]. V ocelích je částečně rozpuštěn v matici, částečně může být vyloučen jako precipitát na hranicích sekundárních austenitických zrn. Bor se do ocelí přidává v koncentracích 0,0005-0,0035%. V těchto koncentracích má tendenci segregovat přednostně na hranicích zrn [20]. V austenitu se rozpustí až 0,021% boru, ve feritu asi 0,001%. Atomy boru se ukládají přednostně na hranicích zrn, kde zpomalují difuzi atomů uhlíku a potlačují vylučování proeutektoidního feritu. Protože se prodlužuje začátek austenitické transformace, zvyšuje se prokalitelnost. Vliv boru na zvýšení prokalitelnosti ocelí je alespoň 100krát větší než u ostatních prvků (Ni, Mn, Cr, Mo). Vliv boru na prokalitelnost závisí také na obsahu uhlíku. Podle zkoušek je bor účinný pouze v měkkých ocelích. V ocelích s vyšším obsahem uhlíku se prokalitelnost nezvyšuje [20].

5 Výroba dílů z plechu

Protože AHSS jsou vyvinuty pro kombinaci charakteristik ideálních pro konkrétní součást karoserie, je proveditelnost výroby rozhodující pro skutečné uplatňování a implementaci ve vozidlech. To vedlo k výzkumu a vývoji zejména v oblasti tvarovatelnosti a svařitelnosti ocelí. V některých případech jsou tradiční metody zpracování stejně účinné jako u klasických ocelí a dají se využívat i u skupiny AHSS ocelí. V jiných případech jsou nezbytné úpravy vybavení nebo celého procesu zpracování. Bylo nutné navrhnout jiné nové technologie, které pak umožnily i vznik některých nových typů ocelí [4].

Hlavním mechanismem zvýšení pevnosti ocelí je tzv. vytvrzování, které je využívané při výrobě dílů z AHSS ocelí. Celá výroba musí mít přesně řízený, jako proces ohřevu, tak proces ochlazování ve velmi úzkých technologických oknech. Při dodržení všech těchto

parametrů může být dosaženo požadovaných mikrostruktur (Obr. 14), [4]. Výrobci automobilů stále více automatizují ovládání a snímání teploty, chlazení a mnoha dalších parametrů, které jsou nutné pro zajištění bezchybného procesu výroby.



Obr. 14. - TTT diagram možnosti získání různých struktur v závislosti na zpracování [4]

5.1 Používané technologie výroby plechových dílů

Automobilová ocel se typicky vyrábí jako velké cívky s válcovaným plechem, které mohou být poté zpracovány na polotovary plechových nebo trubkových výrobků. Je několik výrobních možností a technologií: cold stamping, hot stamping, high strength steels stamping, rollforming, hydroforming nebo tváření vnitřním přetlakem plynu [4].

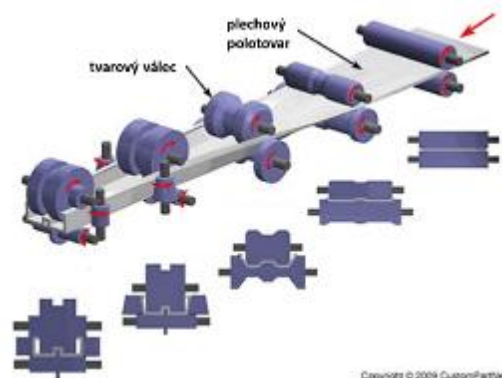
5.1.1 Lisování za studena (Cold Stamping)

Technologie tváření za studena zahrnuje tvářecí operace v různých typech strojů. Jedná se např. o válcování a hydroformování. Tváření za studena umožňuje vyrábět řadu malých pevných výstužných dílů pro karosérie.

Tváření plechového polotovaru probíhá při pokojové teplotě uvnitř tvářecí formy, která polotovar lisuje pod určitým tlakem. Aby bylo možné dosáhnout složitých forem, musí být součásti lisovány nebo řezány v několika krocích, v různých technologiích lisování [23].

5.1.2 Roll Forming

Toto zpracování se skládá z procesu válcování, kdy se tvoří plochý kovový pás, který je následně ohýbán do požadovaného tvaru (Obr. 17). Každý operace ohýbání může být rozdělena do několika sad válců, pro každý krok je jedna sada tvarových válců, aby se minimalizovala lokalizace napětí a kompenzovat zpětný chod. Tato metoda válcování je vhodná pro vytváření mnoha složitých tvarů z AHSS ocelí, zejména těch s nízkými celkovými prodlouženími, jako je například MS oceli. Takto vyrobené polotovary jsou využívány zejména pro automobilové aplikace [1].



Obr. 17. – Schéma zpracování plechů pomocí technologie Roll Forming [1]

5.1.3 Hydroforming

Hydroforming je specializovaný tvářecí proces za studena, který využívá vysokotlakou hydraulickou kapalinu pro lisování trubek, ale i plechových polotovarů do dutiny nástroje. V zásadě existují 2 hlavní způsoby hydroformingu:

- a) hydroforming trubek
- b) hydroforming plechů [1].

a) Hydroforming trubek

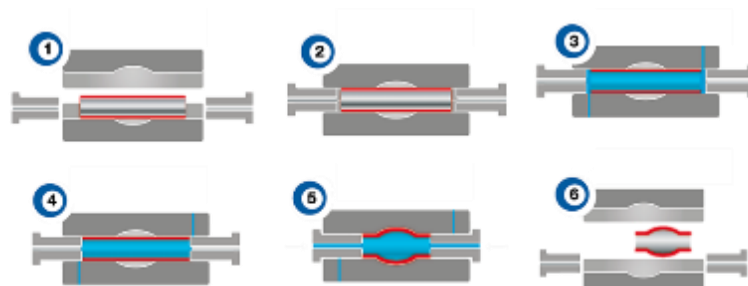
Polotovár ve formě trubky, je umístěn do nástroje, který je upevněn v hydraulickém listu. Polotovár je uchycen v nástroji, aby se zabránilo jeho pohybu. Na koncích trubky jsou umístěny 2 válce, které mohou být axiálně uloženy a zabraňují posunu trubky a jakoby trubku na obou koncích zaslepují. Takto zaslepená trubka je naplněna tekutinou a díky podtlaku je tvarována podle nástroje (Obr. 18) [24].

Díky této technologii mají návrháři naprostou svobodu být kreativní: hydroforming trubek umožňuje získat složité tvary, které obvykle vyžadují dražší a složitější procesy, jako je odlévání.

Ve výrobě trubek z nerezových ocelí je hydroforming revoluční proces, který umožňuje získat mimořádné výsledky se zjevnými výhodami z hlediska času a nákladů [25].

Trubky vyráběné touto technologií dosahují mnohem vyšší úrovně estetické a funkční kvality než ty, které byly získány tradičními procesy. Hydrostatický tlak, který deformuje trubky, zajišťuje, že každá součást je tvářena při stejném hydrostatickém tlaku a vykazuje stejné vlastnosti, tuhost a v neposlední řadě i spring-back efekt- tj. odpružení součásti na konci procesu [25].

Typickými součástmi vyráběnými pomocí této technologie jsou např. tvarové, kónické, nebo profilové trubky, trubky s proměnným průměrem nebo trubky ve tvaru Y nebo T [25]. Hlavní výhodou takto vyráběných součástí je také velké úspora hmotnosti při dosažení excelentních deformačních vlastností. Další výhodou je, že díly které byly dříve sestavovány z více částí, se díky této technologii, dají vyrobit u jednoho kusu. Pro automobilový průmysl jsou asi nejpodstatnějšími zástupci nárazník, A sloupek, trubky pro výfukový systém (Obr. 19).



Obr. 18. – Schéma celého procesu hydroformingu trubek[25]



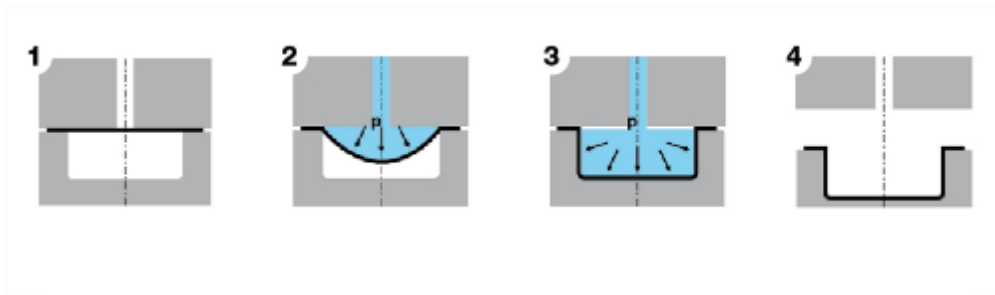
Obr. 19. Příklady typicky vyráběných součástí pomocí hydroformingu trubek [24]

b) Hydroforming plechů

Vedle hydroformingu trubek se hodně výzkumu provádí i v oblasti formování plechů, i přesto, že skutečné využití, plechů vyráběných pomocí hydroformingu, jsou stále relativně omezené.

Při tváření plechů pomocí hydroformingu plechů se namísto pevné zápusky používá hydraulický protitlak. Tento protitlak se vytváří, když je kapalina stlačena a razník přitlačuje polotovar směrem dolů. Protitlak je řízen servopohonem nebo proporčním ventilem [26].

Plechový polotovar je umístěn na pracovní ploše, je zavřený v nástroji, kde je přidržován v požadované pozici. Formování probíhá pomocí kapaliny, jejím proudem je polotovar vtlačován do spodního dílu tvarového nástroje dokud není dosaženo konečného tvaru. Po dokončení cyklu se nástroj otevře a vytvarované hotové součásti se vytáhnou (Obr. 20) [25].



Obr. 20. - Schéma procesu hydroformingu plechů [25]

5.1.4 Gas forming (Tvářením vnitřním přetlakem plynu)

Tento způsob zpracování je principem velice podobný hydroformingu ocelí. Je to způsob tvářením, při kterém je kovová trubka ohřátá do ohebného stavu, pod jeho teplotou tání, a je položena a uzavřena do dutiny nástroje, následně opět zavíčkovaná a pomocí natlakovaného plynu tvářena, tím se trubka vytvaruje směrem ven do definovaného tvaru uzavřené dutiny tvarového nástroje. Vysoké teploty umožňují, aby se kov prodloužil nebo roztahoval do mnohem vyšších stupňů bez roztržení, než je možné v předešlých metodách tvářením za studena. Kromě toho může být kov tvářen do poměrně složitých tvarů při získání velmi dobrých povrchových vlastností. Celý proces probíhá za použití malých tvářecích sil tradiční metody [25].

6 Press-hardening

Nově vyvíjené výrobní procesy představují jeden z hlavních faktorů i při vývoji nových materiálů. Většina současného výzkumu je zaměřena na identifikaci nových procesů a technologií s cílem zlepšit konzistenci, zkrátit dobu cyklu a náklady na výrobu jednoho kusu a umožnit výrobu dílů z AHSS. Jedním z příkladů vývoje nového materiálu je vyvinutí oceli s obsahem bóru lisované za tepla. Tyto oceli jsou legované bórem proto, aby zvýšilo zpevnění materiálu vytvrzením, takže při kalení a tvářením dílů do vodou chlazených nástrojů dochází k transformaci austenitu na martenzit [27].

Technologie press-hardening se skládá z ohřevu plechových polotovarů na tvářecí teplotu, následuje tváření v nástroji a dále rychlé ochlazení ve speciálně navržených lisovnicích, čímž vznikne v procesu transformovaný a vytvrzený materiál. Díky této schopnosti lze efektivně kombinovat pevnost a tvarovou složitost. Lisované a kalené díly dosahují vysoké pevnosti a požadovaných vlastností, jako masivnější díly[28].

Spring-back efekt

Spring-back efekt je geometrická změna na součásti na konci formovacího procesu, která se projevuje ve chvíli, kdy je součást uvolněna v nástroji po procesu lisování. Po dokončení tváření plechů jsou hlubokotažené a tažené díly odpruženy zpět a tím ovlivňují rozměrovou přesnost hotové součásti. Konečná forma části se mění tímto procesem odpružení, což ztěžuje výrobu součásti. Výsledkem je, že výrobní průmysl čelí některým praktickým problémům. Za prvé předpovídání geometrie konečného dílu po účinku string-back efektu a za druhé musí být navrženy příslušné nástroje, které kompenzují tyto účinky.

Aplikace nových materiálů zvyšuje počet problémů. Tvářené díly vyrobené z těchto materiálů jsou více ovlivněny spring-back efektem, než díly vyrobené z konvenční hlubokotažné oceli. Pokud jde o klasické defekty plechu, jako jsou trhliny a zvlnění

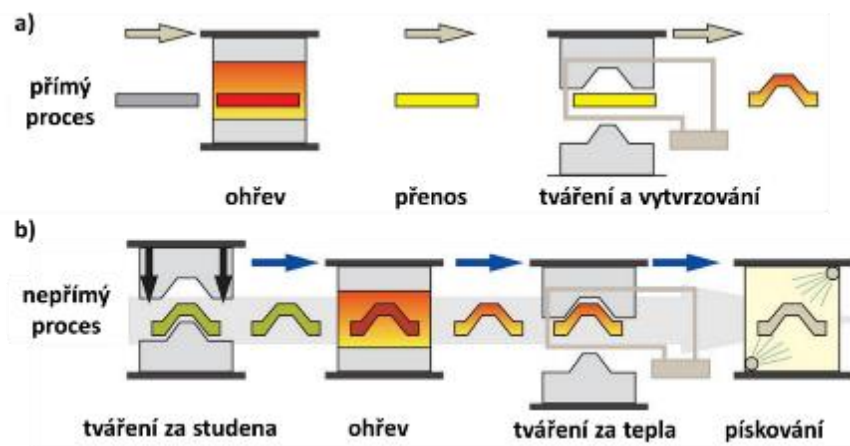
Použití technologie tváření za tepla k výrobě plechových komponent pro karoserie aut se v uplynulém desetiletí zvyšuje [1, 27]. Konstrukční díly, jako jsou A nebo B sloupky, dveře, nárazníky a příčné nosníky, jsou vynikajícími kandidáty, které se mohou vyrábět pomocí technologie kalení do nástroje, protože tyto díly vyžadují vysokou pevnost a velkou odolnost proti vniknutí.

Technologii kalení do nástroje press-hardening lze rozdělit na nepřímé a přímé lisování za tepla, které představují dvě hlavní metody běžně používané k výrobě lisovaných dílů.

Při přímém postupu kalení do nástroje je polotovar ohříván v peci na teplotu austenitizace, přenesen do lisu a následně vytvářen a vychlazen v uzavřeném nástroji (obr. 21a) [27].

Nepřímá metoda odděluje tváření a kalení do dvou různých stupňů. Zpočátku se část tváří při pokojové teplotě přibližně na 90-95% jejího konečného tvaru. Konečný tvar není dosažen v počáteční fázi tváření, je to kvůli omezení tvařitelnosti při pokojové teplotě. Částečně tvarovaná část se pak ohřívá v peci do oblasti plného austenitu přibližně po dobu 5 minut na

teplotách okolo 930 °C a je poté rychle vložena zpět do chlazeného nástroje, aby se vytvořila kalená mikrostruktura a finální tvar součásti (Obr. 21b). Úplná přeměna austenitu na martenzit vede ke zvýšení pevnosti v tahu na hodnoty do 1500 MPa. Na závěr se součást vyjme a nechá se vychladit na vzduchu, dokud nedosáhne pokojové teploty. V některých případech může následovat další operace ořezávání nebo děrování, aby se zajistila plná funkčnost součásti, která má být připojena k jiným částem[27].



Obr. 16. – Shéma procesu press hardeningu a) Přímý press hardening, b) Nepřímý press hardening [27]

Konečnou mikrostrukturu ovlivňuje rychlost ochlazování z oblasti plného austenitu. Austenit se přemění na jednu ze svých fází, martenzitu, bainitu, feritu nebo perlitu.

Rychlost ochlazování mezi 30 °C/s a 5 °C/s bude produkovat bainit, zatímco pomalejší rychlosti ochlazování budou produkovat směs feritu a perlitu [27].

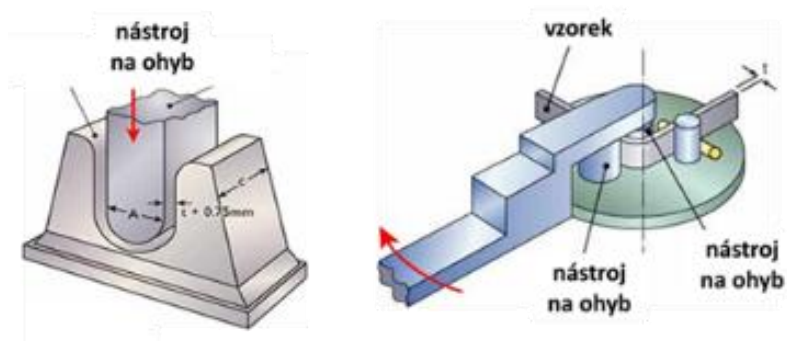
7 Zkoušky ohybem

Plechové díly z AHSS ocelí vykazují po tváření tzv. spring-back effect. Tento jev je hlavním problémem všech vysokopevných ocelí během výrobního procesu konstrukčních prvků automobilového průmyslu, zejména v oblasti změny rozměrů a rozměrové stálosti v dílech určených pro karoserie. Proto je nutné vyhodnotit změny v mikrostruktuře během procesu tváření plechu. Aby bylo následně možno, eliminovat nežádoucí vliv spring-back effectu. [29].

Z tohoto důvodu je nutné zkoušet veškeré mechanické vlastnosti, a to zejména vlastnosti ohybové. To má spojitost s požadavky, které jsou kladeny na vyrobené díly z vysokopevných ocelí, které jsou určeny zejména pro deformační zóny v karoseriích. Mezi běžné zkoušky, které se používají, patří: zkouška tahem, ohybem, zkouška třibodovým ohybem, bulg test, zkouška hlubokotažnosti plechů, zkouška tlakem, která je prováděna na profilových vzorcích atd. [1].

7.1 Zkouška ohybem (Bend test)

Zkoušky ohybu deformují zkušební materiál ve středu zkušební tělesa, což způsobuje vznik konkávního povrchu nebo ohybu bez výskytu trhlin a typicky se provádí k určení tažnosti nebo odolnosti proti lomu u zkušebního materiálu. U zkoušky ohybem není cílem zatížení materiálu do porušení, ale spíše deformace vzorku do určitého tvaru. Zkušební vzorek se napne tak, aby se vytvořil konkávní povrch ve středu se specifikovaným poloměrem zakřivení podle standardu, ve vztahu k němuž se test provádí (Obr. 22). Zkoušky ohybem mají podobné využití jako zkoušky v tahu, kompresní zkoušky a únavové zkoušky [30].



Obr. 22. – Schéma nástrojů pro zkoušky ohybem [30]

7.2 Tříbodový ohyb

Zkušební těleso je položeno horizontálně na dvě podpory, namáhání v ohybu vzniká v průřezu zatěžovaného tělesa dvojicí sil a působí v rovině podélné osy tělesa. Ohybové namáhání kombinuje tlakové a tahové namáhání. Tato zkouška se provádí zejména pro křehké materiály, pro houževnaté materiály má tato zkouška běžně menší význam, protože při ohybu nedochází k porušení zkušebního tělesa [31].

Zkouška ohybu se provádí na univerzálních trhacích strojích, které mají různé přípravky, v podobě dvou podpor ve tvaru válečků. Materiál je položen horizontálně na dvě podpory, pak se na horní část materiálu tlačí nástrojem s určitým poloměrem a silou síla buď jedním, nebo dvěma nástroji. Zatížení probíhá ve středu zkoušené součásti a to uprostřed plynule rostoucí silou, až do požadovaného zatížení. Zjišťuje se pak pevnost v ohybu, která odpovídá napětí krajního vlákna při dosažení max. síly. Při zatěžování je tedy rozhodující ohybový moment M_0 , ten je závislý na průřezovém modulu W_0 , který má různé tvary zkušebních tyčí odlišné hodnot. Tyto hodnoty jsou dány tabulkově [30]. Tyto zkoušky mohou probíhat buď jako kvazistatické, kdy je snímána odpověď materiálu v závislosti na zatěžovací síle, nebo jako zkoušky dynamické v podobě crash-testu. V tomto případě je díl upevněn na pojezdovém přípravku, který je určitou rychlostí a silou poslán k pevné desce [30].

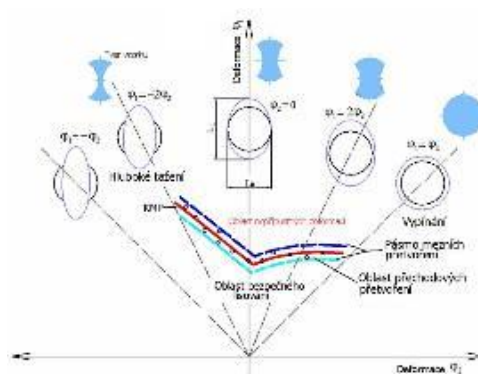
7.3 FLC křivky – křivky mezních deformací

Díky těmto křivkám je možné jednoznačně určit, do jaké míry jsou při hlubokém tažení využity deformační schopnosti daného materiálu (plechu). To je třeba jednoznačně znát pro všechny stavy napjatosti skutečné mezní deformace, které se vyskytují při plošném tváření. Prakticky se diagram mezních deformací (DMD) využívají ve vztahu k hodnocení plastičnosti materiálu (plechu) tj., porovnáním jejich plastických vlastností při daném stavu napjatosti, který je v určitých mezích. Dále se tyto křivky využívají také ve vztahu ke komplexní analýze deformace různých druhů výlisků [32, 33].

Tyto mezní diagramy jsou součástí systému analýzy deformace výlisků pro celkový výrobní proces, která je především využívána v prvních etapách výroby, kdy se zjišťují vlastnosti polotovarů před samotným lisováním.

Daný typ diagramu představuje závislost největší hlavní deformace "Major strain" (svislá osa diagramu " φ_1 ") na nejmenší hlavní deformaci "Minor strain" (Vodorovná osa diagramu " φ_2 ") v rovině zkoumaného plechu. Kde φ_1 jsou hlavní normálové logaritmické deformace, přičemž φ_2 je kolmé na φ_1 (Obr. 23) [34].

$$m_{\sigma} = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} [36]. \quad (1)$$

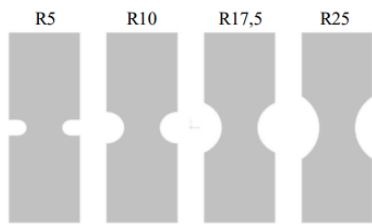


Obr. 23. – Diagram mezních přetvoření [34].

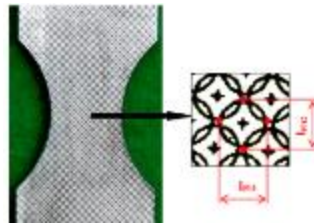
Jednotlivé stavy napjatosti charakterizované ukazatelem m_{σ} v rovnici (1) kde σ_1 a σ_2 jsou hlavní normálová napětí v rovině plechu [32-34]. Tyto křivky se standardně stanoví pro stavy napjatosti, kde obvykle dochází při tváření plechu ke vzniku trhlin. Popisují vliv stavu napjatosti na plasticitu plechu při konkrétních teplotou daných podmínkách a rychlostech deformace. Mezní deformace v daných diagramech jsou buď v podobě pásma diskretních bodů, ale nejčastěji jsou zpracovány do podoby křivky mezních deformací (KDM) [33,34].

Křivka mezních deformací (KMD) následně v diagramu vymezuje dvě oblasti příslušející nepřipustné (nad křivkou) a přípustné (pod křivkou) deformace z hlediska přijaté definice o mezním stavu. KMD určuje hranici těchto dvou oblastí a stanovuje tak kritické

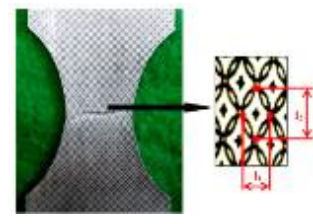
deformace pro daný mezní stav. Oblast bezpečného tváření - lisování neboli plocha pod křivkou mezních deformací představuje pásmo přípustných deformací a oblast nad křivkou určuje pásmo nepřipustných deformací z hlediska lisování [33]. Hodnocení probíhá na vzorcích s různým poloměrem vrubu (Obr. 24), které mají na povrchu nanesenou buď síť bodů nebo kružnic (Obr. 25). Průběh zkoušky je snímán digitální kamerou a následně zpracováním pomocí softwaru např. Argus jsou vypočítány změny v rozměrech jednotlivých bodů nebo kružnic (Obr. 26).



Obr. 24. – Tvary zkušebních vzorků s různým poloměrem vrubu [33]



Obr. 25. - Měření rozměru kružnic před zkouškou [33]



Obr. 26. - Měření rozměru elipsy před zkouškou [33]

8 Experimentální část

Cílem této práce bylo popsat vliv parametrů termomechanického zpracování odpovídající reálné technologii press hardening na čtyřech představitelích vysokopevných ocelí a popsat tak vhodné podmínky pro zpracování. Dále bylo cílem zjistit chování těchto materiálů během tváření za tepla i za studena.

Cíle diplomové práce byly realizovány ve dvou částech experimentálního programu, ve kterých byl zjišťován vliv podmínek termomechanického zpracování na mikrostrukturu vysocepevných ocelí a mechanické vlastnosti. Termomechanické zpracování bylo navrženo na základě dat zjištěných z reálné technologie press hardening. Mechanické vlastnosti byly hodnoceny zejména měřeními tvrdosti, tahovými zkouškami, zkouškami tříbodovým ohybem a zjišťováním křivek mezních deformací – FLC křivky.

V první části experimentu bylo navrženo termomechanické zpracování odpovídající reálné technologii press hardening. Pro odzkoušení tohoto zpracování bylo využito termomechanického simulátoru. Zpracování bylo navrženo na základě dat naměřených z reálného procesu press hardeningu na plechových polotovarech do nástroje o pokojové teplotě. Na základě výsledků metalografické analýzy byl hodnocen vliv jednotlivých parametrů zpracování.

Druhá část experimentu byla zaměřena převážně na stanovení mechanických vlastností zkoumaných materiálů a popsání jejich tvařitelnosti. Vedle zkoušky tahem, která byla použita pro stanovení mechanických vlastností výchozích stavů, ale i stavů po termomechanickém zpracování byla provedena i zkouška tříbodovým ohybem. Po této zkoušce byla vyhodnocena maximální síla a ohybový úhel. Chování materiálu během tváření bylo dále popsáno pomocí křivek mezních deformací pomocí dvou různých sad geometrií. K doplnění poznatků o chování materiálu během press hardeningu, byla provedena také zkouška tahem za tepla při různých teplotách a různých rychlostech deformace.

8.1 Použité metody vyhodnocování

Po odzkoušení všech navržených režimů termo-mechanického zpracování bylo přistoupeno k vyhodnocování všech zpracovaných vzorků. Na zpracovaných vzorcích bylo provedeno metalografické hodnocení všech získaných mikrostruktur. Dále byly zjišťovány mechanické vlastnosti a to měřeními tvrdosti, zkouškou tahem, ohybové vlastnosti zkouškou

tříbodovým ohybem. Sledovány byly i komplexní vlastnosti mezních stavů materiálů pomocí zkoušek FLC dle Nakazimy – ČSN EN ISO 7438.

8.2 Metalografická analýza

Mikrostruktury experimentálního materiálu po termomechanickém zpracování byly zkoumány pomocí světelného mikroskopu (SM) Olympus GX 51, pro detailnější analýzy byl využit skenovací elektronový mikroskop (SEM) Zeiss EVO MA 25 s LaB6 katodou a s maximálním rozlišením 10 nm, Tescan Vega 3 s wolframovou katodou H11A. Zvýraznění struktury bylo provedeno pomocí leptadla Nital o koncentraci 5 a 15%.

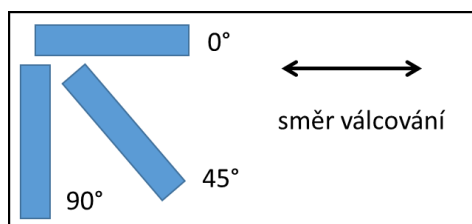
8.3 Hodnocení mechanických vlastností

Vlastnosti materiálu byly zjištěny pomocí mechanických zkoušek. Z důvodu zkoumání experimentálního materiálu ve formě plechových polotovarů s tloušťkou 1,6mm, byly mechanické vlastnosti měřeny pomocí tahových zkoušek s upravenou geometrií, která je navržena přímo pro vzorky z polotovarů s tloušťkou 1,6 mm. Tahová zkouška byla provedena na stroji Zwick Roell Z250 s maximální silou 250 kN.

Měření tvrdosti bylo provedeno dle Vickerse při zatížení 10 kg na přístroji Wolpert Wilson Instruments 432 SVD.

Dále byl proveden tříbodový ohyb na vzorcích jak při výchozím stavu materiálu, tak po termomechanickém zpracování. Vzorek pro ohyb byl navržen opět s přihlédnutím k specifikaci použitého experimentálního materiálu s rozměry 10x50x1,6 (Obr. 27). Tato zkouška byla provedena opět na univerzální stroji Zwick Roell Z250 s maximální silou 250 kN dle normy ČSN EN ISO 7438.

Další metodou vyhodnocování mechanických vlastností byla zkouška mezních stavů materiálu dle ČSN EN ISO 12 004-2:2008. Tato zkouška probíhala na zařízení firmy COMTES FHT, a.s. na univerzálním servo-hydraulickém zkušebním stroji Inova. Zkušební vzorky byly navrženy dle přípravků a v souladu s normou pro tuto zkoušku.



Obr. 27. - Zkušební vzorek pro zkoušku třibodovým ohybem

9 Experimentální materiál

Pro experimentální program byly zvoleny čtyři oceli. Tři z nich spadají do skupiny ocelí využívajících se pro press hardening v průmyslu a spadají do tzv. skupiny PH ocelí. Jednalo se o oceli 22MnB5, Docol 1800 Bor (dále označeno jako DC 18), Docol 2000 Bor (dále označen jako DC 20).

Materiál 22MnB5 má obsah uhlíku 0,2% a je legován křemíkem amanganem a je u této oceli snížen obsah boru na 0,004% [35]. Další dva materiály jsou oceli DC 18 a DC 20, tyto dvě oceli jsou legované 0,35% chromu a je u nich oproti předchozí zvýšen obsah bóru na 0,0029% [16,17]. Obsah uhlíku u oceli 1800Bor je 0,3% a u oceli Docol 2000Bor 0,365%.

Čtvrtým materiálem byla vysokopevná ocel 42SiCr s obsahem uhlíku 0,43% legovaná křemíkem, manganem, chromem, molybdenem a niobem. Chemické složení zástupců ocelí pro press hardening bylo převzato od výrobce a u materiálu 42SiCr bylo stanoveno spektrální analýzou (Tab. 3).

Materiál	Chem. Složení [hm. %]										
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo	Nb	B
22MnB5	0,25	0,4	1,35	0,023	0,01	0,08	0,01	0,25	-	-	0,004
DC 18	0,3	<0,4	<1	<0,025	0,035	-	-	0,35	-	-	0,0029
DC 20	0,365	<0,4	<1	<0,025	0,035	-	-	0,35	-	-	0,0029
42SiCr	0,43	2,03	0,59	1,33	0,004	-	-	1,33	0,03	0,03	-

Tab. 3. – Chemické složení experimentálních materiálů

Všechny zkoumané oceli byly dodány ve formě válcovaného plechu o tl. 1,6 mm. Materiál DC20 byl dodán po válcování za tepla, kdy bylo provedeno pouze volné vychlazení na vzduchu. Ostatní materiály byly dodány ve stavu vyžíhaném.

9.1 Určení transformačních teplot

Při návrhu termomechanického zpracování experimentálních materiálů tak, aby bylo dosaženo požadované mikrostruktury, je důležité mít znalost o teplotách fázových přeměn jednotlivých zkoumaných materiálů a znát jejich transformační diagramy IRA (izotermický rozpad austenitu za konstantní teploty) a ARA (anizotermický rozpad austenitu za plynulého ochlazování), které jsou specifické pro konkrétní materiály.

9.1.1 Výpočet transformačních teplot pomocí softwaru JMatPro

Jako první byl proveden výpočet fázových přeměn pomocí softwaru JMatPro [37]. Výpočet byl proveden na základě chemického složení daných ocelí. Kromě chemického složení jsou voleny další parametry, výpočtu jako je velikost zrna nebo procenta jednotlivých zjišťovaných fází. [37]

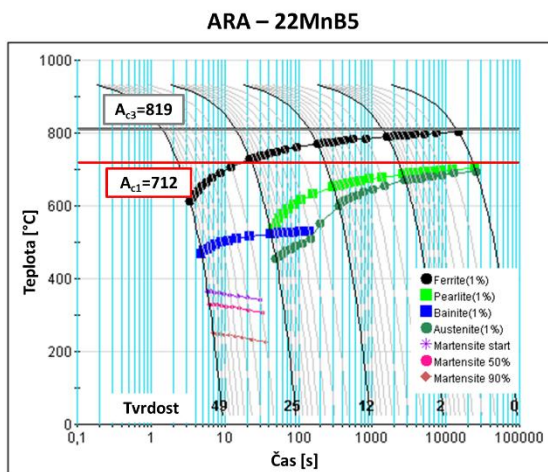
Pro výpočet byly zadány tyto vstupní parametry: chemické složení oceli, teplota austenitizace 950°C, velikost zrna dle normy ASTM 9 a také nejnižší procento detekované fáze 0,1%. Na základě všech zadaných parametrů byly vypočteny ARA (Tab. 5) a IRA diagramy pro všechny experimentální materiály.

Materiál	M_s [°C]	M_f [°C]	A_{c1} [°C]	A_{c3} [°C]
22MnB5	639,1	255,5	718,9	812,7
DC 18	364,6	250,6	728,5	803,8
DC 20	340,3	224,1	730,4	789,6
42SiCr	294	173,2	794,2	823

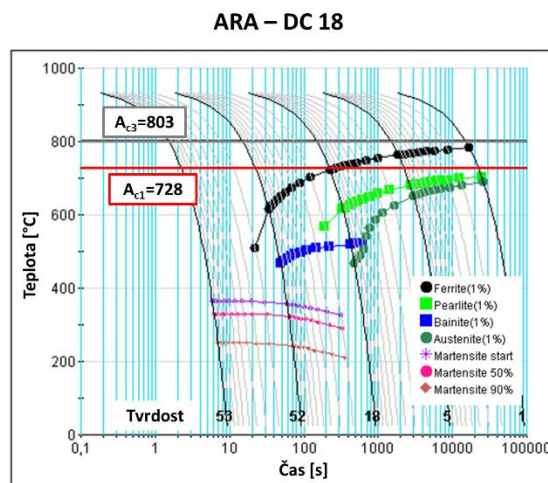
Tab. 4. - Hodnoty vypočtené pomocí softwaru JMatPro 9.

Jak je vidět z Tab. 5 pro materiál 22MnB5 byly vypočteny hodnoty martenzitické přeměny M_s a M_f od 639 do 255 °C a teplota A_{c1} dosahovala hodnoty 718 °C a A_{c3} 789 °C (Obr. 38). U dalších dvou materiálů DC 18 a DC 20 je vidět, že teploty M_s a M_f poklesly a

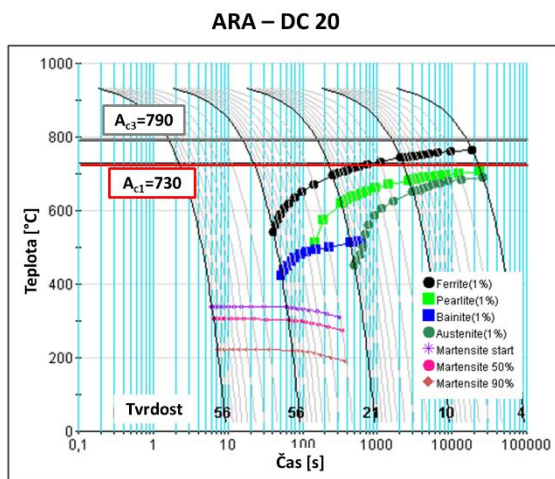
pohybovaly se od 340 °C do 250 °C. Teploty austenitizace A_{c1} a A_{c3} se pohybovaly od 728 °C do 803 °C (Obr. 29, 30). U posledního materiálu 42SiCr byly hodnoty M_s a M_f opět nižší od 294 °C do 173 °C, ale naopak teploty A_{c1} a A_{c3} se mírně zvýšily a to na hodnotu $A_{c1}=794$ °C a $A_{c3}=823$ °C (Obr. 31).



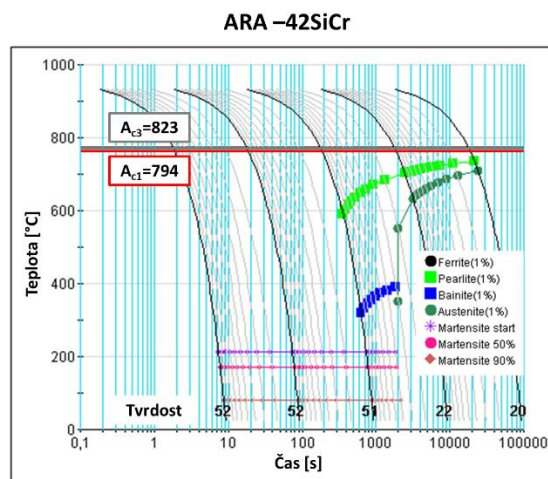
Obr. 38. - ARA diagram oceli 22MnB5



Obr. 29. - ARA diagram oceli DC 18



Obr. 30. - ARA diagram oceli DC 20



Obr. 31. - ARA diagram oceli 42SiCr

9.1.2 Výpočet transformačních teplot dle Andrewse

Další metodou k určení teplot fázových přeměn bylo použití fenomenologických rovnic 5, 6, 7 pro transformační teploty M_s , A_{c1} a A_{c3} dle Andrewse [38] (Tab. 6). U materiálu 22MnB5 byla vypočtena teplota A_{c1} 739 °C a teplota A_{c3} 899. V případě dalších dvou materiálů DC 18, DC 20 byly teploty téměř stejné teplota A_{c1} =718 °C a pro ocel DC 18 A_{c3} byla teplota vyšší 816 °C a pro DC 20 klesla na 805 °C. U materiálu 42SiCr došlo k nárůstu teplot a teplota A_{c1} vzrostla na 798 °C a A_{c3} až na nejvyšší teplotu 958 °C. Teploty M_s je u ocelí 22MnB5 a DC 18 se příliš nelišily, pro 22MnB dosahovala hodnoty 395 °C a pro ocel DC 18 3 mírně poklesla a 377 °C. U další oceli DC 20 opět mírně poklesla na 350 °C a teplota dále klesla i u oceli 42SiCr a to na 322 °C.

$$M_s = 539 - 423 * C - 30,4 * Mn - 17,7 * Ni - 12,1 * Cr - 7,5 * Mo \quad (5)$$

$$A_{c3} = 910 - 203 * C^{\frac{1}{2}} + 44,7 * Si - 15,2 * Ni + 31,5 * Mo + 104,1 * V + 13,1 * W \quad (6)$$

$$A_{c1} = 723 - 10,7 * Mn - 16,9 * Ni + 29,1 * Si + 16,9 * Cr + 290 * As + 6,38 * W \quad [38] \quad (7)$$

9.1.3 Porovnání obou metod výpočtu transformačních teplot

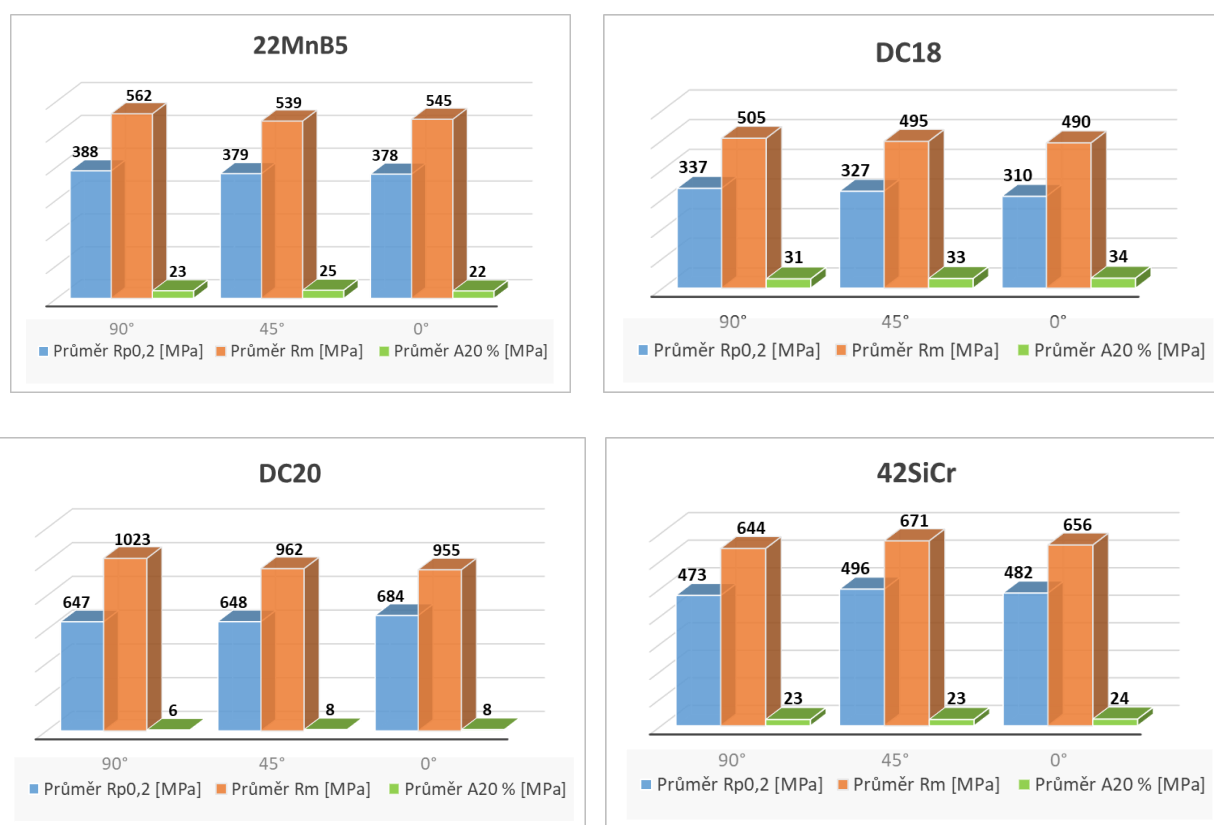
Porovnáním výsledků z výpočtů pomocí softwaru JMatPro a výpočtem pomocí rovnic dle Andrewse bylo zjištěno, že teploty získané z obou metod se od sebe výrazně neliší (Tab. 5). K největšímu rozdílu došlo u teplot A_{c3} u oceli 22MnB5, kde se tato hodnota liší zhruba o 81°C. To může být dáno tím, že ve výpočtu dle Andrewse, není přímo do výpočtu zahrnuto legování borem.

	Transformační teploty [°C]							
	JMatPro				Andrews			
Materiál	M_s	M_f	A_{c1}	A_{c3}	M_s	M_f	A_{c1}	A_{c3}
22MnB5	639,1	255,5	718,9	812,7	395,2	-	739,2	899,8
DC 18	364,6	250,6	728,5	803,8	377,5	-	718,2	816,7
DC 20	340,3	224,1	730,4	789,6	350,0	-	718,2	805,2
42SiCr	294,0	173,2	794,2	823,0	322,9	-	798,2	958,0
	Při 950°C a ASTM 9 ($M_{90\%}=M_f$)							

Tab. 5. – transformační teploty

9.2 Vyhodnocení tahových zkoušek a mikrostruktury

Mechanické vlastnosti výchozího materiálu byly stanoveny tahovou zkouškou a to na vzorcích odebraných ze tří směrů. Odběr proběhl ve směru válcování označeném 0° , pod úhlem 45° a ve směru kolmém na směr válcování označeném 90° . Měření probíhalo na třech vzorcích z každého směru, ze kterých byla spočtena průměrná hodnota a stanovena směrodatná odchylka. Následně byl pozorován vliv směru válcování na výsledky mechanických vlastností výchozích stavů všech materiálů (Obr. 32).



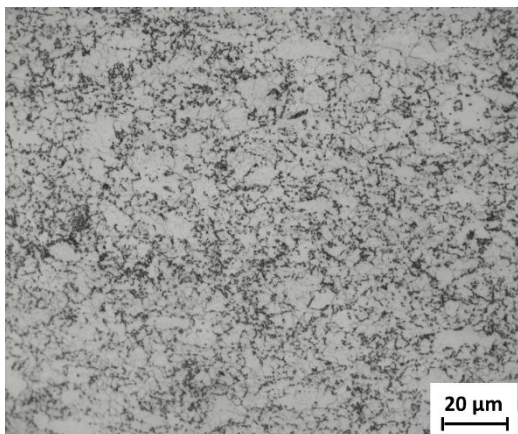
Obr. 32. – Grafy s výsledky mechanických vlastností v závislosti na směru válcování pro jednotlivé materiály

Prvním experimentálním materiálem byla ocel 22MnB5, která byla dodána ve stavu žíhaném na měkko. Mikrostruktura této oceli je opět feriticko-perlitická s poměrně rovnoměrně rozptýleným globulárním perlitem (Obr. 33). Mez pevnosti dosahovala $R_m = 549 \pm 10$ MPa, tažnost $A_{20} = 23 \pm 2$ % a tvrdosti 169 ± 2 HV10.

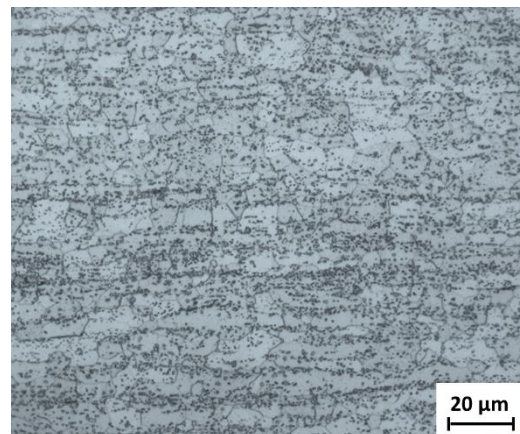
Výchozí struktura druhého materiálu DC18 byla feriticko-perlitickou s jemně rozptýleným globulárním cementitem. (Obr. 34). Pro materiál DC18 byla hodnota meze pevnosti v tahu $R_m = 497 \pm 7$ MPa, tažnost $A_{20} = 32 \pm 2$ % a tvrdost 145 ± 1 HV10 (Tab. 4).

Třetím experimentální materiál DC20 měl také ve výchozím stavu strukturu feriticko-perlitickou, ale jelikož tento materiál nebyl vyžhán na měkko, perlit je zde vyloučen ve větších ostrůvcích a má spíše lamelární morfologii (Obr. 35). Mez pevnosti u tohoto materiálu dosahovala hodnot $R_m = 982 \pm 30$ MPa, tažnost $A_{20} = 7 \pm 1$ % a tvrdosti 290 ± 4 HV10.

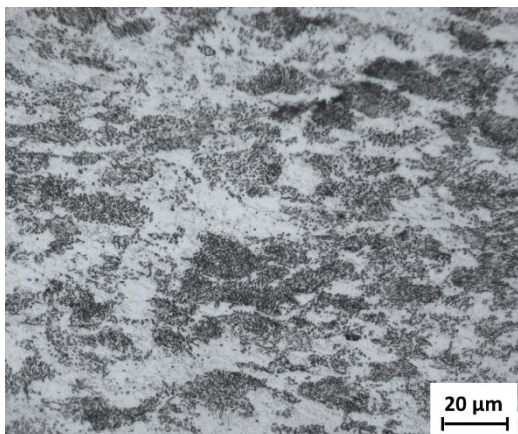
Poslední materiál byl zástupce klasických vysokopevných ocelí, ocel 42SiCr, která byla opět vyžhána na měkko, čemuž odpovídala její feriticko-perlitická struktura s globulárním cementitem, který je velmi jemně rozptýlen ve feritické matici (Obr. 36). Mez pevnosti dosahuje hodnot $R_m = 653 \pm 14$ MPa, tažnost $A_{20} = 24 \pm 2$ % a tvrdosti 191 ± 4 HV10.



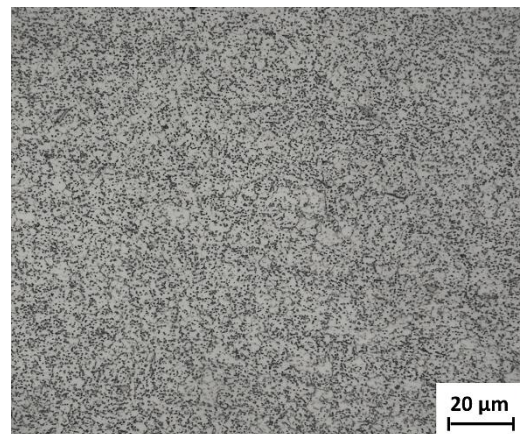
Obr. 33. - Výchozí stav materiálu 22MnB5



Obr. 34. - Výchozí stav materiálu DC18



Obr. 35. - Výchozí stav materiálu DC20



Obr. 36. - Výchozí stav materiálu 42SiCr

Materiál	Průměr $R_{p0.2}$ [MPa]	Průměr R_m [MPa]	Průměr A_{20} [%]	Tvrdość HV10
22MnB5	$382 \pm 4,9$	$549 \pm 9,6$	$23 \pm 1,7$	$169 \pm 2,0$
DC 18	$324 \pm 11,2$	$497 \pm 6,7$	$32 \pm 1,6$	$145 \pm 1,4$
DC 20	$660 \pm 54,1$	$982 \pm 30,6$	$7 \pm 1,1$	$290 \pm 3,9$
42SiCr	$469 \pm 19,8$	$653 \pm 14,8$	$24 \pm 1,3$	$191 \pm 3,5$

Tab. 6. - Výchozí hodnoty mechanických vlastností výchozích stavů

Z výsledků je patrné, že hodnoty meze pevnosti R_m se v závislosti na směru odebrání materiálu ne příliš neliší. Proto byl materiál na experimentální vzorky, které budou dále termomechanicky zpracovávány, dále odebírán jen ve směru válcování, tedy 0°C.

9.3 Vyhodnocení zkoušky ohybem výchozích stavů ve třech směrech

Zkouška ohybem byla provedena vždy na třech vzorcích od každého směru válcování 0°, 45°, 90° a to na všech experimentálních materiálech. K lomu zkušebních těles však došlo ve výchozím stavu pouze u materiálu DC 20, kde tedy bylo nutné vyhodnotit ohybový úhel a maximální sílu do porušení zkušebního vzorku. U ostatních experimentálních materiálů byla zkouška ukončena po dosažení maximální hodnoty polohy razníku 10 mm. Nedošlo zde k porušení žádného ze vzorků a proto nebyly hodnoceny a hodnoty nebyly vyneseny do grafů. Ohybový úhel se pohyboval u všech vzorků okolo hodnoty 51°. Stanovení úhlu ohybu bylo provedeno dle normy ČSN EN ISO 7438:2016 [36], byl zvolen vztah (2, 3, 4), pro výpočet úhlu ohybu (Obr. 37).

$$\sin \frac{\alpha}{2} = \frac{p \cdot c + W \cdot (f - c)}{p^2 + (f - c)^2} \quad [36] \quad (2)$$

Kde je

$$W = \sqrt{p^2 + (f - c)^2 - c^2} \quad [36] \quad (3)$$

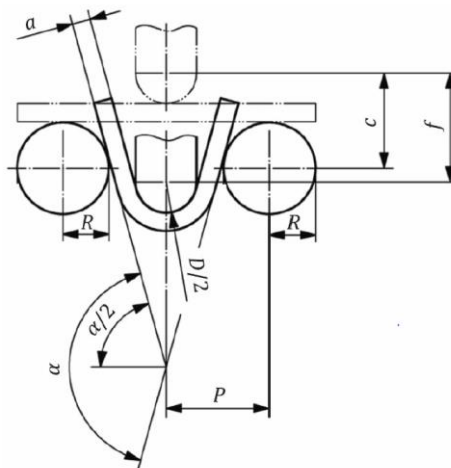
$$c = R + a + \frac{D}{2} \quad [36] \quad (4)$$

Kde platí:

$$R=1$$

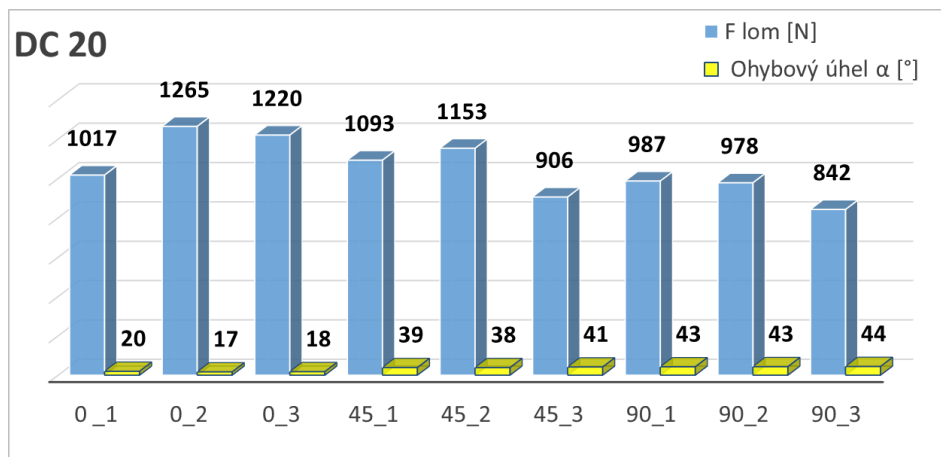
$$a=1,5$$

$$\frac{D}{2} = 1$$



Obr. 37. - Hodnoty k výpočtu úhlu ohybu, α [36] dle ČSN EN ISO 7438:2016

Na základě předchozích vztahů byl vypočten ohybový úhel a změřena maximální síla do vzniku trhliny pro všechny tři směry válcování (Obr. 38). Jak je vidět, tak ve směru označeném 0° se maximální síla pohybovala od 1017 do 1265 N a ohybový úhel od 17 do 20° . V dalších dvou směrech pak došlo k mírnému poklesu maximální síly, která se pohybovala v případě orientace vzorku 45° na směr válcování od 906 do 1153 N a v případě vzorků odebraného z kolmého směru 90° ještě mírně poklesla, a pohybovala se od 842 do 987 N. Tomu odpovídá i tvrzení, že se snižující se maximální silou do lomu roste velikost ohybového úhlu. V případě vzorků odebraných ve směru 45° narostla velikost ohybového úhlu až na hodnoty 38 až 41° a v případě umístění vzorku kolmo na směr válcování označeném 90° vzrostla velikost ohybového úhlu až na 44° .



Obr. 38. – Graf hodnot maximální ohybové síly a velikosti ohybového úhlu α

10 Návrh režimů termomechanického zpracování

První část experimentu byla zaměřena na materiálově-technologické modelování tepelného a termomechanického zpracování zástupců vysokopevných ocelí. Režimy byly navrhovány na základě dat naměřených přímo při reálném zpracování plechů pomocí technologie press hardeningu a také na základě znalosti transformačních teplot experimentálních materiálů.

Materiálově-technologické modelování umožňuje optimalizovat parametry zpracování a to na menších objemech zpracovávaných materiálů. Tím lze zjednodušit a urychlit proces optimalizace všech parametrů a aplikovat tyto poznatky zpět do reálného procesu.

10.1 Návrh vhodných parametrů zpracování pro simulaci technologie press hardening

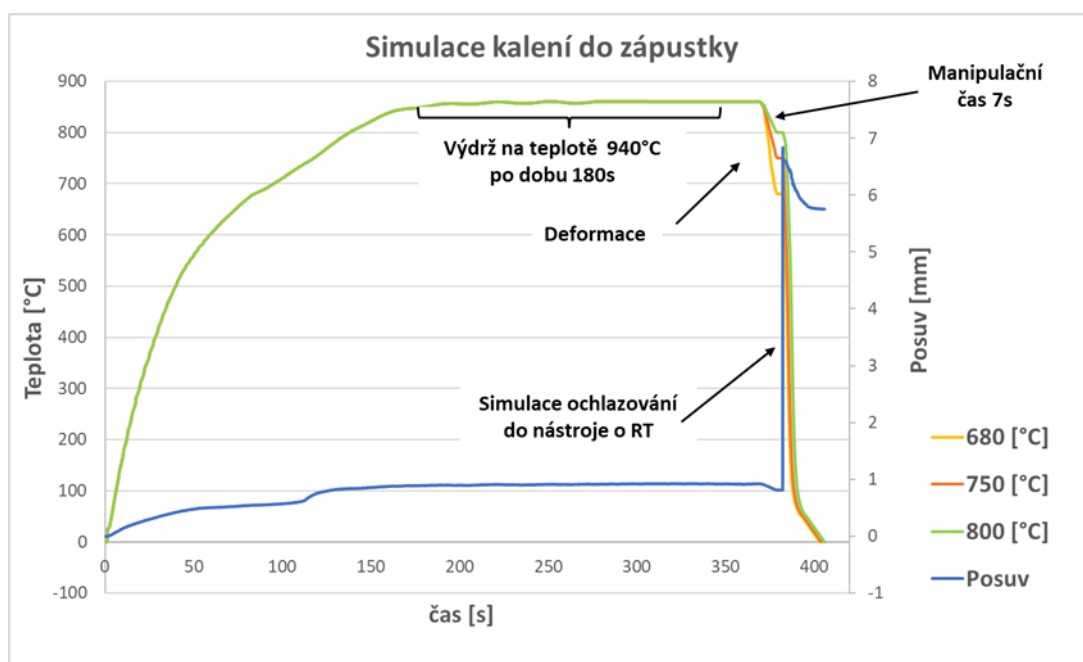
Technologie press hardeningu má několik důležitých parametrů, které ovlivňují celý proces. Jedná se nejenom o dosažení martenzitické struktury, která je typická po tomto postupu zpracování, ale i zlepšení mechanických vlastností jako mez pevnosti, tvrdost ale i tažnost. Mezi nejdůležitější parametry patří vhodná teplota austenitizace, čas pro transport polotovaru z pece do nástroje, teplota založení plechového polotovaru do nástroje, velikost vložené deformace a rychlost ochlazování.

Prvním krokem při návrhu termo-mechanického zpracování bylo zvolení vhodné teploty austenitizace tak, aby došlo k ohřátí materiálu do oblasti plného austenitu. Tato teplota musela být navržena dostatečně vysoká, aby došlo k úplné transformaci feritu a perlitu na austenit. Na druhou stranu nesmí být příliš vysoká, aby nedošlo ke zhrubnutí austenitického zrna. Teplota ohřevu byla navržena na základě stanovených transformačních teplot A_{c1} a A_{c3} (viz. kapitola 8.1). Byly navrženy celkem dvě teploty austenitizace 860 °C a 950 °C.

Transportní čas mezi pecí a nástrojem byl stanoven na 7 s. Dále byly zvoleny tři různé teploty deformace, tedy teploty, při kterých dochází k tváření materiálu v nástroji. Jednalo se o teploty 680, 750 a 800 °C. Při dosažení těchto teplot byla vložena tahová deformace $\epsilon = 0,15$ s rychlostí deformace 5 s^{-1} (Obr. 39), (Tab. 7.).

Materiál	Teplota výdrže [°C]	Čas výdrže [s]	Teplota tváření [°C]	Rychlost tváření [s^{-1}]	Deformace	Kontrola
22MnB5, DC 18, DC 20, 42SiCr	860	180	680	5	0,15	Pozice
	860	180	750	5	0,15	Pozice
	860	180	800	5	0,15	Pozice
	940	180	680	5	0,15	Pozice
	940	180	750	5	0,15	Pozice
	940	180	800	5	0,15	Pozice

Tab. 7. – Návrh režimů zpracování – simulace kalení do nástroje



Obr. 39. – Průběh režimů – simulace zpracování do zápustky

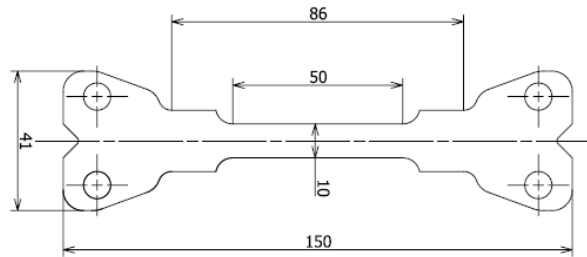
10.1.1 Využití termomechanického simulátoru pro odzkoušení navržených režimů zpracování

Jelikož byl navržený soubor režimů poměrně obsáhlý a reálný proces zpracování pomocí press hardeningu je náročný jako přístrojově, tak z hlediska velikosti testovaných polotovarů, bylo přistoupeno k využití termomechanického simulátoru.

Ten umožňuje realizovat velmi rychlé změny parametrů a přesně nastavit podmínky z reálného procesu při využití menších objemů materiálu [39-41]. Ohřev materiálu je prováděn vysokofrekvenčním odporovým způsobem. Teplo je vytvářeno vířivými proudy přímo uvnitř ohřívaného polotovaru [31]. Rychlost ohřevu je dána použitými parametry zdroje a odporem daného materiálu. Maximální rychlost deformačního členu je $3\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$. Maximální proud protékající vzorkem dosahuje 1kA. Veličiny, které lze při ohřevu regulovat jsou proud a frekvence. Zpětná vazba a záznam řízení teploty je zajištěn pomocí termočlánu, který je připevněn na testovaný vzorek. Maximální výkon systému 3 kW umožňuje řízený ohřev vzorků s maximální rychlostí dosahující přes $200^\circ\text{C}/\text{s}$ a rychlostí ochlazování okolo $100^\circ\text{C}/\text{s}$

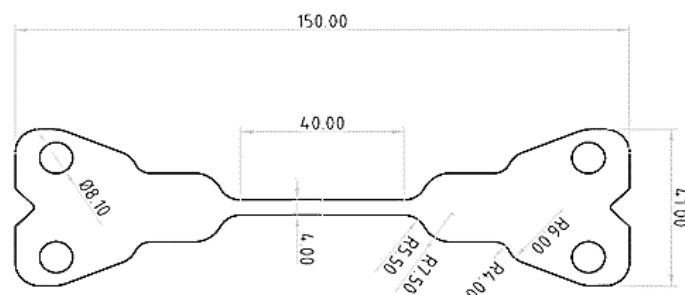
a to v závislosti na zkoušeném typu materiálu. Přesnost měření teploty je limitována druhem použitého termočlánu. [39- 41]

Jako zkušební polotovar byl použit plechový vzorek s aktivní částí o délce 50 mm, šířce 10 mm a tloušťce 1,6 mm (Obr. 40). Ten byl upnut do čelistí stroje pomocí lícovaných šroubů. Do středu vzorku byl přivařen termočlánek typu K pro snímání teplotního průběhu během celého režimu zpracování.



Obr. 40. – Geometrie vzorku pro termomechanické zpracování

Po odzkoušení všech režimů bylo přistoupeno k metalografickému hodnocení, měření tvrdosti a ke zkoušce tahem. Aktivní část zpracovaných vzorků byla před vlastní zkouškou tahem zúžena (Obr. 41).



Obr. 41. - Zúžený vzorek pro zkoušku tahem

10.2 Vyhodnocení výsledků po simulaci kalení do zápustky

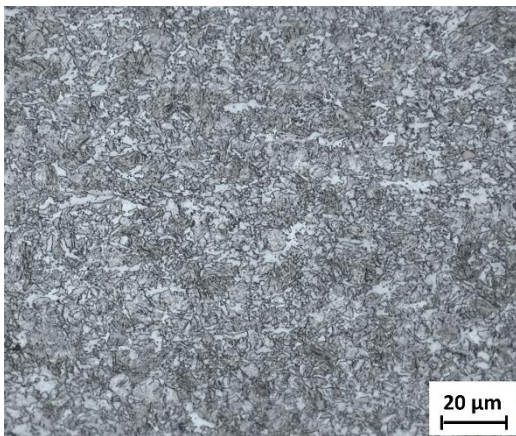
10.2.1 Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu 22MnB5

Při ohřevu na teplotu austenitizace 860°C a následné deformaci při teplotách 680°C, 750°C a 800°C bylo ve všech třech případech dosaženo mikrostruktury tvořené martenzitem a bainitem s malým podílem feritu.

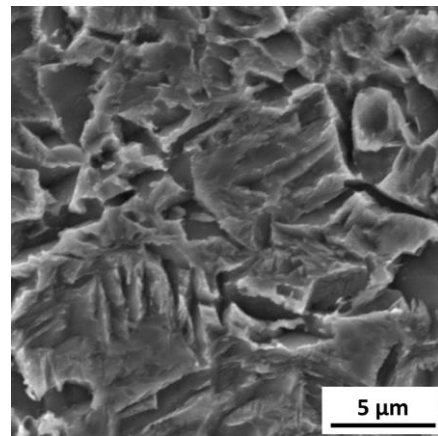
Mikrostruktura, která byla dosažena při deformaci na teplotě 680°C, byla tvořena martenzitem, bainitem a feritem (Obr. 42, 43). Tomu odpovídá tvrdost 375 ± 3 HV10. Mez pevnosti při zpracování na této teplotě byla vlivem většího podílu feritu poměrně nízká a dosahovala hodnoty $R_m = 1054$ MPa, snížila se i hodnota meze kluzu $R_{p0,2} = 570$ MPa naopak hodnota tažnosti vzrostla na $A_{20} = 9\%$ (Obr. 50).

U režimu s teplotou deformace 750°C bylo pozorováno snižování velikosti zrn a podílu feritu, který byl uložen v martenziticko-bainitické matici (Obr. 44). Oproti předchozímu zpracování se zvýšila vlivem úbytku feritu tvrdost, která byla 422 ± 3 HV10. Došlo k navýšení i dalších mechanických vlastností. Mez pevnosti R_m byla 1317 MPa, meze kluzu $R_{p0,2} = 679$ MPa. U tažnosti došlo k malému poklesu na $A_{20} = 5\%$ (Obr. 50).

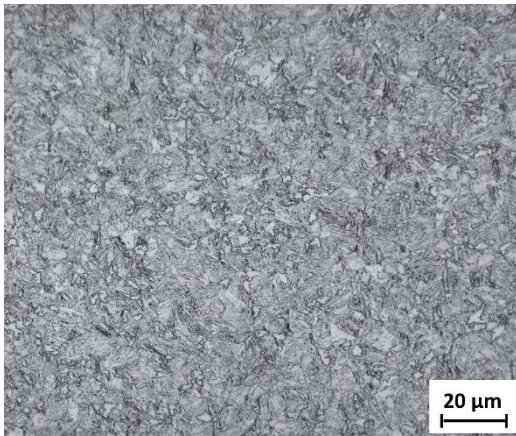
Zvýšení teploty deformace na 800°C mělo za následek další úbytek feritických útvarů v martenziticko-bainitické matici (Obr. 45), čemuž odpovídala i nejvyšší hodnota tvrdosti 475 ± 4 HV10. Hodnota meze pevnosti vzrostla na hodnotu $R_m = 1426$ MPa, meze kluzu $R_{p0,2} = 907$ MPa a tažnost $A_{20} = 5\%$ (Obr. 50).



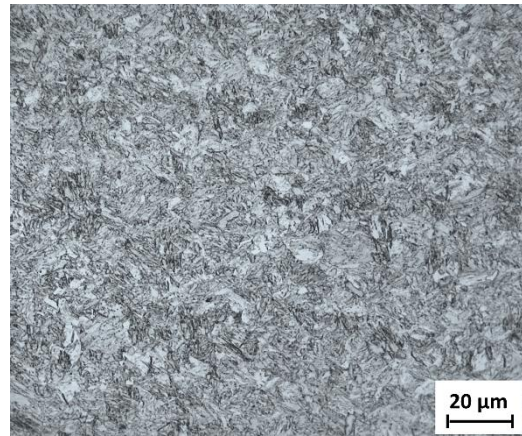
Obr. 42. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 680 °C, SM



Obr. 43. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 680 °C, SEM



Obr. 44. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 750 °C, SM



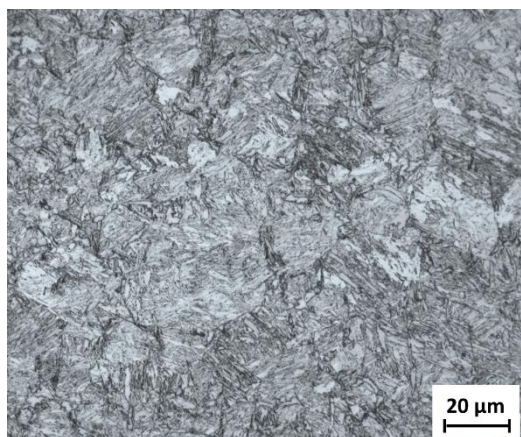
Obr. 45 - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 800 °C, SM

U dalších tří režimů došlo ke zvýšení teploty ohřevu na austenitizační teplotu 940°C, ale teploty pro tváření v nástroji zůstaly stejné.

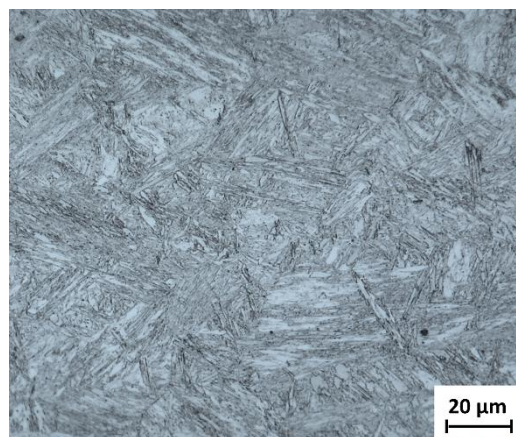
U režimu, kdy k deformaci a začátku kalení v nástroji dochází při teplotě 680°C, byla mikrostruktura tvořena převážně martenzitem (Obr. 46). Tvrdost byla naměřena na 474 ± 2 HV10. Mechanické vlastnosti se příliš nezměnily. Mez pevnosti dosahovala hodnot $R_m = 1313$ MPa, meze kluzu $R_{p0,2} = 888$ MPa a došlo k poklesu tažnosti na $A_{20} = 3\%$ (Obr. 51).

Při další teplotě deformace 750°C byla mikrostruktura opět tvořena martenzitickou strukturou (Obr. 47). Došlo také k navýšení hodnoty tvrdosti na 495 ± 2 HV10. Mez pevnosti se příliš nezměnila a dosahovala hodnoty $R_m = 1306$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 901$ MPa a tažnost $A_{20} = 4\%$ (Obr. 51).

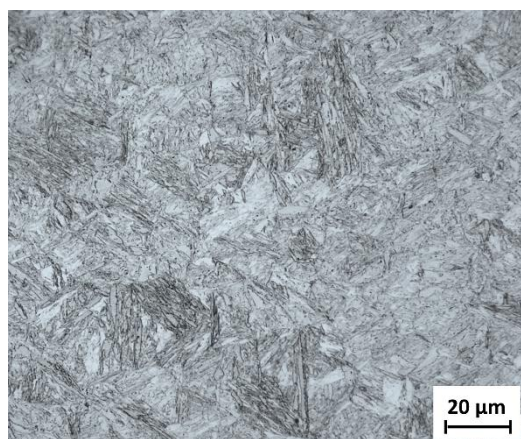
V případě zvýšení teploty na 800°C byla struktura plně martenzitická (Obr. 48, 49), čemuž odpovídá tvrdost 461 ± 4 HV10. Vzrostla i hodnota meze pevnosti na $R_m = 1321$ MPa, mez kluzu mírně klesla na $R_{p0,2} = 895$ MPa a tažnost se příliš nezměnila, $A_{20} = 6\%$ (Obr. 51).



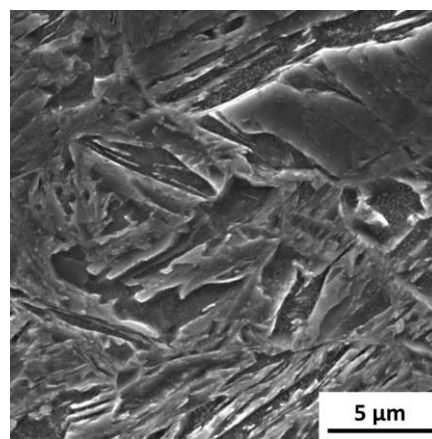
Obr. 46. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 680°C, SM



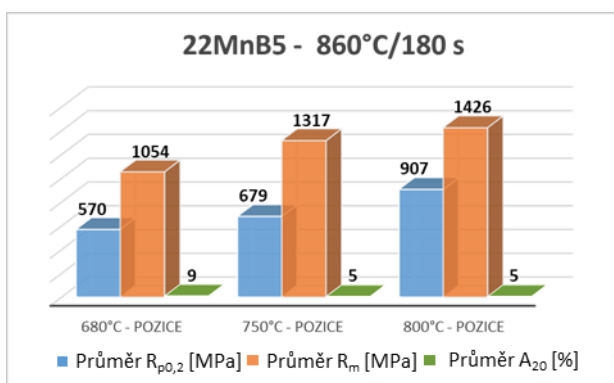
Obr. 47. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 750°C, SM



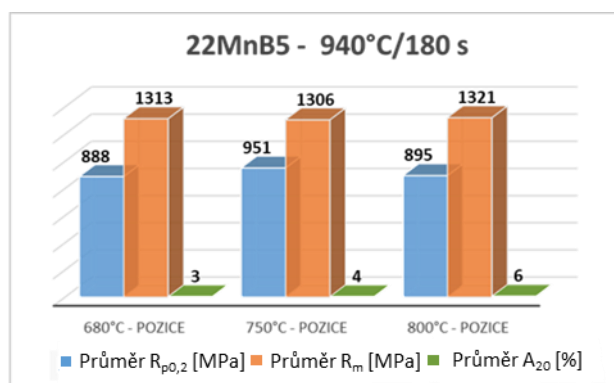
Obr. 48. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 800°C, SM



Obr. 49. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 800°C, SEM



Obr. 50. – Mechanické vlastnosti pro teplotu 860 °C



Obr. 50. – Mechanické vlastnosti pro teplotu 940 °C

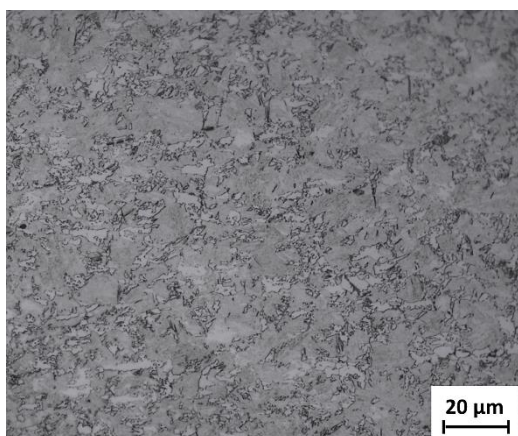
10.2.2 Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu DC18

Při ohřevu na teplotu austenitizace 860°C a následné deformaci při teplotách 680°C, 750°C a 800°C bylo ve všech třech případech dosaženo mikrostruktury tvořené feritem, martenzitem a bainitem.

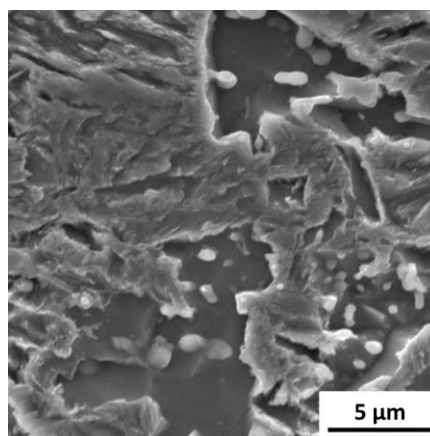
U vzorku, který byl deformován při teplotě 680°C, byla na světelném mikroskopu pozorována mikrostruktura tvořena feritem, martenzitem, bainitem. (Obr. 52, 53). Tomu odpovídá tvrdost 420 ± 3 HV10. Po provedení tahové zkoušky za RT byla zjištěna mez pevnosti $R_m=1187$, mez kluzu $R_{p0,2} = 621$ MPa a tažnosti $A_{20} = 5\%$ (Obr. 60).

V případě zvýšení teploty deformace na 750°C bylo pozorováno snižování podílu feritu i velikosti jeho zrn. Struktura byla směsná martenziticko-bainitická s podílem feritu (Obr. 54). Oproti předchozímu zpracování se zvýšila vlivem úbytku feritu tvrdost, která byla $487 \pm 2,8$ HV10. Také došlo k nárůstu mechanických vlastností, meze pevnosti na $R_m = 1355$ MPa, mez kluzu na $R_{p0,2} = 907$ MPa na úkor toho ale došlo ke snížení hodnoty tažnosti na $A_{20} = 1\%$ (Obr. 60).

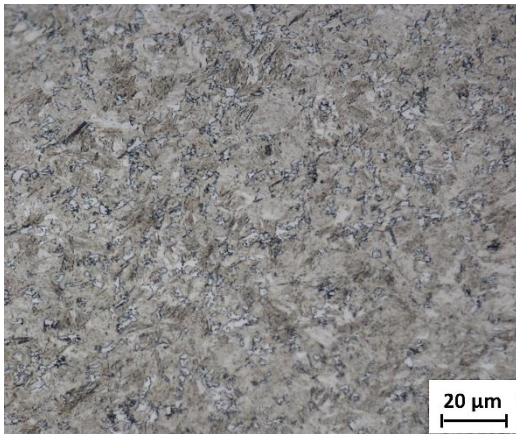
Zvýšení teploty začátku kalení v nástroji až na 800°C mělo za následek další úbytek feritických útvarů a vznik směsné martenziticko-bainitické struktury (Obr. 55), čemuž odpovídala i nejvyšší hodnota tvrdosti 569 ± 4 HV10. Vlivem zvýšení teploty a změny struktury, kde se již objevoval ferit pouze v malém množství, došlo opět k nárůstu mechanických vlastností, $R_m = 1564$ MPa, mez kluzu na $R_{p0,2} = 1067$ MPa s tažností $A_{20} = 1\%$ (Obr. 60).



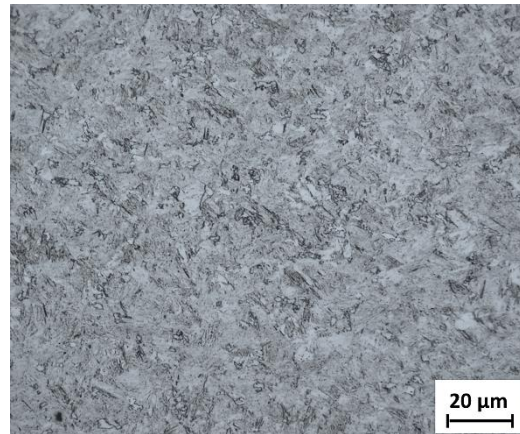
Obr. 52. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 680 °C, SM



Obr. 53. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 680 °C, SEM



Obr. 54. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 750 °C, SM



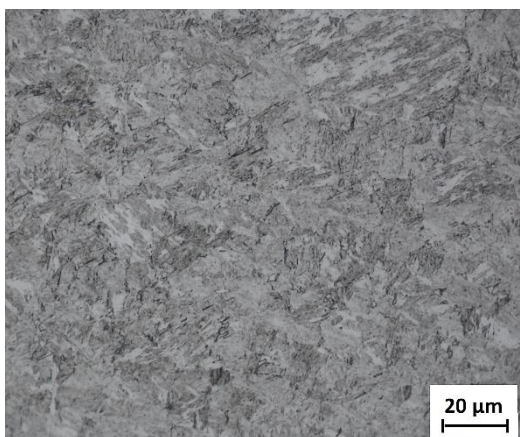
Obr. 55 - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860°C – kalení do nástroje 800 °C, SM

U dalších tří režimů došlo ke zvýšení teploty ohřevu na 940°C, teploty pro tváření v nástroji zůstaly zachovány.

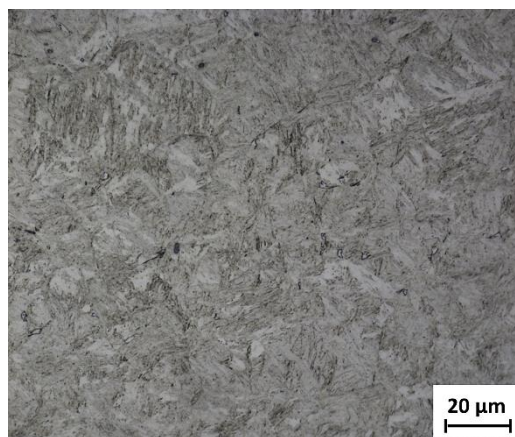
Zvýšení teploty ohřevu vedlo téměř k odstranění volného feritu ze struktury. Už u režimu s teplotou deformace 680°C byla mikrostruktura tvořena převážně martenzitem, a také malým podílem bainitu. Ve struktuře byl zjištěn nepatrný podíl feritu, jehož podíl je výrazně nižší ve srovnání s nižší teplotou ohřevu 860°C (Obr. 56). Tvrdost byla stanovena na 556 ± 2 HV10. Vlivem zvýšení teploty austenitizace se výrazně zvýšily hodnoty mechanických vlastností, z tahové zkoušky byla zjištěna hodnota meze pevnosti $R_m = 1766$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1181$ MPa a tažnost $A_{20} = 4\%$ (Obr. 61).

Při další teplotě tváření 750°C došlo ke snížení velikosti martenzitických útvarů na 20 μm a mikrostruktura byla tvořena převážně martenzitem, ve struktuře se již neobjevují ani malé ostrůvky feritu (Obr. 57). Došlo také k navýšení hodnoty tvrdosti na 586 ± 2 HV10. Při zvýšení teploty kalení se hodnota meze pevnosti téměř nezměnila $R_m = 1775$ MPa, došlo k mírnému nárůstu meze kluzu na $R_{p0,2} = 1230$ MPa a tažnost zůstala na hodnotě $A_{20} = 4\%$ (Obr. 61).

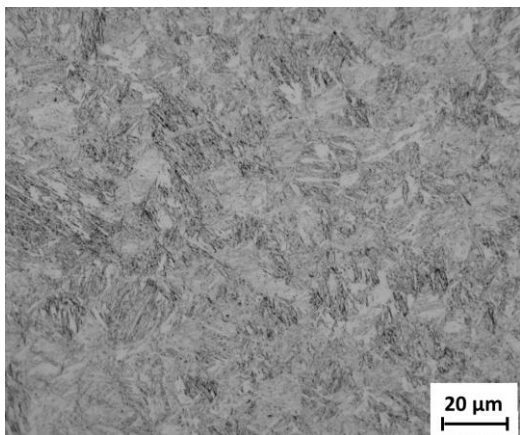
V případě zvýšení teploty tváření na 800°C byla struktura již plně martenzitická (Obr. 58, 59), čemuž odpovídá tvrdost 584 ± 4 HV10 i nárůst hodnot meze pevnosti $R_m = 1802$ MPa a meze kluzu na $R_{p0,2} = 1254$ MPa. Na úkor toho však klesla hodnota tažnosti na $A_{20} = 2\%$ (Obr. 61).



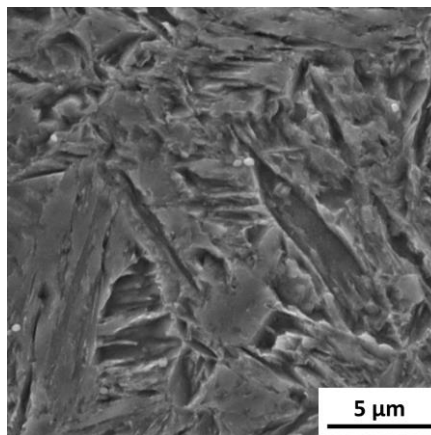
Obr. 56. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 680 °C, SM



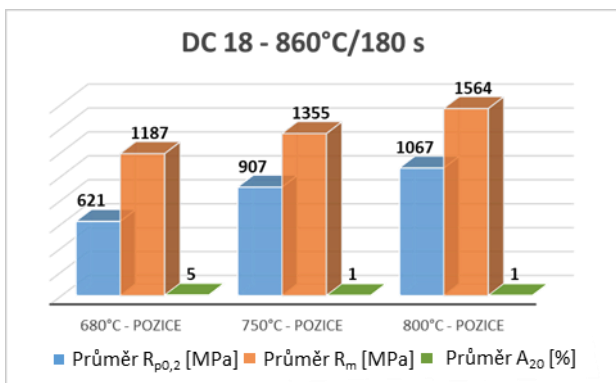
Obr. 57. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940°C – kalení do nástroje 750 °C, SM



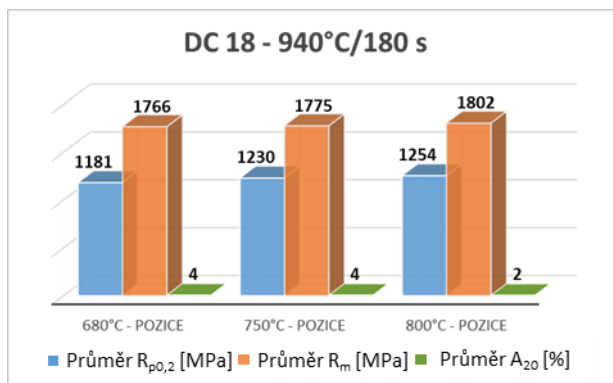
Obr. 58. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 800 °C, SM



Obr. 59. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 800 °C, SEM



Obr. 60. – DC18_ austenitizační teplota 860°C



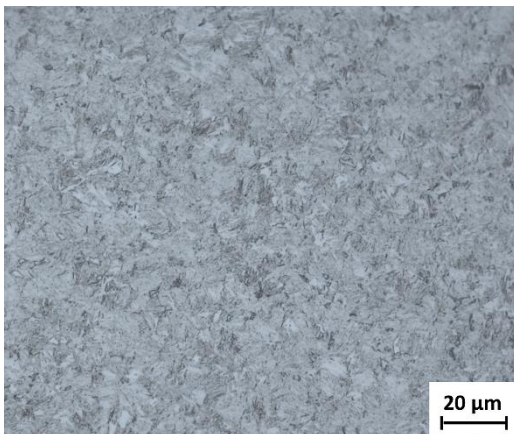
Obr. 61. – DC18_ austenitizační teplota 940°C

10.2.3 Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu DC20

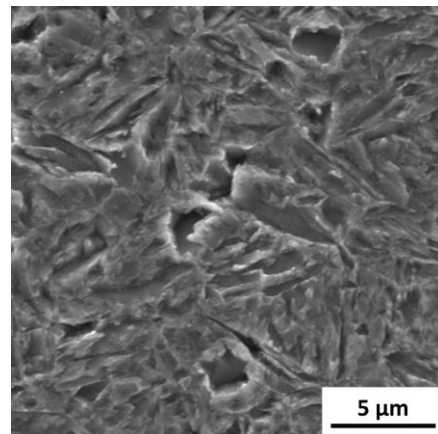
U materiálu DC20 byla v případě nižší teploty ohřevu 860°C a teplotě deformace 680°C na světelném mikroskopu pozorována mikrostruktura tvořena martenzitem, bainitem a malým podílem feritu (Obr. 62, 63). Tomu odpovídá naměřená hodnota tvrdosti 600 ± 2 HV10. Už při kombinaci těchto parametrů byly dosaženy vysoké hodnoty mechanických vlastností. Mez mez pevnosti R_m byla 1909 MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1175$ MPa a tažnost $A_{20} = 3\%$ (Obr. 70).

Při zvýšení teploty deformace na 750°C byla získána struktura již převážně martenzitická, s malým podílem bainitu a občasným výskytem velmi malých zrn feritu (Obr. 64). Oproti předchozímu zpracování se hodnota tvrdosti mírně navýšila na 632 ± 4 HV10. Při zpracování při této teplotě nedošlo k výraznějšímu navýšení hodnot mechanických vlastností, mez pevnosti dosáhla hodnoty $R_m = 1921$ MPa, hodnota meze kluzu $R_{p0,2} = 1239$ MPa a příliš se nezměnila ani tažnost $A_{20} = 3\%$ (Obr. 70).

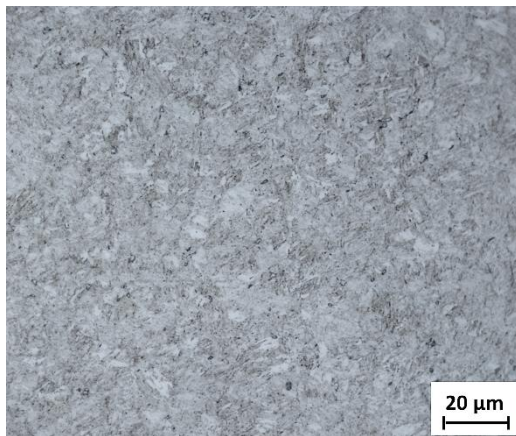
Při zvýšení teploty deformace na 800°C měla výsledná mikrostruktura pouze martenziticko-bainitický charakter (Obr. 65). Zvýšení teploty deformace a tedy zvýšení teploty kalení nevedlo ani k výrazným změnám v naměřených hodnotách tvrdosti $628 \pm 2,7$ HV10. Mez pevnosti byla $R_m = 1943$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1291$ MPa a tažnost $A_{20} = 3\%$ (Obr. 70).



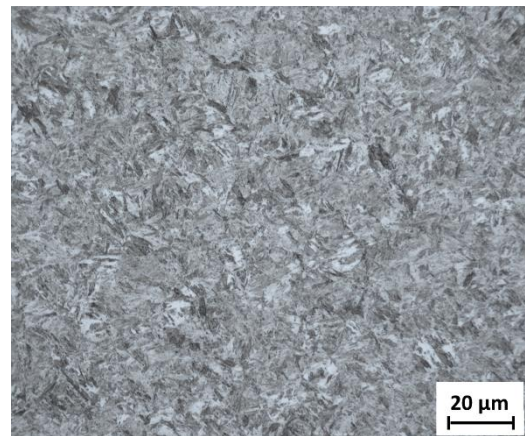
Obr. 62. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 680 °C, SM



Obr. 63. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 680 °C, SEM



Obr. 64. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 750 °C, SM

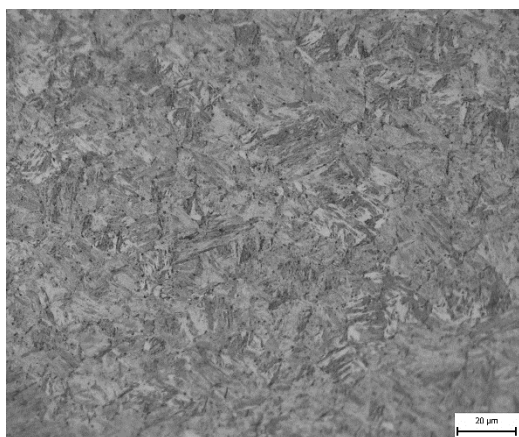


Obr. 65. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 800 °C, SM

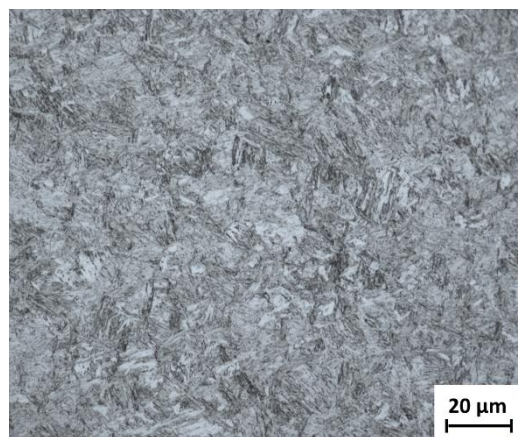
Zvýšení teploty austenitizace na 940 °C a dodržení stejných teplot, při kterých je materiál deformován a kalen do zápusky vedlo k tvorbě martenzitické struktury (Obr. 66). Při teplotě deformace 680°C byla naměřena hodnota tvrdosti 636 ± 4 HV10. Tomu odpovídaly i zjištěné hodnoty mechanických vlastností, kdy mez pevnosti dosahovala hodnot $R_m = 1904$ MPa, meze kluzu $R_{p0,2} = 1234$ MPa a tažnost $A_{20} = 5\%$ (Obr. 71).

Při další teplotě deformace 750°C byl pozorována opět martenzitická struktura, došlo zde ale ke zjemnění martenzitických jehlic (Obr. 67). Hodnota tvrdosti se příliš nelišila od předchozích a její hodnota byla 617 ± 2 HV10. Hodnoty mechanických vlastností také dosahovaly podobných hodnot, mez pevnosti $R_m = 1927$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1262$ MPa a tažnost $A_{20} = 4\%$ (Obr. 71).

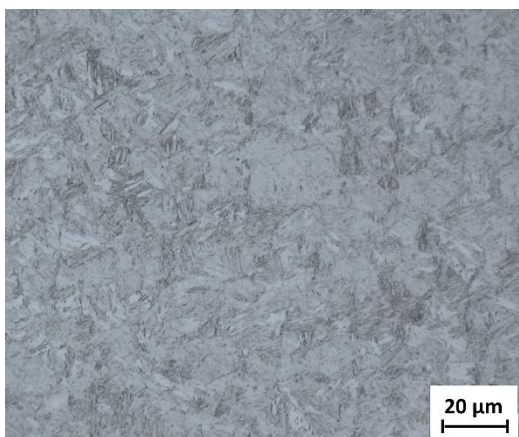
V případě zvýšení teploty pro kalení v nástroji na 800°C byla struktura martenzitická s malým podílem bainitu (Obr. 68, 69), čemuž odpovídá tvrdost 605 ± 2 HV10. Mez pevnosti u tohoto režimu R_m byla 1934 MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1284$ MPa a tažnost $A_{20} = 4\%$ (Obr. 71).



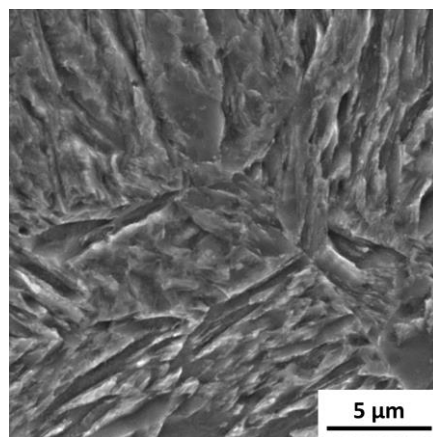
Obr. 66. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 680 °C, SM



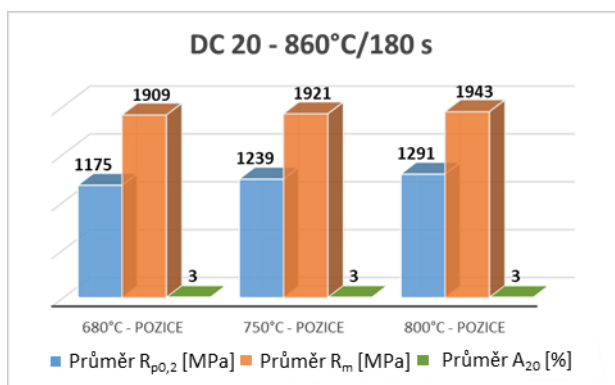
Obr. 67. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 750 °C, SM



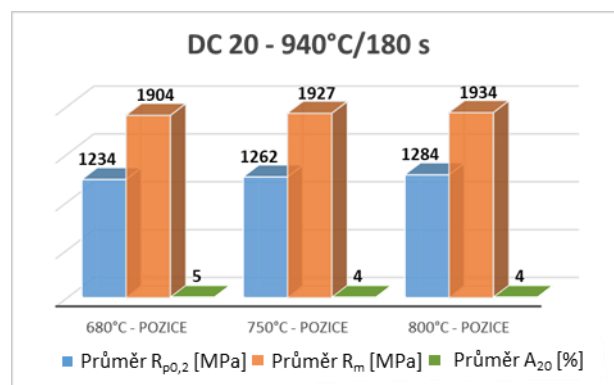
Obr. 68. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 800 °C, SM



Obr. 69. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 800 °C, SEM



Obr. 70. - Výsledky tahových zkoušek – 860 °C - ocel DC 20



Obr. 71. - Výsledky tahových zkoušek – 940 °C - ocel DC 20

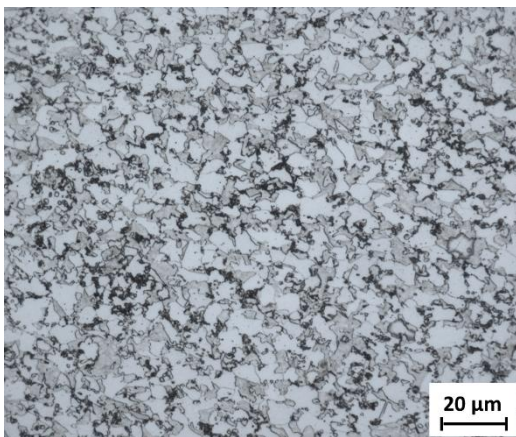
10.2.4 Metalografické hodnocení a výsledky tahových zkoušek materiálu 42SiCr

Posledním testovaným materiálem byla ocel 42SiCr, která nespadá do ocelí speciálně určených pro technologii press-hardening. Cílem bylo ověřit vliv podmínek zpracování definovaných pro tuto technologii na vývoj struktury a mechanických vlastností.

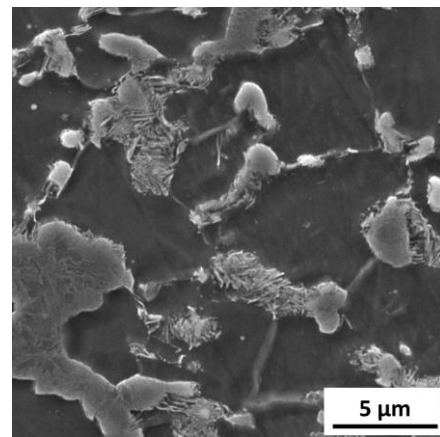
Jako první byla opět odzkoušena nižší teplota ohřevu 860°C. U vzorku, který byl deformován a kalen od teploty 680°C byla na světelném mikroskopu pozorována mikrostruktura tvořena směsnou strukturou feritu, martenzitu, bainitu s podílem perlitu (Obr. 72, 73). To se projevilo na poměrně nízké hodnotě tvrdosti 328 ± 3 HV10. Hodnoty mechanických vlastností byly velice podobné jako předchozího u materiálu 22MnB5, mez pevnosti $R_m = 1054$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 611$ MPa a tažnost $A_{20} = 9\%$ (Obr. 80).

U režimu s teplotou deformace 750°C byla zjištěna už jen feriticko-martenzitická struktura s podílem bainitu (Obr. 74). Zvýšila se i hodnota tvrdosti na 431 ± 3 HV10. Mez pevnosti vzrostla na $R_m = 1317$ MPa, mez kluzu se příliš nezměnila, dosahovala hodnoty $R_{p0,2} = 625$ MPa a tažnosti $A_{20} = 5\%$ (Obr. 80).

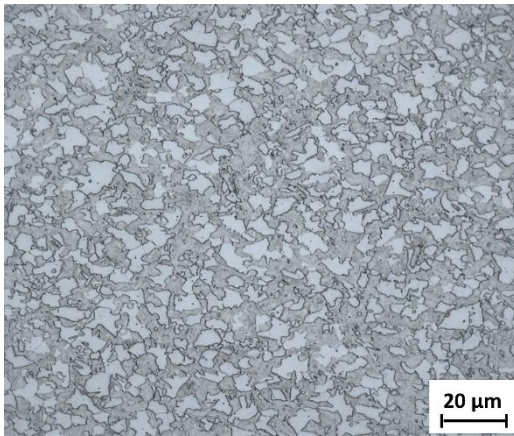
Zvýšení teploty deformace na 800°C již nemělo příliš velký vliv na změnu mikrostruktury, která byla opět feriticko-martenzitická (Obr. 75). Hodnota tvrdosti se také příliš nezměnila, v tomto případě dosahovala hodnoty 436 ± 4 HV10. Mez pevnosti R_m byla 1426, mez kluzu $R_{p0,2} = 670$ MPa a tažnost $A_{20} = 5\%$ (Obr. 80).



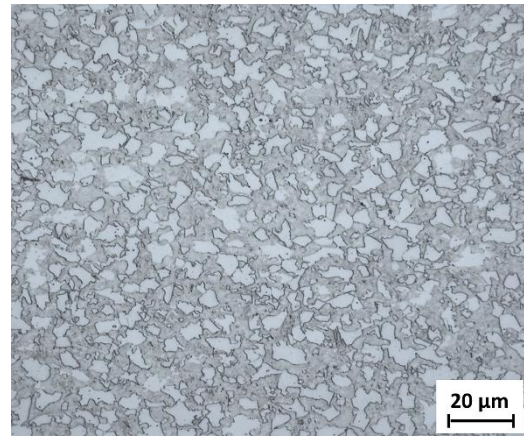
Obr. 72. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 680 °C, SM



Obr. 73. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 8600 °C – kalení do nástroje 680 °C, SEM



Obr. 74. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 750 °C, SM



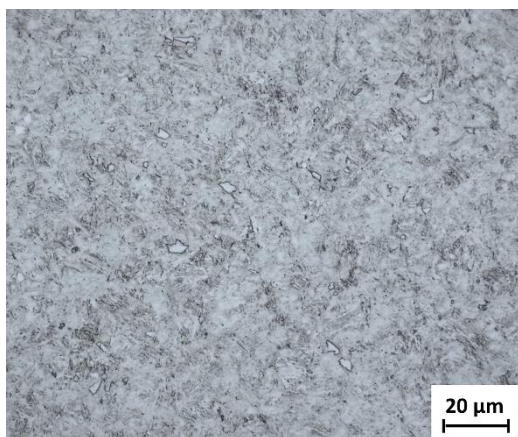
Obr. 75. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 860 °C – kalení do nástroje 800 °C, SM

Dále byla odzkoušena vyšší teplota ohřevu 940°C. Tato teplota leží již nad teplotou A_{c3} pro tuto experimentální ocel, takže ohřev byl prováděn do oblasti plného austenitu.

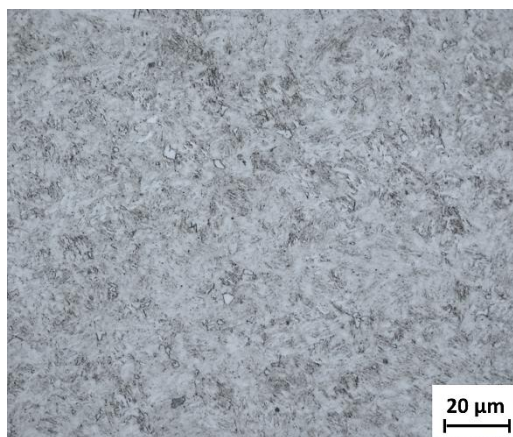
U režimu, kdy deformace byla provedena při teplotě 680°C byla získána mikrostruktura tvořena převážně martenzitem a bainitem s jemně rozptýlenými menšími zrny feritu (Obr. 76). Tvrdost se výrazněji zvýšila oproti nižší teplotě ohřevu na 674 ± 2 HV10. V důsledku zvýšení austenitizační teploty a téměř úplnému odstranění feritu ze struktury výrazněji vzrostly také hodnoty mechanických vlastností. Mez pevnosti dosáhla hodnoty $R_m = 2056$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1422$ MPa naopak tažnost výrazně klesla na $A_{20}=1\%$ (Obr. 81).

Při další teplotě deformace 750°C se mikrostruktura příliš nelišila, opět byla pozorována struktura tvořená jehlicemi martenzitu, bainitu a malými zrny feritu (Obr. 77). Hodnota tvrdosti byla vysoká a dosahovala 669 ± 2 HV10. Zvýšení teploty deformace nepřineslo přílišné změny v hodnotách mechanických vlastností. Mez pevnosti dosahovala hodnot $R_m = 2036$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 1415$ MPa a tažnost $A_{20}=2\%$ (Obr. 81).

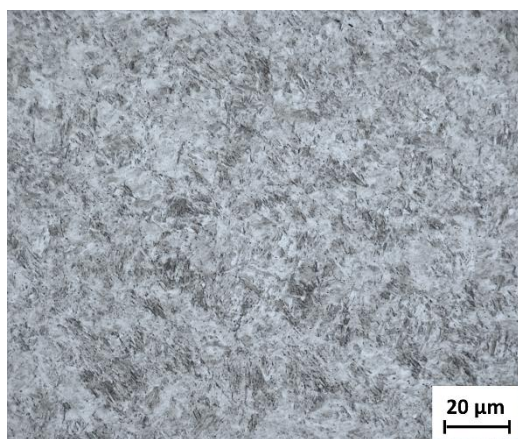
V případě zvýšení teploty deformace na 800°C byla již struktura plně martenzitická (Obr. 78,79), čemuž odpovídá tvrdost 702 ± 2 HV10. To se také projevilo na navýšení meze pevnosti na $R_m = 2145$ MPa a meze kluzu $R_{p0,2} = 1505$ MPa. Hodnota tažnosti zůstala na minimální hodnotě $A_{20}=1\%$ (Obr. 81).



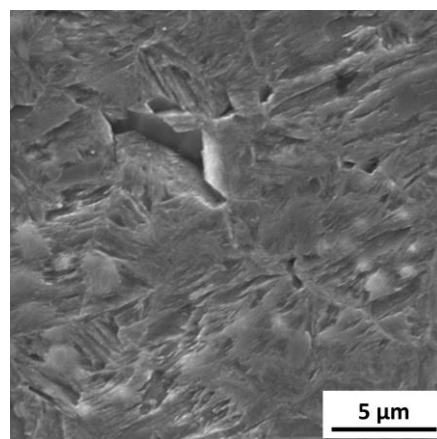
Obr. 66. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 680 °C, SM



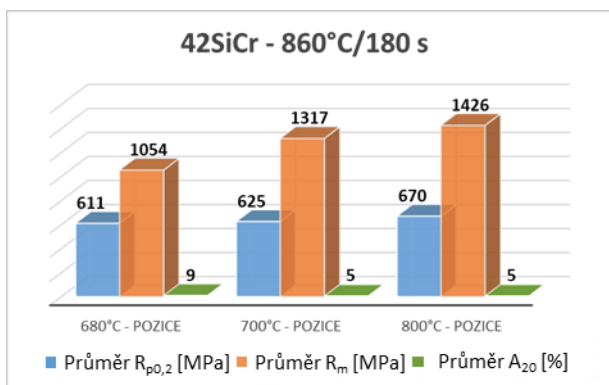
Obr. 77. - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 750 °C, SM



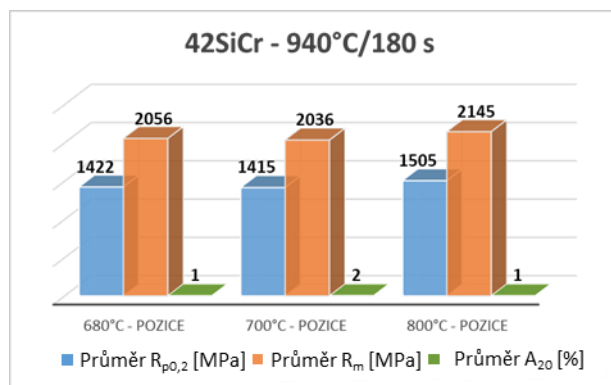
Obr. 78. Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 800 °C, SM



Obr. 79 - Mikrostruktura při teplotě ohřevu 940 °C – kalení do nástroje 680 °C, SEM



Obr. 80. – Výsledky tahových zkoušek – 860 °C - ocel 42SiCr



Obr. 81. – Výsledky tahových zkoušek – 940 °C - ocel 42SiCr

10.2.5 Shrnutí výsledků simulace zpracování do nástroje

U materiálů 22MnB5, DC 18 a DC 20 došlo vlivem zvyšování teploty ohřevu z 860 °C na 940 °C k postupné změně struktury, ze směsné struktury martenziticko-bainitické s podílem feritu na strukturu martenzitickou s malým podílem bainitu. Navýšení teplot u těchto tří materiálů nevedlo k výrazným změnám hodnot mechanických vlastností. U oceli 22MnB5 se hodnota meze pevnosti pohybovala okolo 1300 MPa, u ocelí DC 18 a DC 20 se hodnota mírně navýšila až na 1943 MPa.

V případě materiálu 42SiCr došlo při zvyšování teploty ohřevu k výraznému úbytku volného feritu ve struktuře. Snížení podílu feritu ve struktuře vedlo k nárůstu meze pevnosti. Při teplotě 860 °C byla nejvyšší hodnota meze pevnosti 1426 MPa a při teplotě 940 °C se hodnota meze pevnosti výrazně zvýšila až na 2145 MPa.

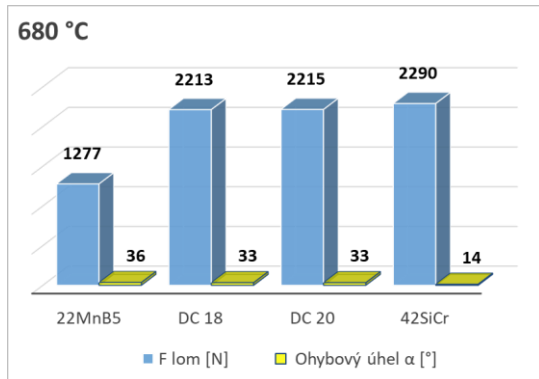
11 Výsledky ohybových zkoušek

Na základě vztahů a postupu vyhodnocení v kapitole 2.2 [36], byly vyhodnoceny i ohybové vlastnosti vzorků zpracovaných dle režimů odpovídajících press hardeningu. Pro tuto sadu vzorků byla však zvolena už pouze vyšší teplota ohřevu 940 °C. Pro tuto teplotu ohřevu byla provedena simulace kalení do zápustky všech čtyř experimentálních materiálů a to při třech teplotách 680, 750 a 800 °C stejně jako tomu bylo v předchozí kapitole. Z takto zpracovaných vzorků, byly opět vyřezány vzorky o rozměrech 10x50x1,6 navržených pro zkoušku ohybem. S tím rozdílem, že zpracované vzorky byly orientovány už pouze ve směru válcování dříve značeném jako 0°.

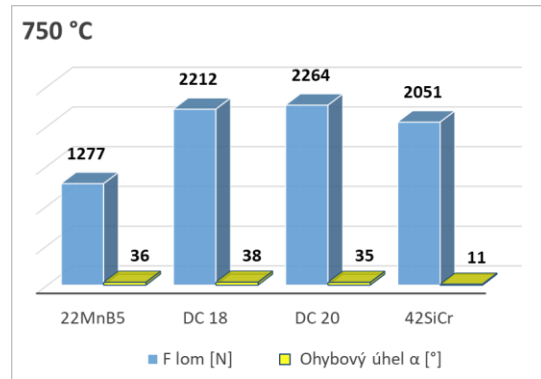
Vyhodnocení výsledků po režimech s teplotou kalení 680 °C prokázalo, že u materiálu 22MnB5 bylo nutné k porušení materiálu použít nejnižší sílu a to 1277 N s největším změřeným ohybovým úhlem 36°. U materiálu DC 18 a DC 20 došlo k navýšení ohybové síly až na 2215 N a tím ke zmenšení úhlu na 33°. U materiálu 42SiCr bylo na porušení potřeba nejvyšší ohybové síly 2290 N, čemuž odpovídal značné zmenšení ohybového úhlu na 14° (Obr. 82).

Při zvýšení teploty kalení na 750 °C byl trend velice podobný jako u předchozí teploty. U materiálu 22MnB5 k porušení došlo, při stejné síle 1277 N a byl vypočten i stejný ohybový úhel 36°. U materiálů DC 18 a DC 20 došlo k mírnému nárůstu síly až na 2264 N a nárůstu úhlu

na 38°. Naopak u materiálu 42SiCr došlo k poklesu síly na 2051N a poklesl i úhel ohybu na 11° (Obr. 83).

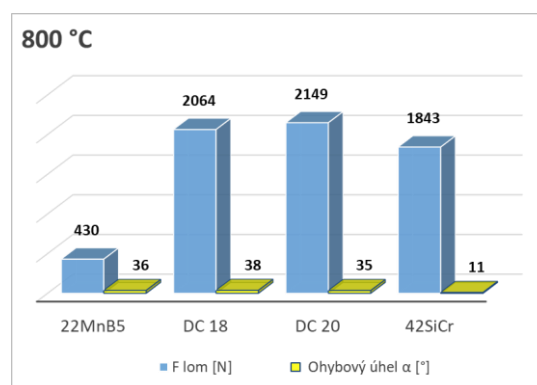


Obr. 82. – Hodnoty maximální síly a ohybového úhlu α pro teplotu 680 °C



Obr. 83. - Hodnoty maximální síly a ohybového úhlu α pro teplotu 750 °C

V případě dalšího zvýšení teploty zakalení na 800 °C došlo k výraznému snížení ohybového úhlu u materiálu 22MnB, síla se snížila až na hodnotu 430 N ale byl zachován ohybový úhel 36°. Materiály DC 18 a DC 20 se nelišily, ohybový úhel zůstal 38° ani síla se příliš nezměnila a dosahovala hodnoty 2149 N. V případě materiálu 42SiCr síla jen mírně poklesla na 1843 N, ale nemělo to vliv na ohybový úhel, který zůstal 11° (Obr. 84).



Obr. 84. - Hodnoty maximální síly a ohybového úhlu α pro teplotu 800 °C

12 FLC křivky – stanovení křivek mezní tvařitelnosti dle normy

FLC křivka je v dnešní době v průmyslu standardní charakteristikou při optimalizaci procesů tváření plechů. Tyto křivky umožňují předpovědět při jakém namáhání, může dojít k porušení tvářeného materiálu. Křivka FLC zaznamenává některé páry mezních deformací v rovině hlavního napětí (major strain) a vedlejšího napětí (minor strain) a definuje hranice mezi bezpečnou zónou (bez tvorby krčku) a nebezpečnou zónou (zuzování a lomu). FLC je ovlivněn mnoha faktory, jako je rychlost tváření, stav mazání, tloušťka zkoušených plechů, deformační zpevnění a anizotropie plechů [42-45]. Pro vyhodnocení základních FLC křivek existuje norma EN ISO 12004-2: 2008 pro stanovení FLC pro plech tloušťky mezi 0,3 mm a 4 mm [46].

Hodnocení se provádí podle několika různých metod. V této práci bylo využito systému ARAMIS, který představuje bezkontaktní metodu nezávislou na materiálu. Tento systém umí stanovit přesné hodnoty povrchového napětí pro statickou nebo dynamicky zatíženou zkoušku. Systém poskytuje předvídaní kritických oblastí, které přijímají míst při tváření. ARAMIS je řešení poskytující kompletní 3D povrch, výsledky posunutí a deformace, kde je velký počet tradičních měřicích zařízení požadováno.

Křivky mezních tvařitelností reprezentují téměř skutečnou mezní deformaci materiálu. Při zkoušce se však musí dodržet několik zásadních faktorů jako je proporcionálnost deformací a dále je důležité mít ve vyhodnocované zóně stav téměř bez tření. To je zajištěno tak, že mezi kovovým razníkem a zkoušeným vzorkem je několik vrstev teflonové folie a ještě je razník natíráno lanolinem.

12.1 Zkušební zařízení

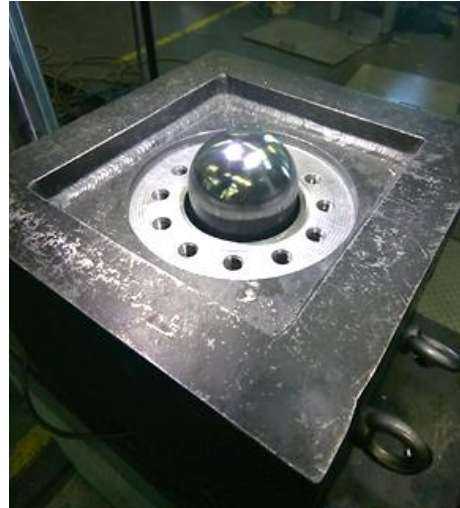
Celá zkouška byla provedena na univerzálním zkušebním servo-hydraulickém stroji Inova se silovou kapacitou 200kN. Zkouška probíhala na zkušebních vzorcích s geometrií dle normy ČSN EN ISO 12 004-2 [46]. Vzorky měly průměr 200 mm a bylo odzkoušeno 7 různých geometrií. Geometrie se lišily změnou rádiusu a šířky středové části vzorku. Vzorky byly upevněny do rámu zkušebního přípravku pomocí dvanácti šroubů, po celém obvodu zkušebního vzorku (Obr. 85). Tyto šrouby byly utahovány pomocí momentového klíče a bylo provedeno utahování na moment 270 Nm. Zkouška byla provedena pomocí leštěného ocelového razníku o

průměru 100 mm (Obr. 86). Rychlost pohybu razníku byla udržována konstantní 1mm/s během celé doby zkoušky.

Deformace vzorku byla měřena pomocí 3D DIC systému ARAMIS 4M, rychlost záznamu byla 10 Hz (dle normy).



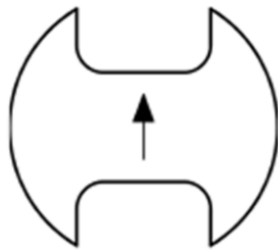
Obr. 85. – Upevnění zkušebního vzorku do čelistí přípravku



Obr. 86. – Půlkulový leštěný razník o průměru 100 mm

12.2 Geometrie pro zkoušku FLC a příprava vzorků

Pro tuto zkoušku je dle normy ČSN EN ISO12 004-2:2008 stanoven minimální počet geometrií na 5. V tomto případě bylo zvoleno 7 geometrií. Byly použity vzorky o průměru 200 mm s odstupňovaným zúžením ve středové části na šířku 20, 40, 60, 80, 100 a 120 a vzorky bez výřezu. Tyto geometrie byly vyřezány vodním paprskem a bylo odzkoušeno, že touto technologií nedojde uměle k iniciaci vzniku trhliny od okraje řezné hrany, což je také velmi důležitým faktorem. Pro popis kompletní křivky mezní tvařitelnosti je pak nutné dodržet požadavek nejméně 3 platných vzorků od každé geometrie [46]. Další podmínkou je, že odběr vzorku musí být v případě oceli odebírán tak, že pro danou křivku mezní tvařitelnosti musí být hlavní směr všech zkušebních těles směrem nejmenší mezní deformace, a stejný se směrem válcování (Obr. 87).



Obr. 87. – Odběr vzorku v závislosti na směru válcování



Obr. 88. – Nanesená deterministická mřížka na zkušební vzorku

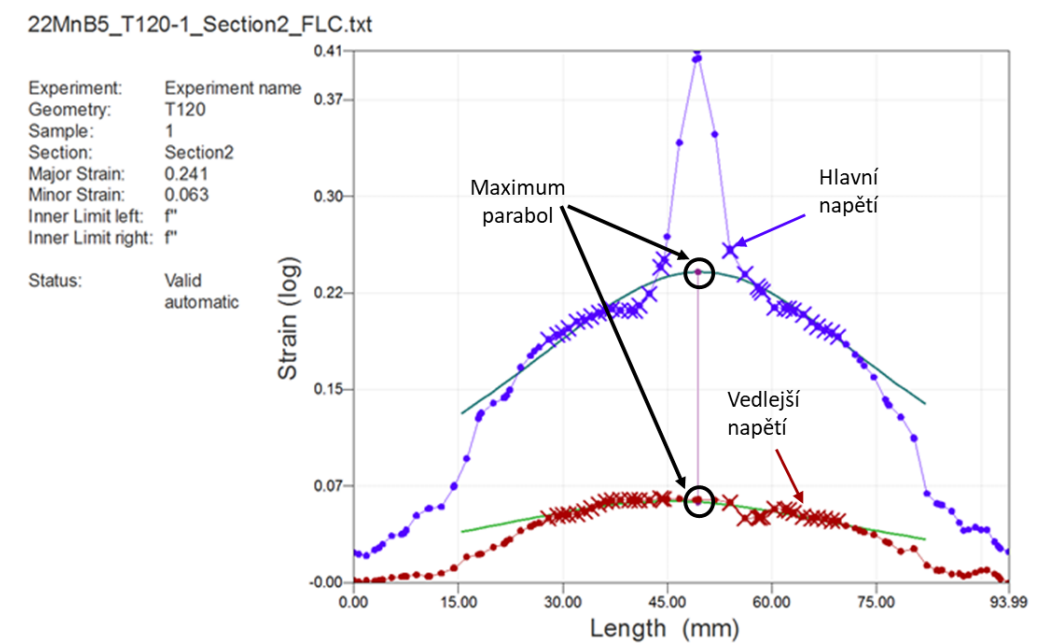
Dalším důležitým parametrem pro správné vyhodnocení je správné nanášení deterministické mřížky. Ta se může nanášet několika způsoby např.: elektrochemicky, fotochemicky, přenosem mřížky nebo ofsetovým tiskem [46]. Další možností je nanášení bodů pomocí rozprachu nátěru na zkušební tělesa. Těto metody bylo využito v tomto experimentu. Nejprve byla na zkušební vzorky nanesena v tenké vrstvě matná bílá barva, jako základní vrstva, ta se nanáší proto, aby se snížilo riziko odrazů od zkušebního tělesa. Na tuto vrstvu byl pak nastříkán oblak nahodile rozmístěných černých skvrn (Obr. 88). Obecně se mřížka musí nanést tak aby byla dokonale kontrastní a neměla za následek vrubový účinek nebo změnu mikrostruktury [46].

12.3 Vyhodnocení výsledků pro vzorky o průměru 200 mm

Veškeré výsledky byly získány pomocí 3D DIC systému ARAMIS 4M, rychlost záznamu byla 10 Hz (dle normy SN EN ISO12 004-2:2008). Vyhodnocení bylo provedeno vždy ze tří sekcí (viz. kapitola 11.3.2., Obr. 90) na jednom vzorku, které byly hodnoceny na snímku, který byl 4 snímky před vznikem trhlin. Z těchto sekcí bylo vždy hodnoceno 10 oblastí, kde byla měřena hodnota změny délky bodu ve směru hlavního a vedlejšího napětí. Pro sestavení křivek jsou pak tři základní metody.

12.3.1 Dle ISO normy – ISO standard

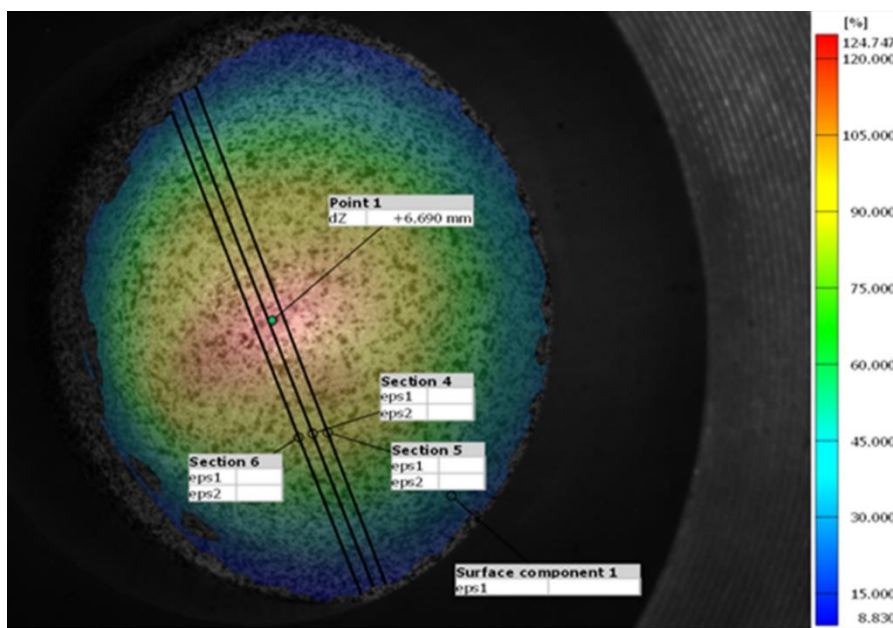
Pro výpočet a vyhodnocení křivky je zapotřebí určení hodnot ze tří sekcí na deformační mapě. Pro každou sekci je pak soubor 10 oblastí hodnocení, ze kterých byly určeny hodnoty deformace ve směru hlavního a vedlejšího napětí. Tyto hodnoty byly vyneseny do grafu a byly proloženy funkcí paraboly. Hodnota maximálního hlavního a vedlejšího napětí byla určena jako maximum těchto parabol (Obr. 89) [46].



Obr. 89. – Zobrazení části vyhodnocení dle normy

12.3.2 Metoda section maximum – Metoda řezu

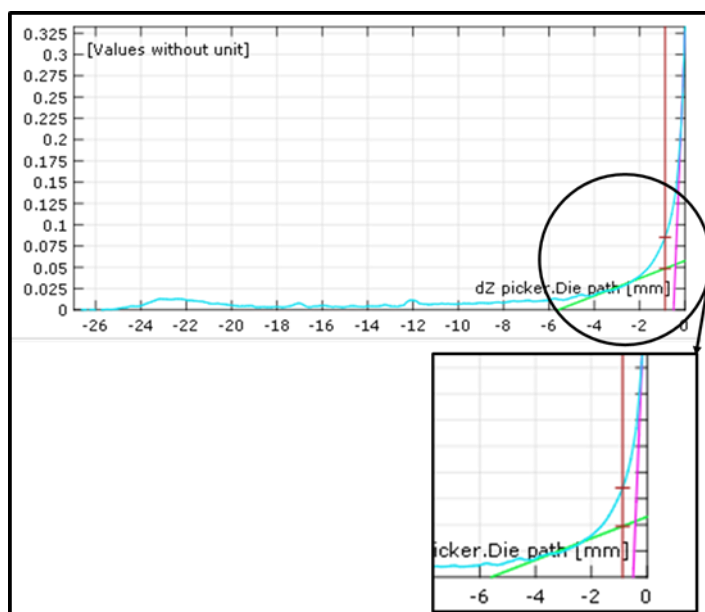
Pro výpočet a vyhodnocení křivky je zapotřebí určení hodnot ze tří sekcí na deformační mapě. Hodnota z každé sekce je vždy určena maximální hodnota deformace ve směru hlavního a vedlejšího napětí z naměřených hodnot. Výsledkem pak tedy je pro každou geometrii průměrná hodnota hlavního a vedlejšího napětí. Tyto hodnoty byly následně vyneseny do grafu (Obr. 90) [47].



Obr. 90. – Zobrazení tří sekcí pro vyhodnocení

12.3.3 Metoda Time dependent – Časově závislá metoda

Tato metoda sleduje průběh ztenčení polotovaru během zkoušky. Tento průběh je vyneseno do grafu jako závislost ztenčení na čase (Obr. 91). Ve dvou směrech jsou vyneseny tečny ke křivce a v jejich průsečíku je svisle vynesena přímka, která protíná křivku v bodě, který je opět bodem výsledným [47]. Křivka získaná z těchto hodnot již ukazuje stav, při kterém dochází k zúžení.



Obr. 91. – Záznam průběhu ztenčení v závislosti na čase [47]

12.4 Výsledky jednotlivých metod vyhodnocení FLC křivek pro zkušební vzorky o průměru 200 mm

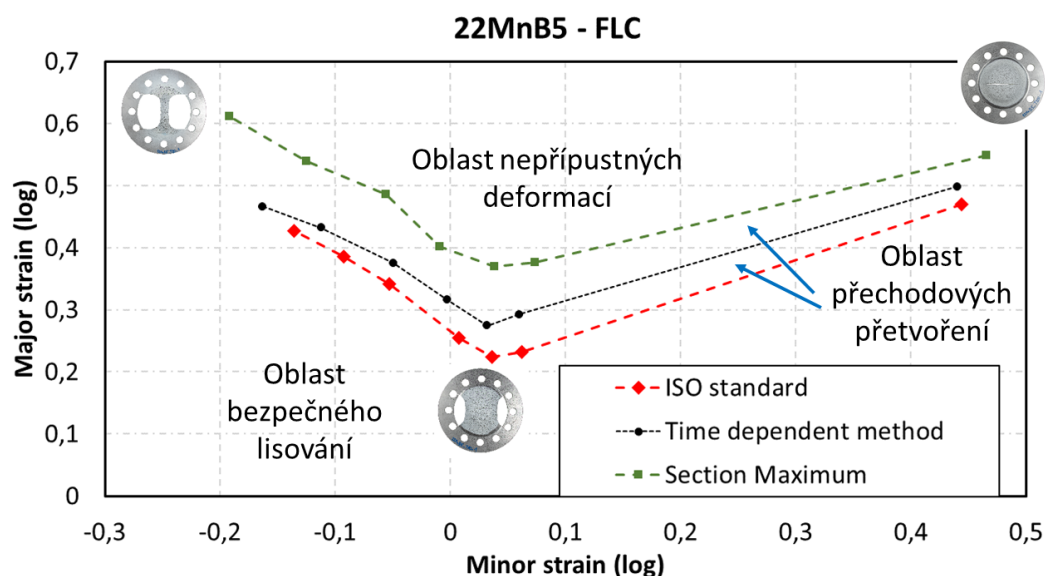
Křivky mezní tvařitelnosti podle ČSN EN ISO 12 004:2008, byly z provedené zkoušky vyhodnoceny dle tří metod: dle normy ISO, metoda section maximum a time dependent (viz. kapitola 11. 3.) (Obr. 92).

Pro testovaný materiál 22MnB5 byla stanovena nejprve křivka mezních deformací (ISO standard, dle normy). Křivka je posunuta nejvíce do oblasti nejnižších hodnot deformací. Tato metoda je nejvíce konzervativní, vzhledem k tomu, že metoda vyhodnocení využívá proložení paraboly a hodnoty pro křivku jsou odečítány jako maxima této paraboly. Tuto křivku lze tedy považovat za křivku, která nejvíce omezuje oblast vhodnou pro bezpečné lisování, kde nedochází ke ztenčení materiálu.

Druhou metodou byla získána křivka pomocí metody zvané section maximum, tato metoda je vyhodnocena pomocí určení maximální hodnoty deformace ve směru hlavního a vedlejšího napětí z každé ze tří sekcí. Křivka byla posunuta do oblasti větších deformací, oproti křivce dle ISO standard. Lze tedy říci, že v této oblasti je materiál ztenčován, ale nedojde ještě ke kritickému zúžení. Tuto křivku lze tedy považovat za mezní, jelikož oblast nad touto křivkou je již oblastí nepřipustných přetvoření, kde může dojít k porušení materiálu.

U třetí křivky probíhalo vyhodnocení na základě průběhu ztenčení v závislosti na času zkoušky. Pomocí tečen ve dvou směrech byly získány body, které popisují třetí křivku mezních deformací. Tato křivka je umístěna mezi dvě předchozí a doplňuje vyhodnocení tvou předchozích metod. Lze říci, že pod touto křivkou je oblast bezpečného lisování, kdy může být materiál bezpečně tvářen. Na křivce a mírně nad ní dochází k tvorbě krčku a dále nad ní, pak již může dojít k porušení materiálu.

Tyto křivky jsou doplněny o čtvrtou křivku FFLD (Fracture forming limit diagram) (Obr. 94). Tato křivka byla vyhodnocena přímo ze zkušebních vzorků následně po zkoušce. Měření probíhalo v místě lomu na obou stranách trhliny pro každý testovaný vzorek. Kromě toho byly některé testované vzorky vyříznuty kolmo k počátku trhliny a bylo měřeno zúžení. Mezní hodnota FFLD byla stanovena podobnou metodikou dle [48]. Vypočtena byla deformační tloušťka při lomu. Hodnota vedlejšího napětí byla vyhodnocena pomocí softwaru ARAMIS a to na posledním snímku zaznamenaném těsně před vznikem trhliny. Velikost hlavního napětí byla vypočtena pomocí vztahů pro zachování objemu.



Obr. 92. – Graf porovnání tří metod vyhodnocení FLC křivek

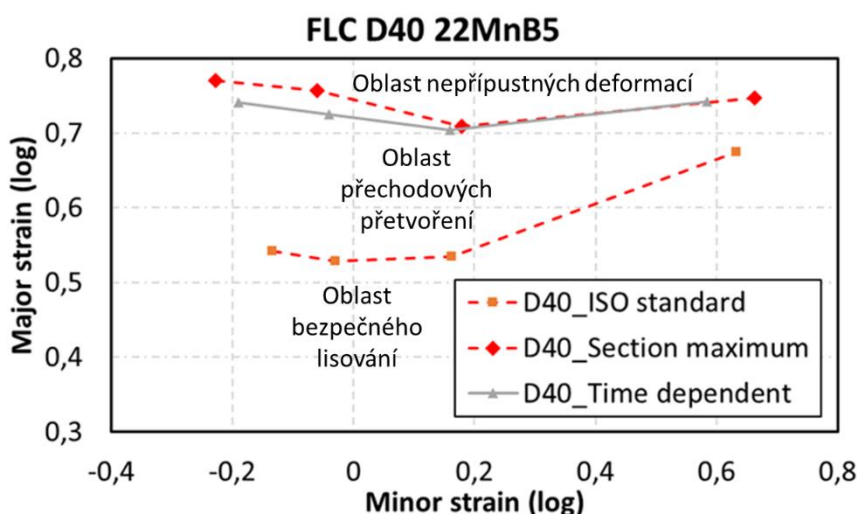
12.5 Vyhodnocení výsledků pro vzorky o průměru 40 mm

Vyhodnocování vzorků o průměru 40 mm probíhalo stejnými metodami jako v případě vzorků o průměru 200 mm. Pouze byly tyto metody provedeny manuálně, jelikož systém ARAMIS není navržen pro zkušební tělesa, která nejsou normovaná. Získané hodnoty potom byly dále zpracovány v MS Office Excel.

12.6 Výsledky jednotlivých metod vyhodnocení FLC křivek

FLC křivky pro malé geometrie dosahují hlavně vyšších hodnot hlavní deformace a není u nich patrný pokles deformace v oblasti nulové vedlejší deformace (Obr. 93). To může být způsobeno tím, že tloušťka zkušebních vzorků zůstala 1,6 mm a zmenšil se pouze průměr vzorků na 40 mm a průměr razníku na 10 mm. Díky tomu nedošlo k zachování stejného poměru mezi tloušťkou plechu, průměru zkušebního tělesa a průměru razníku jako u polotovaru s průměrem 200 mm. Zejména poměr průměru zkušebního vzorku o průměru 40 mm k průměru použitého razníku o průměru 10 mm může vést k nepřesnosti získaných výsledků, jelikož pak dochází k hlubokému tažení polotovaru již při poměrně při malém zatížení vzorku a při zkoušce dochází u vzorku ke koncentraci napětí do poměrně malé oblasti.

Ze získaných výsledků je možné vyvodit, že při dalším návrhu zkušebních těles s menším průměrem je nutné zohlednit i tloušťku zkušebního materiálu s ohledem na průměr razníku, tak jak je dáno normou pro větší zkušební tělesa.



Obr. 93. – Výsledné FLC křivky pro geometrii o průměru 40 mm

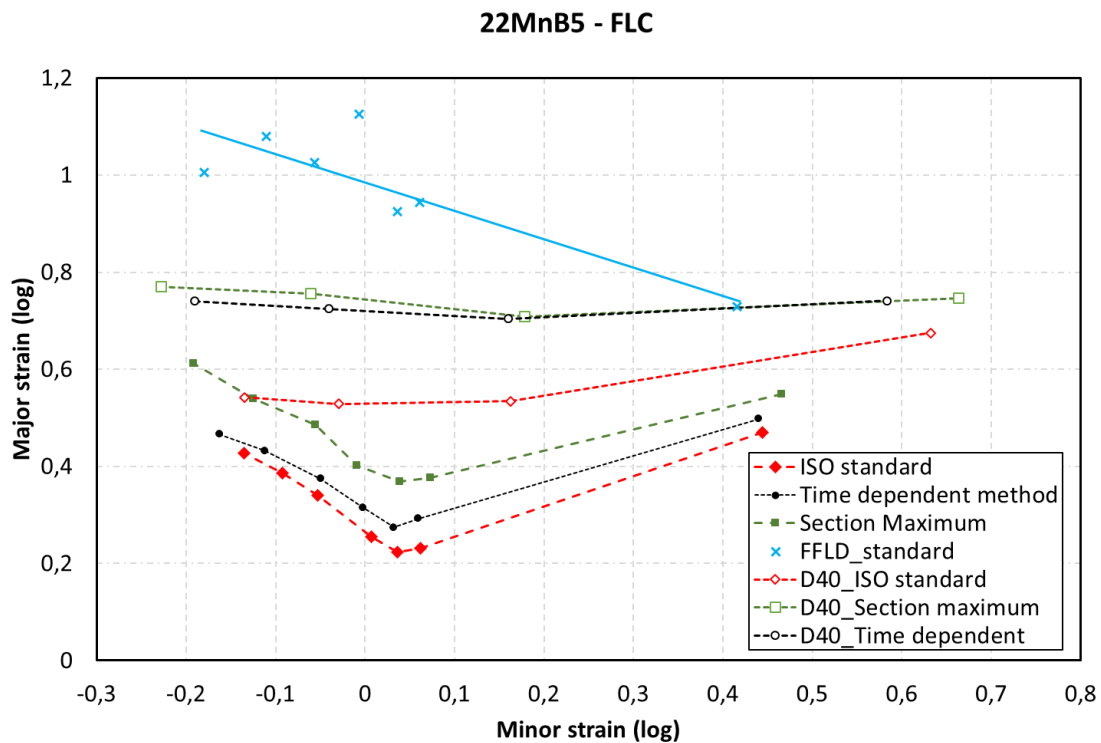
12.7 Porovnání výsledků vyhodnocení FLC křivek u geometrií o průměru 200 mm a 40 mm

Po získání dat z obou sad zkušebních vzorků o průměru 200 mm a 40 mm byly vyhodnocené křivky mezního přetvoření vyneseny do společného grafu, aby bylo možné provést jejich vzájemné porovnání (Obr. 94). U obou geometrií poloha jednotlivých křivek vůči sobě odpovídá použitým metodám vyhodnocení (viz. kapitola 11.3).

FLC křivky pro geometrie o průměru 200 mm se přibližují k nižším hodnotám s minimem v oblasti hodnoty 0,2 na ose pro hlavní deformaci. V oblasti pod nejnižše položenou křivkou vyhodnocenou podle ISO Standard je tedy počátek oblasti dovoleného lisování. Nad touto křivkou je oblast přechodových přetvoření, kde dochází v materiálu ke ztenčení a tvorbě krčku, ale je stále vhodná pro lisování, tato oblast je uzavřena shora křivkou získanou metodou Section maximum. Nad křivkou Section maximum je pak oblast nepřipustných přetvoření, kde již dochází ke kritickému ztenčení a tvorbě krčku, která pokračuje až do lomu.

Oproti tomu FLC křivky pro geometrie o průměru 40 mm jsou položeny v oblasti vyšších hodnot 0,6 na ose pro hlavní deformaci. U těchto křivek také není příliš patrný propad v místě jednoosé napjatosti, to je pravděpodobně způsobeno, vlivem malé velikosti vzorků ale i malých rozměrů razníku. Lze říci, že z výsledků získaných pro vzorky o průměru 40 mm, je vidět, že oblast dovoleného lisování (dovolených deformací) se posunula k vyšším hodnotám s minimem v oblasti okolo hodnoty 0,5 na ose pro hlavní deformaci. Pod křivkou D40_ISO standard (křivka pro geometrii o průměru 40 mm vyhodnocená dle ISO standard) je oblast bezpečného lisování, kde nedochází ke ztenčení materiálu. Opět mezi křivkou D40_ISO standard a D40_Section maximum je oblast přechodových přetvoření a nad křivkou D40_Section maximum začíná oblast nepřipustného přetvoření. Posunutí FLC křivek pro geometrii s průměrem 40 mm je ovlivněno právě tloušťkou plechu, která zůstala stejná jako u zkušebních těles s větším průměrem 20 mm.

Nad všemi křivkami je pak oblast nepřipustných deformací, kde probíhá již ztenčení a tvorba krčku. Tuto oblast uzavírá křivka FFLD standard určená pro geometrii o průměru 200 mm, která byla vyhodnocena z porušených zkušebních těles. Tato křivka popisuje oblast, kde již dochází k porušení materiálu a vzniku trhlin.



Obr. 94. – Výsledné FLC křivky pro geometrii o průměru 200 mm a 40 mm

13 Tahové zkoušky za vysokých teplot

Pro ucelený přehled o materiálových vlastnostech experimentálních materiálů byla navržena série tahových zkoušek za zvýšených teplot. Tahové zkoušky probíhaly po provedení stejného profilu ohřevu jako při simulaci termomechanického zpracování kalení do zápustky. Přetržení bylo uskutečněno při stejných teplotách jako kalení do zápustky 680, 750 a 800 °C. Tyto teploty simulují teplotu, při které je materiál zakládán do nástroje a ze které je kalen. K samotnému přetržení bylo použito tři rychlostí deformace 0,01 s⁻¹, 5 s⁻¹ a 50 s⁻¹ (Tab. 8). Tyto tahové zkoušky byly navrženy pro doplnění informací o chování materiálu v průběhu kalení do zápustky, jelikož tahové zkoušky jsou prováděny při teplotách vhodných pro tváření v nástroji. Tato tahová zkouška byla opět prováděna na termomechanickém simulátoru, kde byla po celý čas zkoušky monitorována teplota ohřevu a ochlazování pomocí termočlánku připevněného na povrch vzorku.

Vzorek	Teplota výdrže [°C]	Čas výdrže [s]	Teplota tváření [°C]	Rychlost přetržení [s ⁻¹]
22MnB5, DC 18, DC 20, 42SiCr	940	180	680	0,01
				5
				50
			750	0,01
				5
				50
			800	0,01
				5
				50

Tab. 8. - Návrh režimů pro tahové zkoušky za zvýšených teplot

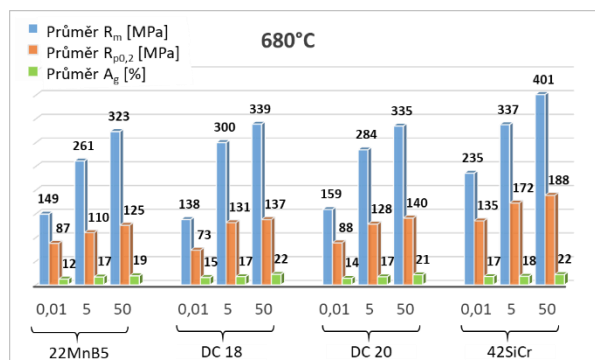
13.1 Vyhodnocení výsledků tahových zkoušek za zvýšených teplot

Z dat získaných z průběhu tahové zkoušky odpovídajícímu reálnému procesu, bylo nutné vyhodnotit základní mechanické vlastnosti jako je mez pevnosti, mez kluzu a plastické prodloužení v procentech při maximálním zatížení A_g . Metodika vyhodnocování tahových zkoušek vycházela z norem ČSN EN ISO 6892-2:2018 [49] a ČSN EN ISO 6892-1:2017 [51]. Jelikož termomechanický simulátor nedisponuje softwarem, který by hodnoty mechanických vlastností vyhodnocoval přímo, bylo využito vyhodnocení v programu, který byl naprogramován v jazyce Visual Basic for Application v aplikaci MS Excel [51]. Vyhodnocení digitálního záznamu probíhalo dle doporučení normy ISO 6892-1 příloha A.

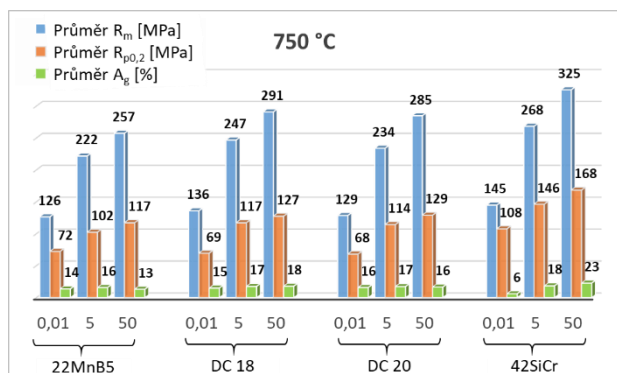
Výsledky mechanických vlastností získaných při přetržení vzorků po ochlazení na teplotu 680 °C se u materiálů 22MnB5, DC 18 a DC20 nevykazovaly výrazné rozdíly. Se zvyšující se rychlostí deformace se zvyšovala jak mez pevnosti až na hodnotu 339 MPa, tak mez kluzu až na hodnotu 140 MPa. Zvyšující se rychlost deformace měla i mírný vliv na A_g , která dosáhla hodnoty až 22 % u materiálu DC18. Materiál 42SiCr se mírně odlišoval. Trend se zvyšující se rychlostí byl dodržen, jen bylo dosaženo vyšších hodnot meze pevnosti $R_m = 401$ MPa i meze kluzu $R_{p0,2} = 188$ MPa (Obr. 95).

Při zvýšení teploty kalení na 750 °C došlo u všech materiálů k mírnému poklesu hodnot meze pevnosti a meze kluzu. Opět u prvních třech materiálu 22MnB5, DC 18 a DC 20 nebyl pozorován výrazný rozdíl a mez pevnosti dosáhla až 285 MPa a mez kluzu až 136 MPa, A_g se pak pohybovala od 13 do 18%. U materiálu 42SiCr byl opět pozorován mírný nárůst všech

hodnot. Mez pevnosti dosahovala 325 MPa, mez kluzu až 168 MPa a celková tažnost byla 23% (Obr. 96).

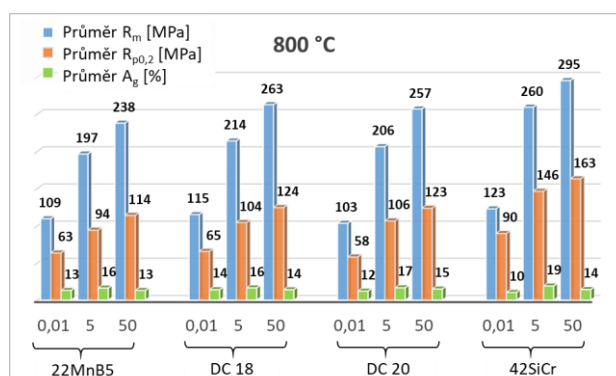


Obr. 95. - Výsledky tahových zkoušek za zvýšených teplot - kalení do zápustky 680 °C



Obr. 96. – Výsledky tahových zkoušek za zvýšených teplot - kalení do zápustky 750 °C

V případě zvýšení teploty přetržení až na 800 °C byl zachován stejný trend ve vývoji mechanických vlastností. Vzhledem k vyšší teplotě došlo u všech materiálů k dalšímu poklesu všech hodnot. Opět u prvních tří materiálů 22MnB5, DC 18 a DC 20 nedošlo k výrazným rozdílům, mez pevnosti dosahovala až 263 MPa, mez kluzu poklesla na 124 MPa a celková tažnost se nezměnila a dosahovala až 17%. V případě materiálu 42SiCr došlo opět k mírnému nárůstu hodnot meze kluzu a meze pevnosti oproti předchozím materiálům. Mez pevnosti dosáhla hodnoty 295 MPa a mez kluzu 163 MPa, celková tažnost dosáhla hodnoty 19 % (Obr. 97).



Obr. 97. – Výsledky tahových zkoušek za zvýšených teplot - kalení do zápustky 800 °C

14 Diskuse výsledků

Tato diplomová práce byla zaměřena na simulaci technologie press hardening v laboratorních podmínkách a popsání vlivu jednotlivých podmínek zpracování na vývoj struktury u vybraných experimentálních ocelí. Dalším cílem experimentálního programu bylo vyhodnocení získaných mikrostruktur a mechanických vlastností. Jednalo se jak o zjištění tvařitelnosti materiálu pomocí křivek mezní tvařitelnosti ve výchozím stavu, tak zkoušku ohybem a tahem před a po procesu simulace kalení do nástroje. Celý experimentální program byl také doplněn zkouškou za tepla s různou rychlostí deformace.

Experimentální část byla rozdělena do několika kroků. V prvním kroku byly navrženy čtyři experimentální materiály. Jednalo se o klasickou ocel používanou pro technologii press hardening 22MnB5, která byla brána jako referenční. K ní byly zvoleny dvě nově vyvinuté oceli Docol 1800 a Docol 2000, které by měly dosahovat lepších mechanických vlastností. K těmto bórovým ocelím byla jako čtvrtá ocel zvolena ocel 42SiCr, která sice patří do skupiny martenzitických vysokopevných ocelí, ale není typickým představitelem tzv. PH (press hardening) ocelí. Všechny experimentální materiály byly v podobě plechu válcovaného plechu o tloušťce 1,6mm.

Pro tyto experimentální oceli byly vypočteny transformační teploty, které byly nutné pro návrh režimů zpracování pomocí termomechanického simulátoru. Režimy zpracování byly navrženy na základě dat naměřených z reálného procesu press hardeningu. Byly navrženy dvě teploty ohřevu 860 °C a 940 °C a tři teploty deformace 680, 750 a 940 °C. Ze získaných výsledků je zřejmé, že pro dosažení martenzitické struktury a lepších mechanických vlastností byla vhodnější vyšší teplota ohřevu 940 °C a nejvyšší teplota deformace 800 °C. Při těchto teplotách bylo dosaženo u všech ocelí martenzitické struktury. U ocelí 22MnB5, DC 18 a DC 20 se mez pevnosti pohybovala od 1800 do 1935 MPa, u oceli 42SiCr bylo dosaženo nejvyšší hodnoty meze pevnosti až 2145 MPa.

Následovala zkouška tříbodovým ohybem, která byla provedena na vzorcích zpracovaných dle předchozích režimů. K porušení vzorků došlo u všech čtyř zpracovaných materiálů. Maximální ohybový úhel $\alpha = 38^\circ$, při maximální ohybové síle 2212 N byl získán pro materiál DC 18 zpracovaného režimem s teplotou ohřevu 940 °C a teplotou deformace 750 °C.

Posledním krokem bylo určit křivky mezních deformací – FLC. Zkouška byla provedena dle normy EN ISO 12004-2: 2008. Byly navrženy dvě sady zkušebních těles s různými průměry. První sada vzorků byla navržena dle normy a vzorky měly průměr 200 mm.

V této sadě bylo celkem 7 geometrií, které představovaly díky svému tvaru různý stav napjatosti. Geometrie se lišily změnou rádiusu a šířky středové části vzorku. Druhá sada vzorkům měla průměr 40 mm. V této sadě byly odzkoušeny 4 geometrie. Naměřené hodnoty deformací ve směru hlavních a vedlejších napětí byly vyhodnoceny pomocí tří metod: ISO standard, section maximum a time dependent metod. Následně byly sestaveny FLC křivky pro průměr vzorků 200 mm a 40 mm. Byla vyhodnocena oblast bezpečného lisování, kde při lisování nedochází k ztenčování materiálu, ale i oblast přechodových přetvoření, kde již dochází ke ztenčení a může docházet k tvorbě krčku.

15 Závěr

V rámci diplomové práce byl zkoumán a popsán vliv parametrů zpracování odpovídající technologii press hardening na čtyřech experimentálních materiálech. Jednalo se o zástupce vysokopevných martenzitických ocelí 22MnB5, DC 18, DC 20, což jsou představitelé ocelí vyvinutých přímo pro technologii press hardeningu a jedné vysokopevné martenzitické oceli bez přídavku bóru - 42SiCr. Cílem bylo zjistit chování těchto materiálů během simulace technologie press hardening a popsat jejich mechanické a technologické vlastnosti při tváření za tepla i za studena.

V první části experimentálního programu byl zjišťován vliv podmínek termomechanického zpracování na vývoj mikrostruktury a mechanické vlastnosti. Přičemž celý proces termomechanického zpracování se opíral o data nasnímaná z reálného procesu press hardeningu. Mechanické vlastnosti byly popsány zejména výsledky z měření tvrdosti, tahových zkoušek, zkoušek tříbodovým ohybem a zjišťováním křivek mezních deformací. FLC křivky dávají přehled o chování materiálu během tváření a byly provedeny na dvou sadách geometrií. K doplnění poznatků o chování materiálu během press hardeningu, byla provedena také zkouška tahem za tepla při různých teplotách a různých rychlostech deformace.

Citovaná literatura

- [1] *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Volume 6.*, International Iron and Steel Institute, Committee on Automotive Applications, 2006.
- [2] NÉMETH, S., Analýza bezpečnosti automobilov z hľadiska použitých materiálov v deformačných zónach karosérie, Stojárenstvo, 2014, ISSN 1338-0087. Zdroj: <http://www.posterus.sk/?p=17084> [cit. 21.11.2018].
- [3] FOREJTOVÁ, L., KOLAŘÍK, L., SUHÁNEK, J., KOLAŘÍKOVÁ, M., PILVOUSEK, T., Svařitelnost ocelí pro automobilové karosérie, 2017. zdroj: <http://www.digitovarna.cz/clanek-84/svaritelnost-oceli-pro-automobilove-karoserie.html> [cit. 21.11.2018].
- [4] TAMARELLI, M., AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications Carrie Student Intern - Summer 2011 Materials Science and Engineering University of Michigan.
- [5] ZRNÍK, J., et al. Příprava ultrajemných a nanokrystalických kovových materiálů extrémní plastickou deformací a jejich vlastnosti. Ostrava: Repronis, 2007. 76 s. ISBN 978-80-7329-53-2.
- [6] High-strength steel for lightweight auto body manufacture. [Online], zdroj: <https://docplayer.org/5962148-High-strength-steel-for-lightweight-auto-body-manufacture.html> [cit. 15.11.2018].
- [7] KELLER, S., KIMCHI, A., MENACHEM. WorldAutoSteel — Strong. Safe. Sustainable. WorldAutoSteel. [Online] Květen 2014. Zdroj: http://309fbf2c62e8221fbaf0-b80c17cbaf20104b072d586b316c6210.r88.cf1.rackcdn.com/AHSS_Guidelines_V5.0_20140514.pdf. [Cit. 14. Listopad 2018.]
- [8] KONEČNÝ, M. Parametry jakosti svařování vysokopevnostních materiálů při stavbě automobilu. Pardubice, 2009. Diplomová práce. Univerzita Pardubice./ HRIVŇÁK, I. Zvaranie a zvariteľnosť materiálov. Bratislava: STU, 2009. ISBN 978-80-227-3167-6.
- [9] MAZANCOVÁ, E., . *Technické materiály I*. Ostrava : VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 978-80-248-2577-9.
- [10] KVAČKAJ, T., Výskum ocelových materiálů pre ultraľahkú karosériu osobných automobilov , Acta Metallurgica Slovaca, 11, 2005, 4 (389 - 403) [Online], Zdroj: http://www.ams.tuke.sk/data/ams_online/2005/number4/mag01/mag01.pdf [cit. 27.11.2018]
- [11] Steel-N.com, [Online], Zdroj: http://www.steel-n.com/e-sales/html_en/catalog/galvanized/c80new_use.html [cit. 27.11.2018]
- [12] Dual-phase steels, INITIATIVE AUTOMOTIVE [online], zdroj: <https://www.initiative-automotive.de/en/products/hot-and-cold-rolled-flat-products/materials/dual-phase-steels.html> [cit. 22.11.2018]

- [13] ŽÁČEK O., KLIBER J., SCHINDLER I. Způsoby simulace termomechanického zpracování a následného vyhodnocování mikrostruktury TRIP oceli. In Acta Metallurgica Slovaca. 2006, s. 454-461.
- [14] Metalforming Magazine, Testing [online], zdroj: <https://www.metalformingmagazine.com/assets/issue/images/2017/02/Testing/Testing-C.jpg> [cit. 27.11.2018]
- [15] GAJDZICA, T., KLIBER, J., ŽÁČEK, O., MAMUZIĆ ., The cold rolling of TRIP steel after thermomechanical treatment. In METAL 2007, Hradec nad Moravicí, Česká republika.
- [16] Docol® PHS 2000, SSAB. COM [online], zdroj: <https://www.ssab.com/products/brands/docol/products/docol-phs-2000> [cit. 26.11.2018]
- [17] Docol®PHS1800,SSAB.COM[online], zdroj:<https://www.ssab.com/products/brands/docol/products/docol-phs-1800> [cit. 26.11.2018]
- [18] FERRITIC BAINITIC STEELS, ISPAT GURU, [Online], Zdroj: <http://ispatguru.com/ferritic-bainitic-steels/http://ispatguru.com/ferritic-bainitic-steels/> [cit. 3.12.2018].
- [19] KLIBER, J., DROZD, K., MAMUZIĆ, I. Plastometrické výsledky napětovo-deformačního chování a stupně změkčení feromanganové TWIP oceli. In Metal 2009. Hradec nad Moravicí, Česká republika.
- [20] Sinha, A., Wu, CH., Liu, G., Nomenclature: Steel, Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys, Vol. IV., Nanofluids –Residual Stresses.2016.CRC Press, Boca Raton.
- [21] Sugimoto, K., Mukherjee, M., TRIP aided and complex phase steels, Automotive Steels-Design, Metallurgy, Processing and Applications. 2017, Kidlington, United Kingdom, ISBN 978-0-08-100638-2.
- [22] SAEED N. GHALI, HODA S. EL-FARAMAWY, MAMDOUH M. EISSA, Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel, [Online], zdroj: https://file.scirp.org/pdf/JMMCE20121000020_42105587.pdf [cit. 24.11.2018]
- [23] The Metal Casting.com [Online], Cold Forming Process, zdroj: <http://www.themetalcasting.com/cold-forming-process.html> [cit. 26.11.2018]
- [24] Langerak, N. , Rout, D., K. , Verma, R., Manikandan, G., Tube Hydroforming in Automotive Applications, TATA Steel [Online] Zdroj: https://www.tatasteeleurope.com/static_files/StaticFiles/Automotive/Tube%20Hydroforming%20in%20Automotive%20Applications.pdf [Cit. 23.11.2018]
- [25] INOXVENETA, Tube hydroforming, [Online], zdroj: <http://www.inoxveneta.it/en/tube-hydroforming/> [cit. 15.11.2018].
- [26] Hydroforming of tubes, extrusions, and sheet, THE FABRICATOR, [Online], Zdroj: <https://www.thefabricator.com/article/hydroforming/hydroforming-of-tubes-extrusions-and-sheet> [cit. 20.11.2018]

- [27] KARBASIAN, H., TEKKAYA, A., E., A review on hot stamping Institute of Forming Technology and Lightweight Construction, Dortmund University of Technology, Baroper p. 301
- [28] Hot Stamping, GESTAMP, [Online], Zdroj: <https://www.gestamp.com/what-we-do/technologies/stamping/hot-stamping>, [Cit.13.10.2018]
- [29] Aparecida da SilvaLuiz, E., Vargas Malerba Fernandes, F., Wilson de Jesus, J., A Comparison between an Advanced High-Strength Steel and a High-Strength Steel Due to the Spring back Effect, August 2016, DOI: 10.9790/1684-1305012127,.
- [30] TEST TESOURES, [Online], Zdroj:<https://www.testresources.net/applications/test-types/bend-test/> [cit. 1.12.2018].
- [31] SKÁLOVÁ, J., KOVAŘÍK, R., BENEDIKT, V., Základní zkoušky kovových materiálů, ZČU- skripta , 2010, ISBN 978-80-7043-417-8.
- [32] NÉMETH, S., EVIN, E., TOMÁŠ, M., Experimentálne stanovenie kmd vysokopevného oceľového plechu pre automobilový priemysel [Online], Zdroj: <https://www.sjf.tuke.sk/transferinovacii/pages/archiv/transfer/24-2012/pdf/107-110.pdf> [cit. 25.11.2018]
- [33]PEVNOSTNÍ MATERIÁLY V KAROSÉRII, [Online] zdroj: <https://docplayer.cz/14385059-Pevnostni-materialy-v-karoserii.html> [cit. 20.11.2018].
- [34] BUCCHAR, Z. - MIKEŠ, V.: A new approach to sheet metal formability expression. In: Proc. of Int. Conf. IDDRG Working Groups Meeting, Colmar, Frabce, 1995.
- [35]Materiálový list oceli 22MnB5, Salzgitter Flachstahl , A member of the Salzgitter Group. [Online], Dostupné z: <https://www.scribd.com/document/204197581/22MnB5-pdf> [cit. 20.4.2019].
- [36] ČSN EN ISO 7438:2016 – Kovové materiály - Zkouška ohybem, 2016.
- [37] JMatPro, Release 9.0, Sente Software Ltd., 2016. [cit. 20.1.2019].
- [38] A., A., GORNI.:STEEL FORMING AND HEAT TREATING HANDBOOK (2019). [Online] zdroj: http://www.gorni.eng.br/e/Gorni_SFHTHandbook.pdf [cit. 20.1.2019].
- [39] MAŠEK, B., STAŇKOVÁ, H., NOVÝ, Z. Nové možnosti materiálového modelování pro návrhy a optimalizace kovářských technologií. Kovářenská konference - Nové technologie kování. 2007, s. 5, ISBN 978-80-239-8938-0.
- [40] MAŠEK, B., STAŇKOVÁ, H., KLAUBEROVÁ, D., SKÁLOVÁ, L. The Most Recent Findings from Physical-Material Modelling of UHSS Structure Development on a Thermomechanical Simulator. In 3rd International Conference on Thermomechanical Processing of Steel, Italy, September 2008.
- [41] KÁŇA, J., VOREL, I., RONEŠOVÁ, A. (2015). Simulator of thermomechanical treatment of metals. Paper presented at the Annals of DAAAM and Proceedings of the

International DAAAM Symposium, 2015-January 513-518. [Online] zdroj: https://www.daaam.info/Downloads/Pdfs/proceedings/proceedings_2015/069.pdf

[42] S.B. KIM, H. HUH, H.H. BOK, M.B. MOON: Journal of Materials Processing Technology, Vol. 211, 2011, No. 5, p. 851–862, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2010.01.006

[43] M. FIRAT: Computational Materials Science, Vol. 43, 2008, No. 4, p. 802–811, DOI:10.1016/j.commatsci.2008.01.068

[44] F. OZTURK, S. TOROS, S. KILIC: Procedia Engineering, Vol. 81, 2014, p. 760–765, DOI:10.1016/j.proeng.2014.10.073

[45] S. AHMADI, E. R. EIVANI, A. AKBARZADEH: Computational Materials Science, Vol. 44, 2009,

[46] EN ISO 12004-2:2008: Kovové materiály – Plechy a pásy - Stanovení křivek mezní tvařitelnosti, Část 2 : Stanovení křivek mezní tvařitelnosti v laboratoři, 2009.

[47] SLOTA, JAN & JURČIŠIN, MIROSLAV & SPIŠÁK, EMIL & ŠISER, MAREK. (2015). Experimental flc determination of high strength steel sheet metal. Acta Metallurgica Slovaca. 21. 269. 10.12776/ams.v21i4.639.

[48] M.B. SILVA, M. SKJOEDT, A.G. ATKINS, N. BAY, P.A.F. MARTINS, Single-point incremental forming and formability-failure diagrams, J. Strain Anal. Eng. Des. 43 (2008) 15–35.

[49] ČSN EN ISO 6892-2:2018: Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 2: Zkušební metoda za zvýšené teploty, 2018.

[50] ČSN EN ISO 6892-1:2017: Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty, 2017.

[51] KÁŇA, J., JENÍČEK, Š., MAŠEK, B. Comparative Study of Algorithms Used for Automated Evaluation of the Tensile Tests Results. In METAL 2015 24th International Conference on Metallurgy and Materials. Ostrava: © 2015 TANGER Ltd., 2015. s. 688-692. ISBN: 978-80-87294-62-8