

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B0715A270013 – Strojní inženýrství
Studijní specializace: Strojírenské materiály a technologie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

3D tištěná ocel a její tepelné zpracování

Autor: Jan Zálabský
Vedoucí práce: Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.

Akademický rok 2020/2021

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2020/2021

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Jan ZÁLABSKÝ**
Osobní číslo: **S19B0655P**
Studijní program: **B0715A270013 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Strojírenské materiály a technologie**
Téma práce: **3D tištěná ocel a její tepelné zpracování**
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Literární rešerše
 - a) 3D tisk ocelí
 - b) Post processing
2. Experimentální program
 - a) Charakterizace tištěné oceli
 - b) Tepelné zpracování
 - c) Mikrostrukturní analýza
 - d) Mechanické vlastnosti
3. Diskuse výsledků
4. Závěr

Rozsah bakalářské práce: **30-40 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování bakalářské práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

C. Tan, K. Zhou, W. Ma, P. Zhang, M. Liu, T. Kuang, *Microstructural evolution, nanoprecipitation behavior and mechanical properties of selective laser melted high-performance grade 300 maraging steel*, Mater. Des. 134 (2017) 23-34. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.026>.

Mutua, S. Nakata, T. Onda, Z.-C. Chen.: *Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel*, Mater.. Des. 139 (2018) 486-497. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.042>.

K. Monkova, I. Zetkova, L. Kučerová, M. Zetek, P. Monka, M. Daňa: *Study of 3D printing direction and effects of heat treatment on mechanical properties of MS1 maraging steel*, Arch. Appl. Mech. 89 (2019) 791-804. <https://doi.org/10.1007/s00419-018-1389-3>.

Vedoucí bakalářské práce: **Doc. Ing. Ludmila Kučerová, Ph.D.**
Regionální technologický institut

Konzultant bakalářské práce: **RNDr. Iveta Tichá, Ph.D.**
Regionální technologický institut

Datum zadání bakalářské práce: **6. října 2020**

Termín odevzdání bakalářské práce: **28. května 2021**



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan



Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE
vedoucí katedry

Prohlášení o autorství

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

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

V Plzni dne:

.....

podpis autora

Poděkování

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucí bakalářské práce paní Doc. Ing. Ludmile Kučerové Ph.D. a konzultantce paní RNDr. Ivetě Tiché Ph.D za podporu a užitečné rady při zpracování bakalářské práce. Zároveň bych rád poděkoval výzkumným laboratořím, a to Metalografické laboratoři, Laboratoři experimentálního obrábění, Laboratoři experimentálního tváření a Mechanické zkušebně Regionálního technologického institutu při Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni, díky kterým bylo možné bakalářskou práci vypracovat.

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Zálabský	Jméno Jan	
STUDIJNÍ PROGRAM	B0715A270013 Strojní inženýrství		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Doc. Ing. Kučerová, CSc.	Jméno Ludmila	
PRACOVÍŠTĚ	ZČU - FST – KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	3D tištěná ocel a její tepelné zpracování		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2021
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	62	TEXTOVÁ ČÁST	54	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<p>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</p> <p>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</p>	<p>V rámci této bakalářské práce byla provedena mikrostrukturní analýza nástrojové martenziticky vytvrditelné oceli (Maraging Steel) zpracované technologií SLM. Cílem práce bylo provést mikrostrukturní analýza na vzorcích aditivně zpracovaných s různým tepelným zpracováním, zjistit jejich mechanické vlastnosti a následně tyto výsledky porovnat.</p>
<p>KLÍČOVÁ SLOVA</p> <p>ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</p>	<p>Aditivní technologie, 3D tisk oceli, MS1, mikrostrukturní analýza, tepelné zpracování, mechanické vlastnosti</p>

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Zálabský	Name Jan		
STUDY PROGRAMME	B0715A270013 Mechanical Engineering			
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Doc. Ing. Kučerová, CSc.	Name Ludmila		
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM			
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable	
TITLE OF THE WORK	3D manufactured steel and its heat treatment			

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2021
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	62	TEXT PART	54	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	As a part of this bachelor's thesis, a microstructural analysis of martensitic hardenable steel (Maraging steel) manufactured by SLM technology was performed. Aim of this work was to perform a microstructural analysis on samples additively processed with different heat treatment, to determine their mechanical properties and then compare these results.
KEY WORDS	Additive technologies, 3D printing of steel, MS1, microstructural analysis, heat treatment, mechanical properties

Obsah

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	10
Seznam jednotek	11
Seznam obrázků	12
Seznam tabulek	14
Seznam grafů.....	14
Úvod.....	15
1 3D Tisk.....	16
1.1 Aditivní technologie	16
1.2 Selektivní tavení laserem.....	16
1.2.1 Historie.....	16
1.2.2 Průběh procesu SLM.....	17
1.2.3 Využití SLM.....	17
1.3 Kovové prášky pro SLM	17
1.3.1 Velikost prášku.....	17
1.3.2 Morfologie prášku	18
1.3.3 Složení a čistota prášku	19
1.4 Problémy při výrobě metodou SLM.....	19
1.4.1 Pórovitost	20
1.4.2 Balling effect.....	20
1.4.3 Delaminace a praskání vrstev.....	20
1.5 TRIP efekt.....	20
2 Maraging steel.....	22
2.1 Reverzní austenit u maraging ocele.....	23
3 Post-processing.....	24
3.1 Ocel vyrobená technologií SLM bez tepelného zpracování.....	24
3.2 Struktura oceli bez tepelného zpracování.....	24
3.3 Mikrostruktura oceli při žihání.....	25
3.3.1 Pevnost a vrubová houževnatost po žihání	25
3.3.2 Srovnání tvrdosti	26
3.3.3 Vnitřní napětí v oceli při žihání.....	27
3.4 Žihání a precipitační vytvrzení při 430 °C	27
3.5 Žihání a precipitační vytvrzení při 480 °C	28
3.5.1 Vliv doby precipitačního vytvrzení na materiál.....	28

3.6	Žihání a precipitační vytvrzení při 580 °C	29
3.7	Vliv teploty a času precipitačního vytvrzení na tvrdost a vrubovou houževnatost materiálu.....	30
3.8	Reverzní austenit	31
3.9	Vliv prvků.....	32
3.10	Porovnání s konvenčně zpracovanou ocelí	32
4	Experimentální program.....	33
5	Charakterizace tištěné oceli.....	34
5.1	Materiál experimentálních vzorků.....	34
6	Tepelné zpracování	36
6.1	Tepelné zpracování experimentálních vzorků.....	36
6.1.1	Metoda DOE	37
6.2	Zařízení pro tepelné zpracování experimentálních vzorků.....	38
7	Mikrostrukturní analýza	40
7.1	Příprava vzorků.....	40
7.2	Vzorek ve stavu po tisku + precipitační vytvrzení 600 °C s výdrží 2 h	42
7.2.1	Měření tvrdosti	43
7.3	Vzorek ve stavu po tisku + precipitační vytvrzení 500 °C s výdrží 1 h	44
7.3.1	Měření tvrdosti	45
7.4	Vzorek žiháný při 820 °C + precipitační vytvrzení 500 °C s výdrží 4 h.....	45
7.4.1	Měření tvrdosti	47
7.5	Vzorek žiháný 820 při °C + precipitační vytvrzení 700 °C s výdrží 1 h.....	48
7.5.1	Měření tvrdosti	48
7.6	Vzorek žiháný 940 °C + precipitační vytvrzení 250 °C s výdrží 2 h	49
7.6.1	Měření tvrdosti	50
7.7	Vzorek žiháný při 940 °C + precipitační vytvrzení 550 °C s výdrží 0 h.....	51
7.7.1	Měření tvrdosti	52
8	Mechanické vlastnosti	53
8.1	Zkušební vzorky	53
8.2	Výsledky zkoušky tahem.....	54
8.3	Výsledky metody DOE – kroková regrese	55
8.3.1	Mez kluzu	55
8.3.2	Mez pevnosti	55
8.3.3	Tažnost	56
8.3.4	Model včetně dvojitých interakcí	56

Diskuse výsledků a shrnutí.....	57
Závěr.....	59
Seznam použité literatury	60

Přehled použitých zkratk a symbolů

SLM	Selective Laser Melting – selektivní tavení laserem
RP	Rapid prototyping – rychlé prototypování
RM	Rapid manufacturing – rychlá výroba
AM	Additive manufacturing – aditivní výroba
ALM	Additive layer manufacturing – aditivní vrstvicí výroba
CAD	Computer Aided Drafting – počítačem podporované modelování
FDM	Fused Deposition Modeling – modelování kondenzované depozice
SLA	Stereolitografie
SLS	Selective Laser Sintering – selektivní spékání laserem
EBM	Electron Beam Melting – selektivní tavení elektronovým paprskem
LS	Laserové Slinování
TRIP	Transformation-Induced-Plasticity – plastickost vyvolání transformací
XRD	X-ray Diffraction – rentgenová difrakce
VIM	Vacuum Induction Melter – vakuové indukční tavení
VAR	Vacuum Arc Refining – vakuovou obloukovou rafinací
TIG/WIG	Tungsten Inert Gas – Svařování za použití wolframové elektrody
RTI	Regionální Technický Institut
DOE	Design Of Experiment – Návrh experimentu
EBSD	Electron Backscatter Diffraction Analysis – Difrakce zpětně odražených elektronů
GmbH	Gasellschaft mit beschränkter Haftung – společnost s ručením omezeným
EOS	Electro Optical Systems
HV	Tvrdost dle Vickerse
MS1	Maraging Steel – nástrojová martenziticky vytvrditelná ocel

Seznam jednotek

°C	Stupeň Celsia
h	Hodina
s	Sekunda
min	Minuta
W	Watt
mm	Milimetr
kN	Kilo newton
mm/s	Milimetr za sekundu
°C/h	Stupeň celsia za hodinu
°C/s	Stupeň celsia za sekundu
MPa	Megapascal

Seznam obrázků

Obr. 1 Proces metody tisknutí SLM [1]	16
Obr. 2 Ekvivalentní průměr prášku [12]	18
Obr. 3 Vliv Trip efektu na pevnost materiálu [17].....	21
Obr. 4 Stabilita reverzního austenitu [34]	21
Obr. 5 Diagram fází v materiálu v závislosti na teplotě a na podílu niklu [33]	21
Obr. 6 Vliv teploty precipitačního vytvrzení na mechanické vlastnosti [30].....	23
Obr. 7 Morfologie reverzního austenitu [30]	23
Obr. 8 Průběh teplot po průchodu energetického paprsku [18]	24
Obr. 9 Mikrostruktura maraging ocele 18Ni300 bez tepelného zpracování [19].....	25
Obr. 10 Mikrostruktura maraging ocele 18Ni300 po žihání teplotou 840 °C po dobu 1 h [20]	25
Obr. 11 Vliv teploty žihání na tvrdost materiálu [22]	26
Obr. 12 Vliv teploty žihání na vrubovou houževnatost materiálu [22].....	26
Obr. 13 Porovnání tvrdosti materiálu bez tepelného zpracování, žihaného a žihaného + precipitačně vytvrzeného [20].....	27
Obr. 14 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žiháním a precipitačním vytvrzením při 430 °C [23].....	27
Obr. 15 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žiháním a precipitačním vytvrzením při 480 °C [22].....	28
Obr. 16 Mikrostrukturní morfologie vzorků před a po různých tepelných úpravách. (a) Před tepelným zpracováním. (b) Vytvrzení po dobu 1 hodiny při 490 °C. (c) Vytvrzení po dobu 4 hodin při 490 °C. (d) Vytvrzení po dobu 7 hodin při 490 °C. (e) Vytvrzení po dobu 10 hodin při 490 °C [27].....	28
Obr. 17 Vliv doby vytvrzení na mikrotvrdost [27]	29
Obr. 18 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žiháním a vytvrzením při 580 °C [23]	29
Obr. 19 Vliv teploty a času vytvrzení na tvrdost materiálu [21].....	30
Obr. 20 Vliv teploty a času vytvrzení na vrubovou houževnatost materiálu [23]	30
Obr. 21 Výsledek rentgenové difrakční analýzy (XRD) [21]	31
Obr. 22 Tvrdost konvenčně vyrobeného materiálu v závislosti na teplotách a době precipitačního vytvrzení [29]	32
Obr. 23 3D tiskárna použitá na tisk experimentálních vzorků, EOS M290 v Laboratoři experimentálního obrábění RTI	34
Obr. 24 Prášek použitý k tisku oceli, (a) fotka ze SEM, (b) metalografický výbrus prášku, (c) EBDS mapa prášku (modrá barva austenit, červená ferit)	35
Obr. 25 Plynotěsná komorová pec PKR 35/11 použitá na tepelné zpracování experimentálních vzorků.....	39

Obr. 26 Rozložení řezů vůči vzorku.....	40
Obr. 27 Metalografická pila Struers Secotom 50 CitoPress 10.....	41
Obr. 28 Zalévací lis Struers Telegramin 30	41
Obr. 30 Metalografická bruska/leštička Struers	41
Obr. 29 Světelný mikroskop Olympus GX51	41
Obr. 31 Elektronový řádkovací mikroskop EVO MA25	42
Obr. 32 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním precipitačním vytvrzením při teplotě 600 stupňů s výdrží po dobu 2 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x.	42
Obr. 33 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním vytvrzením při teplotě 500 stupňů s výdrží po dobu 1 hodiny. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 3000x.	44
Obr. 34 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žiháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a vytvrzením při teplotě 500 °C s výdrží po dobu 4 h. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x.	45
Obr. 35 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žiháním při 820 °C po dobu 1 h a následným vytvrzením při teplotě 500 °C a výdrží na teplotě 4 h. Na snímcích jsou fotky z elektronového řádkovacího mikroskopu, snímek (a) při zvětšení 5000x, snímek (b) zvětšení 10000x, snímek (c) zvětšení 15000x.....	46
Obr. 36 EBSD mapová analýza vzorku, na obrázku (a) Eulerova mapa, (b) podíl fází vzorku	47
Obr. 37 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žiháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a stárnutím při teplotě 700 °C s výdrží po dobu 1 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 500x	48
Obr. 38 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žiháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a stárnutím při teplotě 250 °C s výdrží po dobu 2 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 5000x.	49
Obr. 39 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žiháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a stárnutím při teplotě 550 °C bez výdrže na teplotě. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je vyobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 5000x.	51
Obr. 40 Rozložení vzorku na tahovou zkoušku vzhledem k původnímu experimentálnímu vzorku.....	53
Obr. 41 Rozměry vzorků použitých při tahové zkoušce	53

Seznam tabulek

Tab. 1 Morfologie prášku [11]	19
Tab. 2 Chemické složení různých druhů maraging ocelí [30]	22
Tab. 3 Vliv žíhání na vnitřní napětí.....	27
Tab. 4 Procentuální zastoupení austenitu vzorků po různých tepelných zpracováních, mez kluzu [21]	31
Tab. 5 Parametry tisku použité k tištění experimentálních vzorků	34
Tab. 6 Chemické složení zkoumané oceli MS1	35
Tab. 7 Experimentální vzorky	38
Tab. 8 Měření tvrdosti vzorku výchozí stav + vytvrzení 600 °C s výdrží 2 h	43
Tab. 9 Měření tvrdosti vzorku žíhaného 820 °C + vytvrzení 500 °C s výdrží 1 h.....	45
Tab. 10 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 820 °C + vytvrzení 500 °C s výdrží 4 h	47
Tab. 11 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 820 °C + vytvrzení 700 °C s výdrží 1 h	49
Tab. 12 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 940 °C + vytvrzení 250 °C s výdrží 2 h	50
Tab. 13 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 940 °C + vytvrzení 550 °C s výdrží 0 h	52
Tab. 14 Výsledky zkoušky tahem	54

Seznam grafů

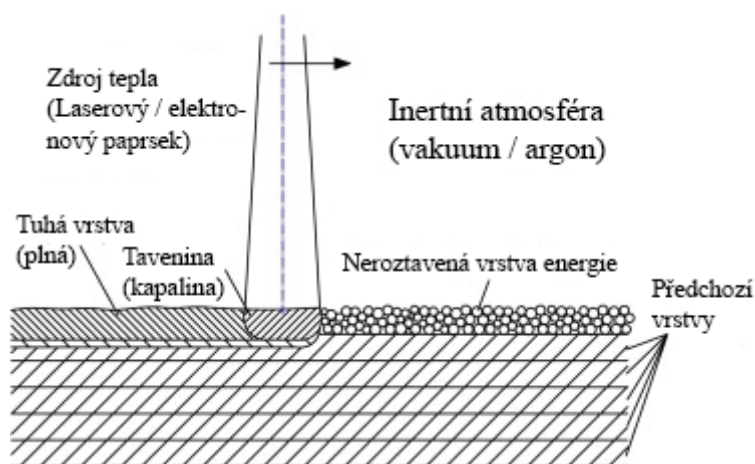
Graf 1 Návrh tepelného zpracování – rozpouštěcí žíhání	36
Graf 2 Návrh tepelného zpracování – precipitační vytvrzení	37
Graf 3 Vliv teploty na mez kluzuMalin	55
Graf 4 Vliv parametrů tepelného zpracování na mez kluzu	56

Úvod

V současné době je metoda aditivní výroby velmi atraktivní a dopředu se posouvající technologie. Tato technologie umožňuje výtisk modelů s velmi komplikovanou geometrií, jež nalézají využití v široké škále odvětví. Principem aditivní výroby je vrstvení materiálu na sebe po malinkých vrstvách. Materiál použitý při této technologii může být různorodý, ovšem v této práci je zaměřena na výrobu ocele, tzn. že počáteční materiál je kovový prášek, který je spékán výkonným laserem. Metoda selektivního tavení laserem (SLM) je vynikající aditivní technologií využívající tento kovový prášek a je následně popsána v této práci. Tématem této bakalářské práce je „3D tisk ocele a její tepelné zpracování“ a tak je v práci také konkrétně přiblíženo různé tepelné zpracování maraging ocele vyrobené metodou SLM a následné srovnání mechanických vlastností takto zpracované ocele a ocele vyrobené konvenční metodou.

1 3D Tisk

Výroba komponent pomocí vrstvení je většinou označována jako rapid prototyping (RP), rapid manufacturing (RM), additive manufacturing (AM) nebo additive layer manufacturing (ALM). Všechny tyto technologie mají společný přístup výroby vrstvením. Trojrozměrný CAD model, který je rozřezán na tenké vrstvičky. Tento rozřezaný model je poté fyzicky vybudován pomocí konkrétní aditivní metody vrstvu po vrstvě. Dnes tento přístup umožňuje vyrábět součásti velice složité geometrie z polymerů, kovů anebo keramiky během chvíle. Tyto technologie se dále dají rozdělit podle jejich průběhu výroby: powder-bed (práškové lože), powder-feed (práškové podávání), wire-feed (podávání drátem) a další procesy. [1], [2]



Obr. 1 Proces metody tisknutí SLM [1]

1.1 Aditivní technologie

Aditivní technologie (AM) představují širokou oblast technologií, jenž překládají virtuální data do fyzické podoby. Nejznámější metody aditivní výroby jsou Fused deposition modeling (FDM), jenž pracuje převážně s termoplasty, Stereolitografie (SLA), při které dochází k vytvrzování tekutého polymeru pomocí UV záření. Dále pro oblast kovových materiálů jsou nejpodstatnější metody Selective laser melting (SLM), Selective laser sintering (SLS). Rozdíl mezi těmito dvěma je, že SLS nezpůsobí úplné roztavení materiálu, zato metoda SLM materiál taví úplně. Další metodou je Electron beam melting (EBM), která využívá stejný princip jako SLM, ale zdrojem energie je urychlený svazek elektronů. [3]

1.2 Selektivní tavení laserem

1.2.1 Historie

Technologie laserového slinování (LS) byla vyvinuta Carlem Deckardem a jeho týmem na Univerzitě v Austinu v průběhu 80. let dvacátého století. Laserové slinování je proces, při kterém je laserový či jiný energetický paprsek soustředěn na povrch práškové lože (prášek může být kov, polymer či keramika) a následně roztavený prášek tuhne a tímto způsobem je tvořena výsledná součást. Dva základní druhy technologie slinování za použití kovového prášku jsou selective laser sintering (SLS), která ale může mimo kovový prášek použít i polymer či keramiku, a selective laser melting (SLM). Základní rozdíl mezi těmito dvěma metodami je takový, že metoda SLM pomocí laserového paprsku plně taví prášek, na který je laser fokusován. [4], [5]

1.2.2 Průběh procesu SLM

Selektivní tavení laserem je primárním způsobem aditivní výroby při použití kovových materiálů. Výchozím materiálem je prášek, který je nanesen na výškově regulovatelnou desku. Tloušťka takto nanesené vrstvy je předem nadefinována (pod 100 μm). Nosná deska se poté posune o výšku tloušťky vrstvy a proces se opakuje. Díky této metodě je možné dosáhnout geometrie součásti s téměř žádnými omezeními. Tato skutečnost umožňuje výrobu různých komponentů s podříznutím, dutinami atd. Průběh teplot při procesu výroby determinuje konečné vlastnosti produktu. Metoda selektivního tavení laserem může zpracovávat různé kovové materiály jako například železo, titan, nikl, hliník, hořčík, wolfram a jejich slitiny. V závislosti na jejich termomechanických vlastnostech jsou zpracované materiály více či méně náchylné na různé vady. Průběh teploty v dané součásti je určena tvarem, okrajovými podmínkami, parametry a trajektorií energetického paprsku. [6], [7]

1.2.3 Využití SLM

V současné době se technologie SLM používá k výrobě jak funkčních prototypů, tak i k výrobě hotových dílů. Oblast komerčního využití je omezena na výrobu buď kusovou nebo na výrobu malosériovou. Příkladem odvětví, kde SLM nachází využití, je například výroba nástrojů či forem. Díky téměř neomezené geometrické volnosti se SLM používá pro výrobu nástrojů s komplikovanými chladicími kanálky. Díky tomu lze dosáhnout lepšího chlazení nástroje, což má za následek zkrácení doby cyklu a zlepšení kvality dílů. Dá se tedy říct, že SLM nabízí značnou úsporu času cyklu společně se zlepšenou kvalitou dílu navzdory vyšším výrobním nákladům. [8]

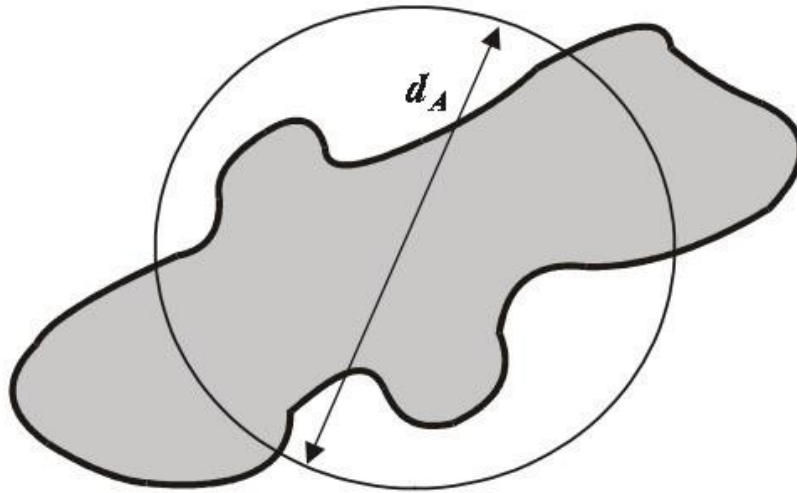
1.3 Kovové prášky pro SLM

Kovové prášky pro metodu SLM jsou buďto jednosložkové, z jednoho druhu kovového materiálu, což je metoda méně v praxi používaná, nebo druhá možnost slitiny několika druhů odlišných kovových materiálů. Druhá zmíněná metoda kombinuje vlastnosti obsažených prvků a tato skutečnost je využívána pro dosažení lepších požadovaných požadavků. Nejpoužívanější materiály pro metodu SLM jsou ocel, hliník, titan, nikl, kobalt aj. [9], [10]

1.3.1 Velikost prášku

I přes to, že je prášek vyráběn jednou metodou, jednotlivé částice nevzniknou se stejnými rozměry, tyto částice se od sebe navzájem liší. Takto rozdílné částice se dají rozdělit dle velikosti pomocí síťování, sedimentace či vzdušné separace. V praxi se vyskytují částice nepravidelného tvaru, a proto velikost těchto částic je možno stanovit pomocí jednoho rozměru,

a to průměrem koule. Koule je s částicí rovnocenná – má identickou některou kvantifikovatelnou fyzikální vlastnost tzv. ekvivalentní průměr (Obr. 12) [11]




Obr. 2 Ekvivalentní průměr prášku [12]

1.3.2 Morfologie prášku

Jednotlivé metody výroby kovových prášků nabízí rozdílnou morfologii a vlastnosti částic. Tyto metody zahrnují elektrolýzu, obrábění, mechanické rozměňování a další. Každá metoda má svůj charakteristický tvar částice a tento tvar je zobrazen v tab 1. Kovové prášky vyrobené danou metodou musí vykazovat stálou charakteristiku i při opakované výrobě. [11]

Tab. 1 Morfologie prášku [11]

Způsob přípravy	Tvar částice	Ilustrace
Chemický rozklad	Jednodimenzionální jehlicový	
Chemický rozklad Mechanické Rozměňování	Nepravidelný tyčinkový	
Elektrolyticky	Dvojdimenzionální dendritický	
Mechanické rozměňování	Vločkovitý	
Atomizace karbonylu (Fe) precipitací v roztoku	Třídimenzionální sférický	
Atomizace chemickým Rozkladem	Kulový	
Atomizace chemickým Rozkladem	Nepravidelný	
Redukce oxidů	Porézní	
Mechanická	Hranatý	

1.3.3 Složení a čistota prášku

Znečištění kovových prášků a velikost tohoto znečištění na začátku výroby je velmi významné jak pro průběh zpracování, tak pro vlastnosti konečného produktu. Proto je nutné na začátku procesu provést důkladnou kontrolu vstupních surovin z hlediska jejich kvality. Tato kontrola zahrnuje granulometrii, morfologii částice a homogenitu rozložení velikosti jednotlivých zrn. Také je nutné zjistit, v jaké formě jsou nečistoty přítomny. Zda se jedná o prvky ve své elementární formě, či ve formě chemické sloučeniny. Znečištění prášku není výsada pouze prvotního začátku procesu, ale prášek může získat nečistoty také při průběhu zpracování, skladování či manipulaci. [11]

1.4 Problémy při výrobě metodou SLM

Při tištění modelu pomocí metody SLM se vyskytují určité defekty při výrobě, jako jsou delaminace, pórovitost, praskání či špatná drsnost povrchu. V určitých případech je dokonce

nemožné odstranění těchto vad přímo při výrobním procesu. Mezi časté příčiny těchto defektů patří například velká rychlost laseru, či špatný odvod tepla po působení energetického paprsku na kovový prášek. [13], [14], [15]

1.4.1 Pórovitost

Pórovitost znamená, že se během tisku uvnitř modelu vytvořily velmi malé předem neplánované dutinky. Tato skutečnost může být způsobena použitým vstupním materiálem, práškem, či samotným procesem 3D tisku. Pokud je použitý kovový prášek při vstupu do stavěcí komory navlhlý, energie laseru vlhkost odpaří a částice páry tak zůstanou pod tuhnoucí vrstvou materiálu. Problém při procesu může být nedostatečné nebo nadbytečné použití energie v energetickém paprsku. Pokud je intenzita paprsku nedostatečná, kovové částice nemusí dostatečně fúzovat a když je naopak moc velká, je možné, že natavený kov vyprskne z tavného bazénku. [13], [15]

Póry jako takové lze označit za póry otevřené nebo za póry uzavřené. Póry uzavřené jsou typem vady, kterou bez většího vnějšího zásahu nelze odstranit. Uzavřené póry jsou celistvé dutinky plynu uvnitř vytištěného materiálu. Oproti tomu póry otevřené jsou dutinky ve výtisku jdoucí z povrchu dovnitř do materiálu. Tato vada je v post-processingu většinou odstranitelná a k jejímu odstranění se využívá například proces infiltrace. [13], [15]

1.4.2 Balling effect

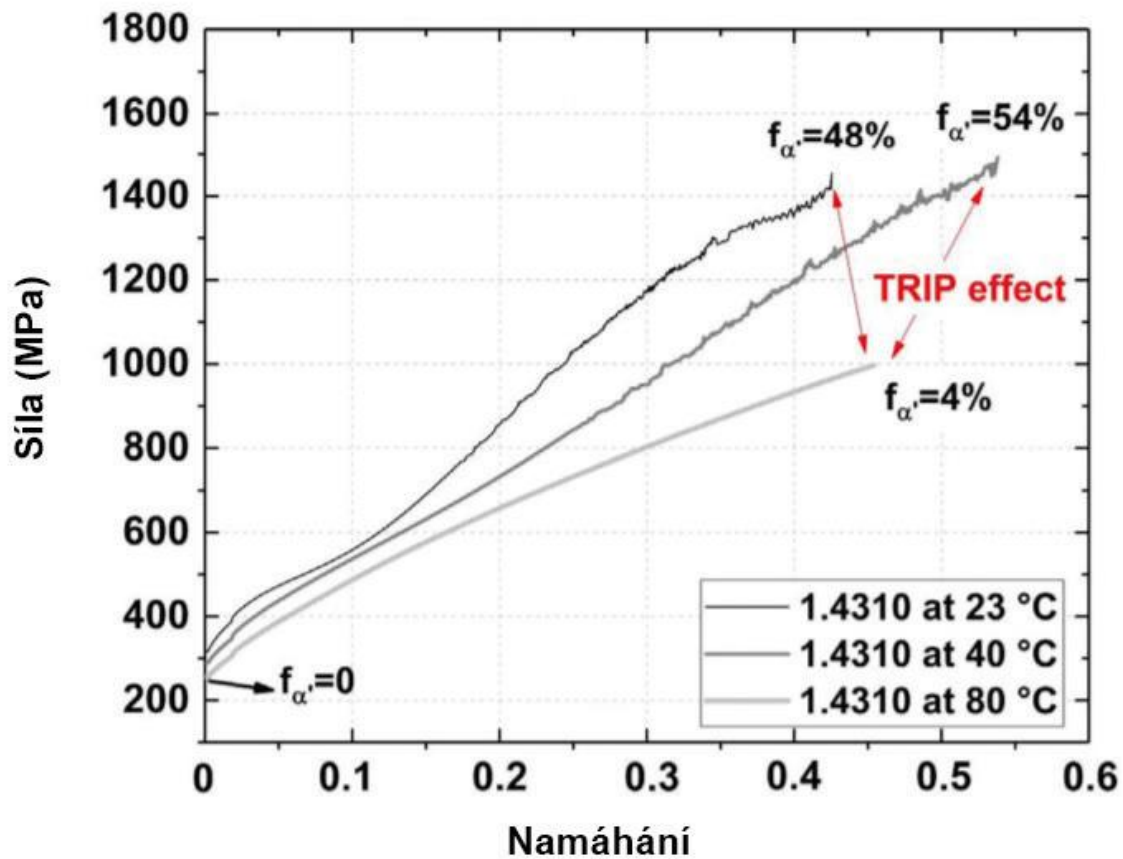
Balling efekt je makroskopická vada materiálu, kdy při výrobě modelu vznikají na povrchu globule. Tento jev vzniká díky velkému teplotnímu gradientu na povrchu modelu. Roztavený kovový prášek se laserem vnesenou energií roztaví a následně na povrchu tuhne ve formě zmíněných globulí. Tento kulovitý tvar je způsoben povrchovým napětím, kde se projevuje snaha nataveného materiálu dosáhnout stavu s nejnižší energií. Tento jev je možno odstranit v následném post-processingu, ale většinou značná část těchto kuliček odpadá již při vyjmutí modelu z tiskárny. [13], [15]

1.4.3 Delaminace a praskání vrstev

Praskání a delaminace vrstev jsou defekty, které se při procesu SLM mohou v materiálu vyskytovat v důsledku vysoké rychlosti ochlazování nebo díky zbytkovému napětí. Praskání jako takové může nastat například při tuhnutí materiálu a je nejproblematičtější u materiálů s nízkou tažností. Jev praskání může být také iniciován pórovitostí materiálu za přítomnosti významných zbytkových napětí. K delaminaci dochází, když se následně vrstvy oddělují kvůli nedostatečnému spojení mezi vrstvami. Také může k tomuto jevu přispívat neúplné roztavení mezi vrstvami nebo nedostatečně přetavená spodní podkladová látka. [13], [16]

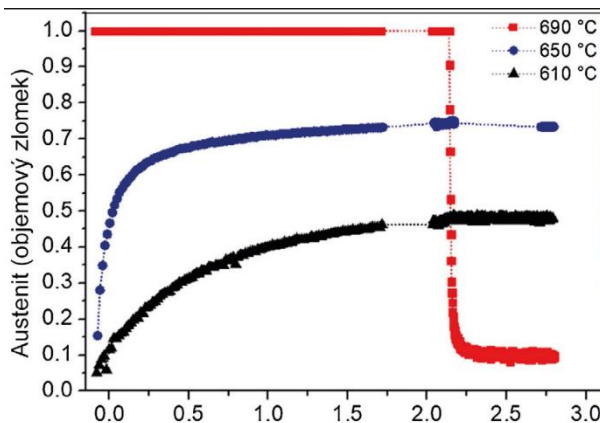
1.5 TRIP efekt

Vysvětlení TRIP efektu poskytuje studie Bleck a kol. [17] TRIP efekt (Transformation-Induced-Plasticity) u ocelí označuje významné zlepšení jak pevnosti, tak tažnosti díky přeměně austenitu na martenzit při plastické deformaci. Transformace austenitu na martenzit při deformaci při nebo poblíž pokojové teploty vytvoří martenzitickou fázi s vysokým obsahem uhlíku, který podstatně zvyšuje rychlost zpevnění a současně zpevňuje materiál. Toto zpevnění

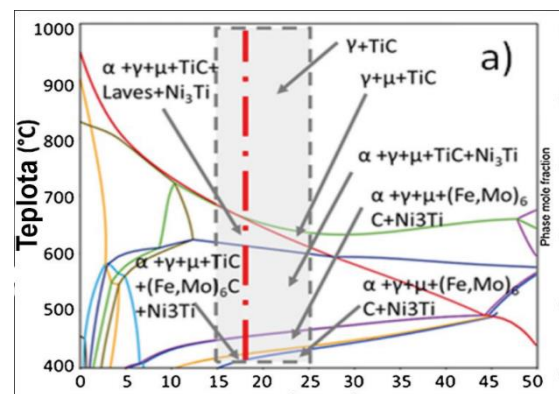


Obr. 3 Vliv Trip efektu na pevnost materiálu [17]

je zobrazeno na obr 2. Studie Conde a kol. [33] se zabývá reverzním austenitem, který lze v maraging ocelích využít ke zvýšení tažnosti pomocí plastické deformace nebo TRIP efektu, a jeho stabilitou při určitých procesech tepelného zpracování. Jeden z výsledků této práce je simulovaný diagram fází v materiálu v závislosti na teplotě a na podílu niklu obr 5. Červená čerchovaná čára tedy zobrazuje maraging ocel s nominálním obsahem niklu 18,3 %. Dalším zjištěním bylo, že reverze austenitu mezi teploty 610-690 °C při rychlosti ohřevu 500 °C*s⁻¹ podpořila zjemnění mikrostruktury ve srovnání s žilným případem, a to v důsledku tvorby intragranulárních jehlicovitých a globulárních austenitických morfologií. Stabilita reverzního austenitu po tepelném zpracování a následném ochlazení na pokojovou teplotu, která byla zjištěna metodou XRD, byla u každého vzorku rozdílná a je zobrazena na obr. 4.



Obr. 4 Stabilita reverzního austenitu [34]



Obr. 5 Diagram fází v materiálu v závislosti na teplotě a na podílu niklu [33]

2 Maraging steel

Název „maraging“ ocele je odvozen od slov martenzit a age-hardening (stárnutí). Tato ocel je martenzitická ocel s nízkým obsahem uhlíku a nabízí kombinaci vysoké pevnosti v tahu a vysoké lomové houževnatosti. Díky těmto vlastnostem se hodí například pro konstrukce kritické z hlediska bezpečnosti u letadel, které vyžadují vysokou pevnost a určitou toleranci poškození. [30], [31], [32].

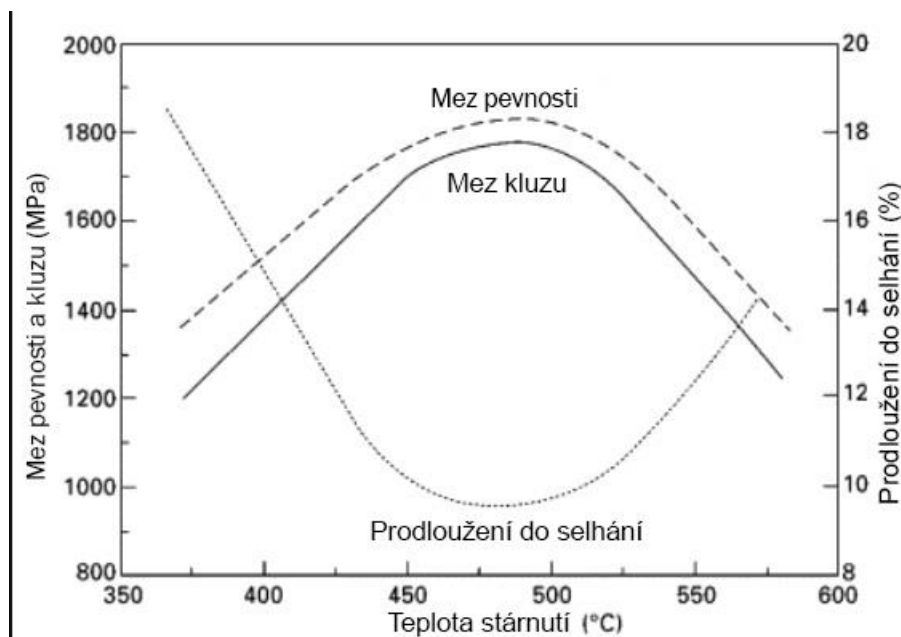
Maraging ocele obvykle obsahují okolo 18 % niklu a velmi nízké množství uhlíku nepřesahující 0,3 %. Takto nízký obsah uhlíku v oceli je kvůli zabránění tvorbě precipitátu TiC, který výrazně snižuje pevnost, tažnost a houževnatost, pokud by byl tento precipitát obsažen ve velkém množství. [30], [31], [32]

Tab. 2 Chemické složení různých druhů maraging ocelí [30]

Název	C [%]	Ni [%]	Co [%]	Mo [%]	Ti [%]	Al [%]	Mn [%]	Si [%]
18NiCo(200)	max.0,03	18	8,5	3,3	0,2	0,10	max.0,10	max.0,10
18NiCo(300)	max.0,03	18,5	9	4,8	0,7	0,10	max.0,10	max.0,10
18NiCo(350)	max.0,03	18	12	4,2	1,5	0,10	max.0,10	max.0,10
18NiCo(400)	max.0,03	13	15	10	0,2	-	max.0,10	max.0,10
18NiCo(500)	max.0,03	8	18	14	0,2	-	max.0,10	max.0,10

Tato ocel se vyrábí zahříváním v oblasti fáze austenitu, následovanou pomalým ochlazováním na vzduchu za vzniku martenzitické struktury. Pomalé ochlazení může vést ke tvorbě feritu a perlitu, a proto je žádoucí ochlazení urychlit kalením ve vodě nebo oleji. V maraging ocelích dochází k tvorbě austenitu i při pomalém ochlazení, a to díky vysokému obsahu niklu, jenž potlačuje tvorbu feritu a perlitu. [30], [31], [32]

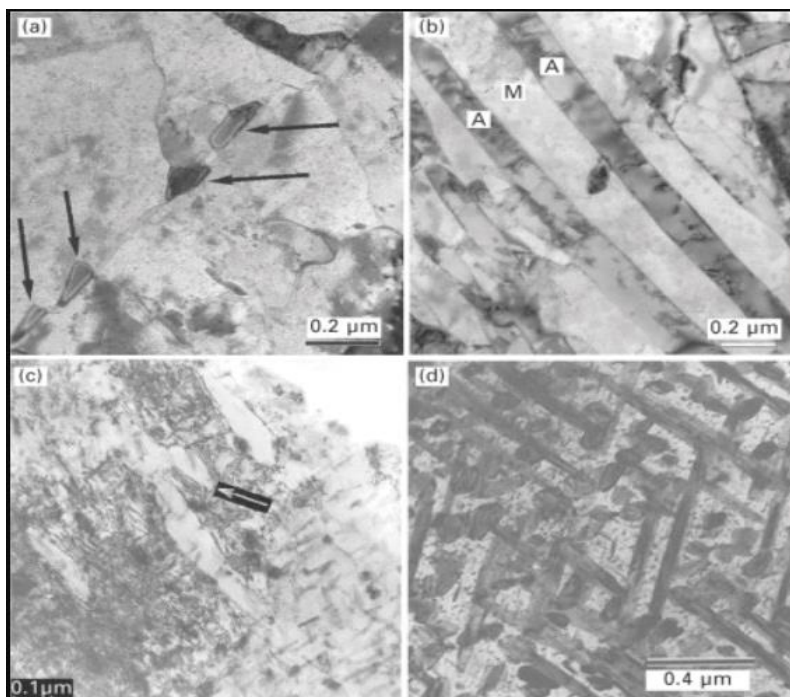
Typickým tepelným zpracováním maraging ocele je kalení a následné precipitační vytvrzení. Teploty typické pro vytvrzení této oceli se pohybují mezi 450 a 550 °C po dobu od 4–12 h. Následné chlazení je poté provedeno na vzduchu. Vytvrzení při těchto teplotách má za následek tvorbu následujících precipitátů: Ni₃Mo, Ni₃Ti, Ni₃Al a Fe₂Mo. Kobalt je důležitým prvkem přítomným v těchto ocelích, jelikož plní několik funkcí. Používá se ke snížení limitu rozpustnosti molybdenu, a tím ke zvýšení objemového podílu sraženin bohatých na molybden. Také má za následek urychlení tvorbu precipitátu, a tedy zkracuje dobu vytvrzení potřebnou pro dosažení maximální tvrdosti. [30], [31], [32]



Obr. 6 Vliv teploty precipitačního vytvrzení na mechanické vlastnosti [30]

2.1 Reverzní austenit u maraging ocele

U maraging ocelí může docházet během precipitačního vytvrzení za určitých teplot k reverzi z martenzitu na austenit. Množství reverzního austenitu závisí jak na teplotě vytvrzení, tak na času, kdy vytvrzení probíhá. Tuto závislost popisuje studie Sha a Guo [32]. Velkou roli v tvorbě reverzního austenitu hraje nikl, jakožto stabilizační prvek austenitu a také jako jeden z hlavních legujících prvků v maraging ocelích. V závislosti na složení slitiny a použitém tepelném zpracování mají za následek různé morfologie reverzního austenitu.



Obr. 7 Morfologie reverzního austenitu [30]

3 Post-processing

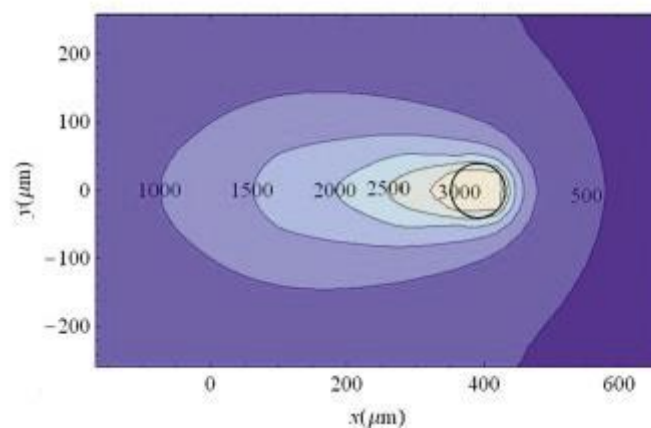
Většina výtisků po tištění vyžaduje procesy k vytvoření funkčních a pracovních ploch.

Čtyři hlavní metody následného zpracování jsou:

- Operace k dosažení požadovaných rozměrů
- Potahování povrchů pro funkcionalizaci či ochranu
- Leštění a zlepšení drsnosti povrchu
- Tepelné či chemické zpracování pro změnu vlastností a struktury materiálu

3.1 Ocel vyrobená technologií SLM bez tepelného zpracování

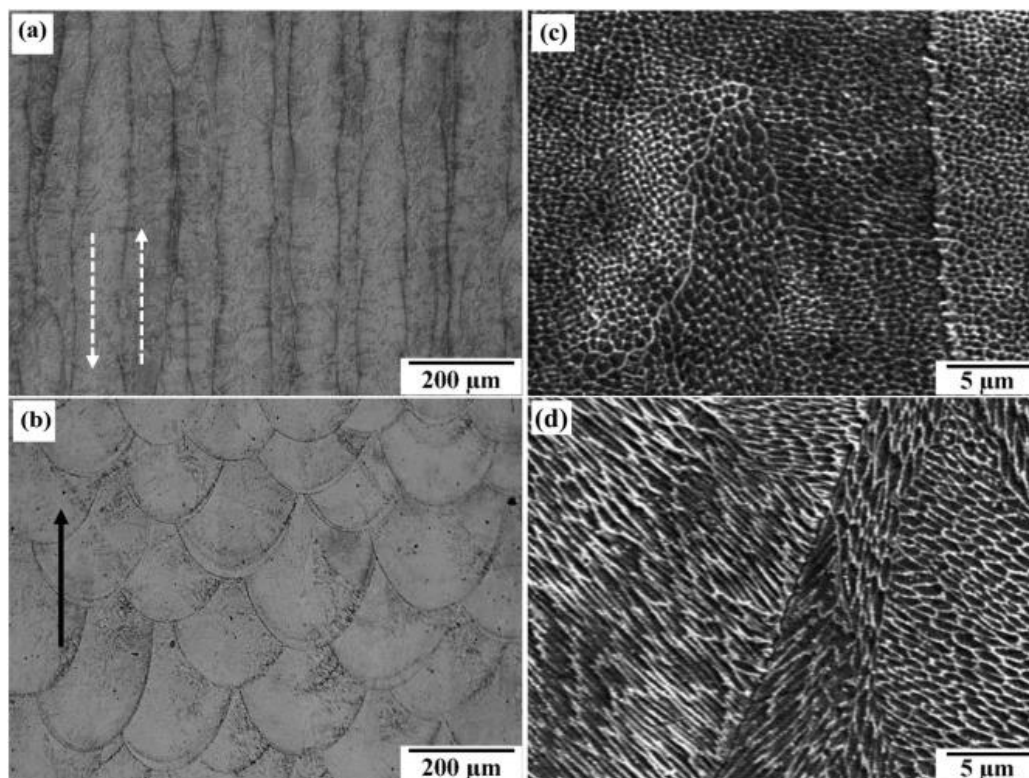
Studie Majeed a kol. [8] a Yingli a kol. [1] zobrazuje mimo jiné rozložení teplot při výrobním procesu SLM. Tedy pohyb laserového paprsku po požadované geometrii výtisku, kde je místo dopadu laserového paprsku označeno kroužkem o teplotě 3000 °C. Následné chlazení v této oblasti probíhá vedením tepla z oblasti o větší teplotě, tavné lázně, do oblasti s menší teplotou. Růst zrn je ovlivněn několika faktory, jako je například teplota celého vyrobeného dílu a také teplota tavné lázně



Obr. 8 Průběh teplot po průchodu energetického paprsku [18]

3.2 Struktura oceli bez tepelného zpracování

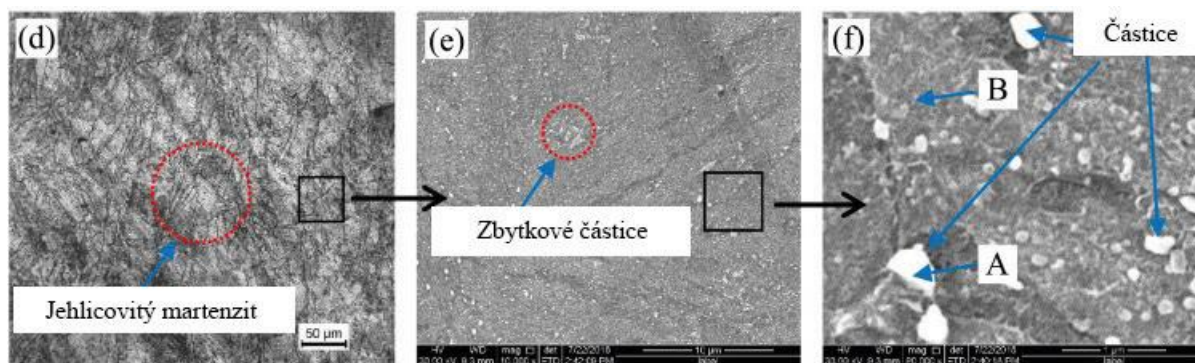
Vytvořenou strukturu popisuje Mutua a kol. [19], Bai a kol. [20] a Casati a kol. [21] Na snímku obr 9. (a) lze vidět příčný řez leštěného/leptaného vzorku na kterém je jasně vidět pohyb laserového paprsku při výrobním procesu a diskontinuální povahu tavení vyvolaného pulzujícím laserovým paprskem. Na snímku obr 9. (b) je možno pozorovat typické poloeliptické stopy ztuhlé taveniny s protáhnutím proti stavebnímu směru a v paralelním směru vůči směru stavby lze pozorovat překrytí mezi různými stopami. Složitě tepelné procesy, ke kterým dochází během selektivního tavení laserem SLM, vedou k tuhnutí struktury ve formě buněk. Na snímku obr 9. (c) se nachází vodorovný řez vzorkem, jenž se skládá z buněčné struktury.



Obr. 9 Mikrostruktura maraging ocele 18Ni300 bez tepelného zpracování [19]

3.3 Mikrostruktura oceli při žihání

Mikrostrukturu po žihání na teplotě 840 °C po dobu 1 h pozoruje studie Bai a kol. [20] a Mutua a kol. [19]. Na obr. 10 (a) je možné pozorovat, že předchozí stopy po chodu laserového paprsku vymizely a zároveň se na tomto místě objevilo velké množství jehlicového martenzitu. Na následujících snímcích obr. 10 (b) a (c) vymizela buněčná struktura a hranice zrn, v tepelně nezpracovaném stavu tvořeny titanem, niklem, molybdenem a kobaltem, jsou částečně rozpuštěny v mřížce. Množství částic, které se rozpustí při tepelném zpracování, je závislé na době a teplotě žihání.

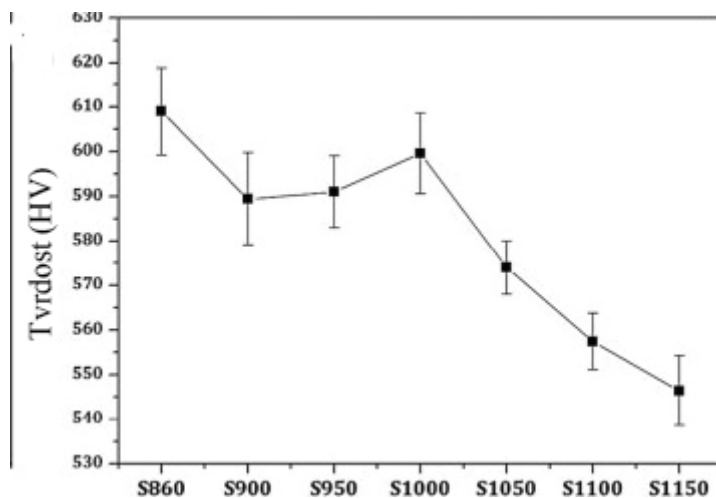


Obr. 10 Mikrostruktura maraging ocele 18Ni300 po žihání teplotou 840 °C po dobu 1 h [20]

3.3.1 Pevnost a vrubová houževnatost po žihání

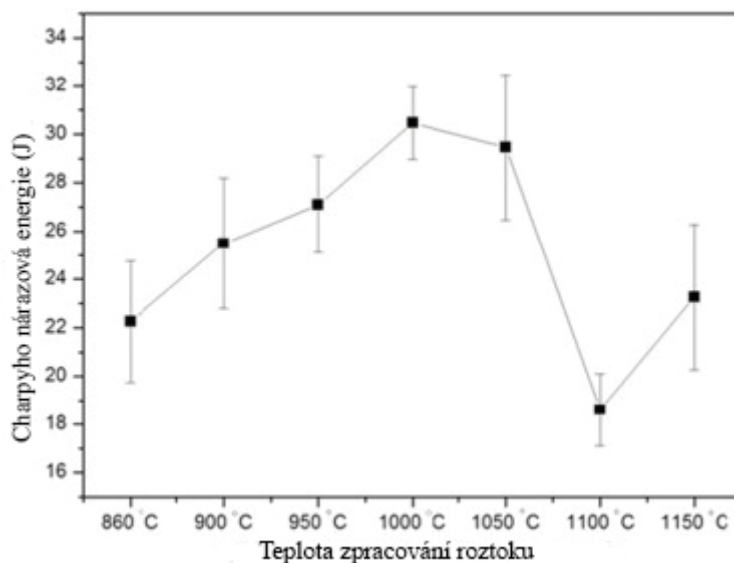
Studie Masoumi a kol. [22] se zabývá tepelným zpracováním maraging oceli třídy 300 a to žiháním za různých teplot, ale za použití materiálu maraging ocele vyroben vakuovým indukčním tavením (VIM), vakuovou obloukovou rafinací (VAR) a následným kováním.

Materiál byl tedy podroben žíhání při teplotách 860, 900, 950, 1000, 1050, 1100 a 1150 °C po dobu jedné hodiny, následovalo chlazení ve vodě a poté vytvrzení po dobu tří hodin při teplotě 480 °C.



Obr. 11 Vliv teploty žíhání na tvrdost materiálu [22]

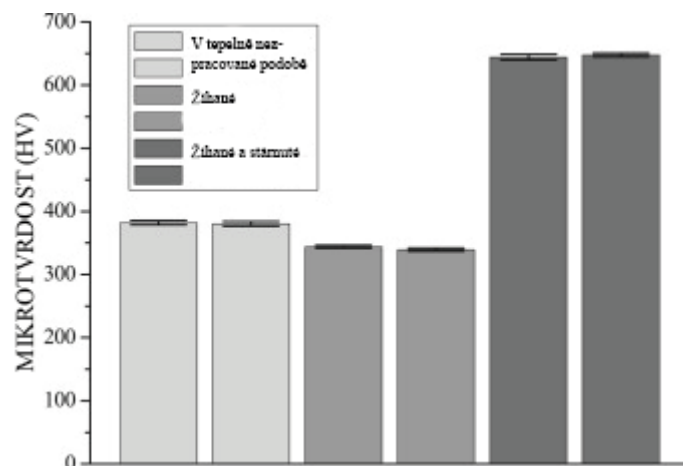
Obr. 11 zobrazuje změnu tvrdosti při různých žíhacích teplotách. Z grafu lze vyčíst, že tvrdost s rostoucí teplotou klesá, ale vrchol tvrdosti se nachází na žíhací teplotě 1000 °C. Obr. 12 uvádí výsledky Charpyho nárazové energetické zkoušky provedené na zkoumaných vzorcích. Vrubová houževnatost je maximální při žíhací teplotě 1000°C.



Obr. 12 Vliv teploty žíhání na vrubovou houževnatost materiálu [22]

3.3.2 Srovnání tvrdosti

Další část studie Bai a kol. [20] se zaměřuje na tvrdost zkoumaných vzorků. Na obr 13 jsou porovnány tvrdosti vzorků tepelně nezpracovaného, žíhaného při teplotě 840 °C a žíhaného na teplotě 840 °C a následně stárnutého při 480 °C na 6 h. Při žíhání se tvrdost materiálu snížila z 381,2 HV na 341,7 HV. Po žíhání a vytvrzení materiálu tvrdost stoupla až na 645,9 HV. To proto, že Nikl, Molybden a Titan rozpuštěný v matrici se oddělil a tvořil Ni_3Mo , Fe_2Mo a Ni_3Ti . Skutečnost, že precipitát Ni_3Ti má výrazný vliv na konečnou tvrdost uvádí studie Yang a kol. [23] Tato práce také zobrazuje rozdílnou pevnost v tahu a mez v kluzu při různých teplotách precipitačního vytvrzení.



Obr. 13 Porovnání tvrdosti materiálu bez tepelného zpracování, žíhaného a žíhaného + precipitačně vytvrzeného [20]

3.3.3 Vnitřní napětí v oceli při žíhání

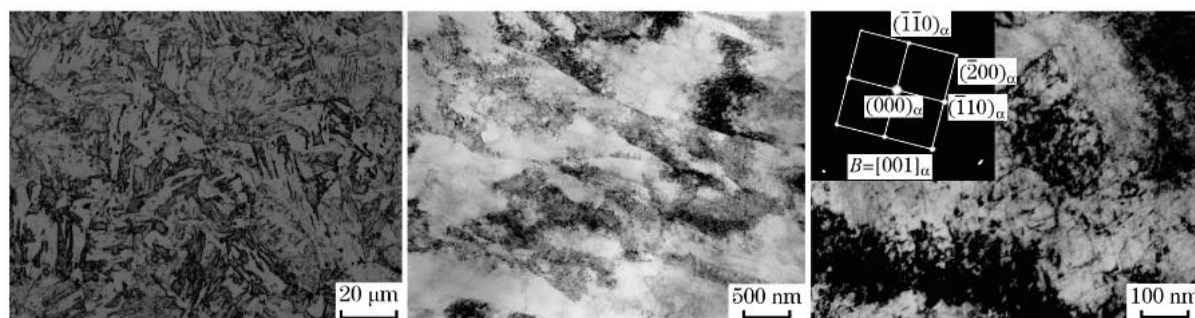
Práce Becker a Dimitrov [24] zobrazuje vliv žíhání na vnitřní napětí. V této práci je vzorek tepelně zpracovaný žíháním, postup této operace začíná ohřevem zkoumaného vzorku rychlostí 200 °C/h až na teplotu 830 °C. Následně výdrž na této teplotě po dobu 1 h a ochlazení na vzduchu při pokojové teplotě. Tepelné zpracování významně snižuje zbytkové napětí. Tato skutečnost je pozorovatelná na výsledcích práce v tab 3.

Tab. 3 Vliv žíhání na vnitřní napětí

Stavba vzorku	Průměr σ_{max} bez TZ (MPa)	Průměr σ_{max} žíháno (MPa)	Průměrný pokles napětí (%)
Dvojitě přetavení	455±91	102±18	-76
Jedno přetavení	720±142	121±21	-83

3.4 Žíhání a precipitační vytvrzení při 430 °C

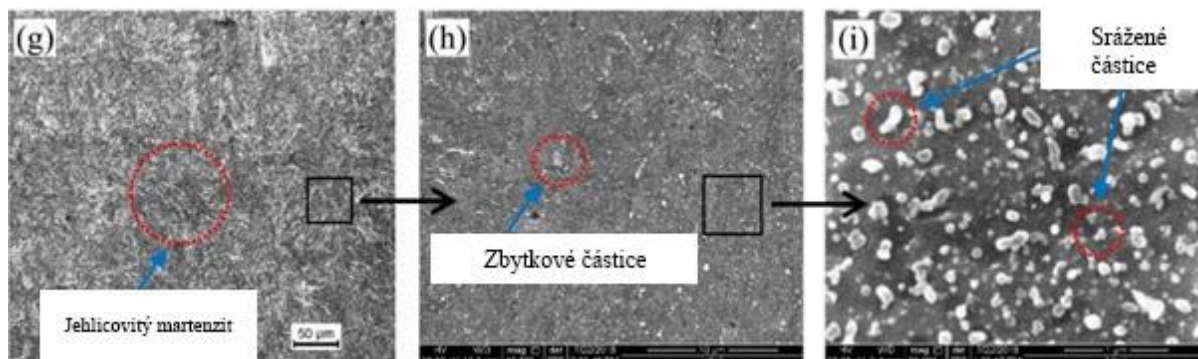
Studie Yang a kol. [23] popisuje mikrostrukturu vzorku vyrobeného svařováním wolframovou elektrodou v ochranné atmosféře argonu (TIG, WIG) z materiálu C300 a následně tepelně zpracovaného žíháním při teplotě 840 °C při době 1 h a vytvrzením při teplotě 430 °C po dobu 4 h. Podle studie Sakai a kol. [25] má svár vyrobený laserem a wolframovou elektrodou srovnatelné vlastnosti. Samotná mikrostruktura (obr 14) je tvořena z martenzitické matrice. Na snímku nejsou pozorovatelné žádné precipitáty. Pro zlepšení pevnosti vzorku je zapotřebí vyšší teplota vytvrzení.



Obr. 14 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žíháním a precipitačním vytvrzením při 430 °C [23]

3.5 Žihání a precipitační vytvrzení při 480 °C

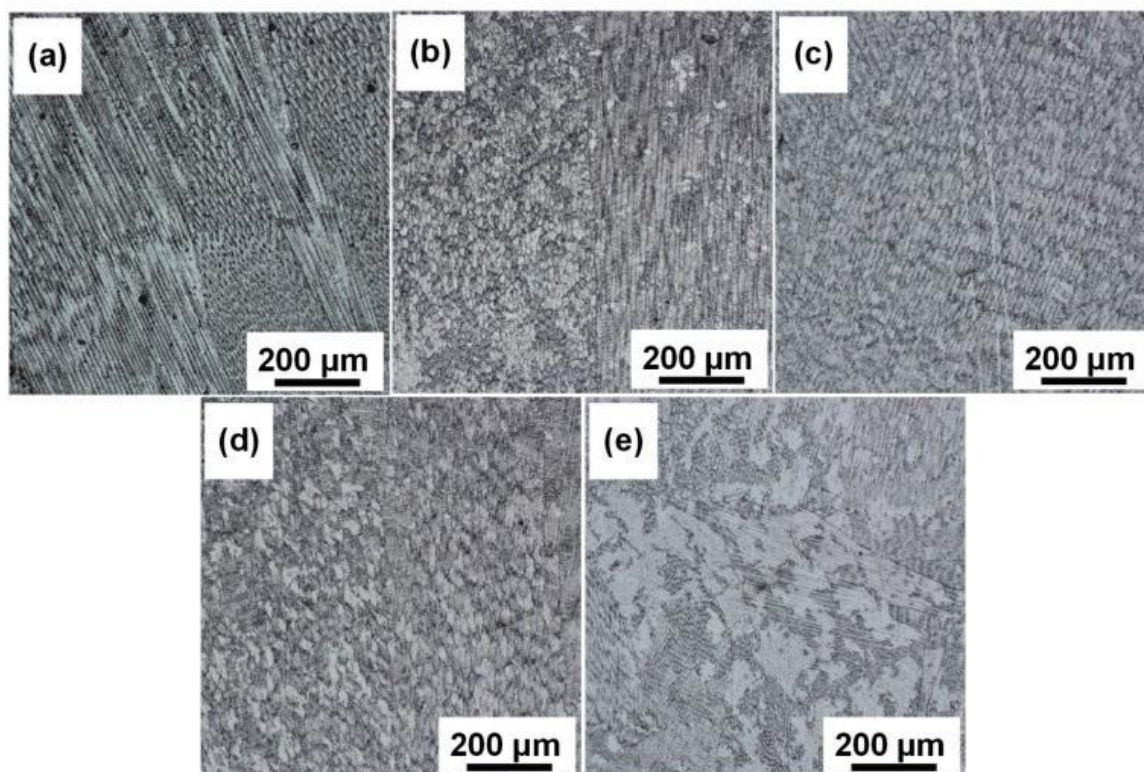
Po žihání a vytvrzení při teplotě 480 °C po dobu 6 hodin zrna jehlicového martenzitu ztrácí hranice, v mikrostruktuře lze nalézt zhruba 10 % austenitu vysráženého na hranicích zrn a na snímku obr. 15 je možno pozorovat spoustu bílých teček. A to z důvodu, že nikl molybden a titan tvoří Ni_3Mo , Fe_2Mo a Ni_3Ti . Precipitát Ni_3Ti , čárového tvaru, zvyšuje pevnost materiálu, ale zároveň snižuje vrubovou houževnatost. Zároveň také působí jako iniciátor trhlin. [20], [23]



Obr. 15 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žiháním a precipitačním vytvrzením při 480 °C [22]

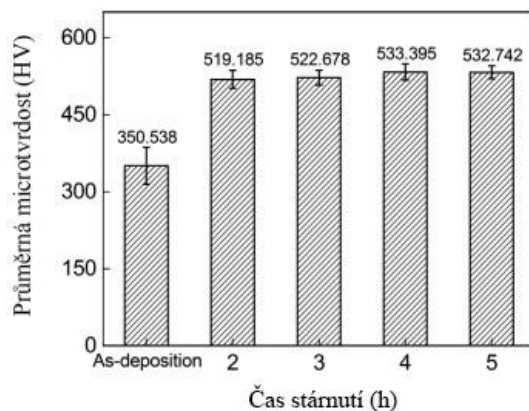
3.5.1 Vliv doby precipitačního vytvrzení na materiál

Vliv doby precipitačního vytvrzení na mikrostrukturu je popsán studií Yao a kol. [27] Vzorek z materiálu 18Ni300 byl žihán při teplotě 830 °C a poté následně stárnutý při teplotě 490 °C a to po různou dobu 1, 4, 7 a 10 h.



Obr. 16 Mikrostrukturní morfologie vzorků před a po různých tepelných úpravách. (a) Před tepelným zpracováním. (b) Vytvrzení po dobu 1 hodiny při 490 °C. (c) Vytvrzení po dobu 4 hodin při 490 °C. (d) Vytvrzení po dobu 7 hodin při 490 °C. (e) Vytvrzení po dobu 10 hodin při 490 °C [27]

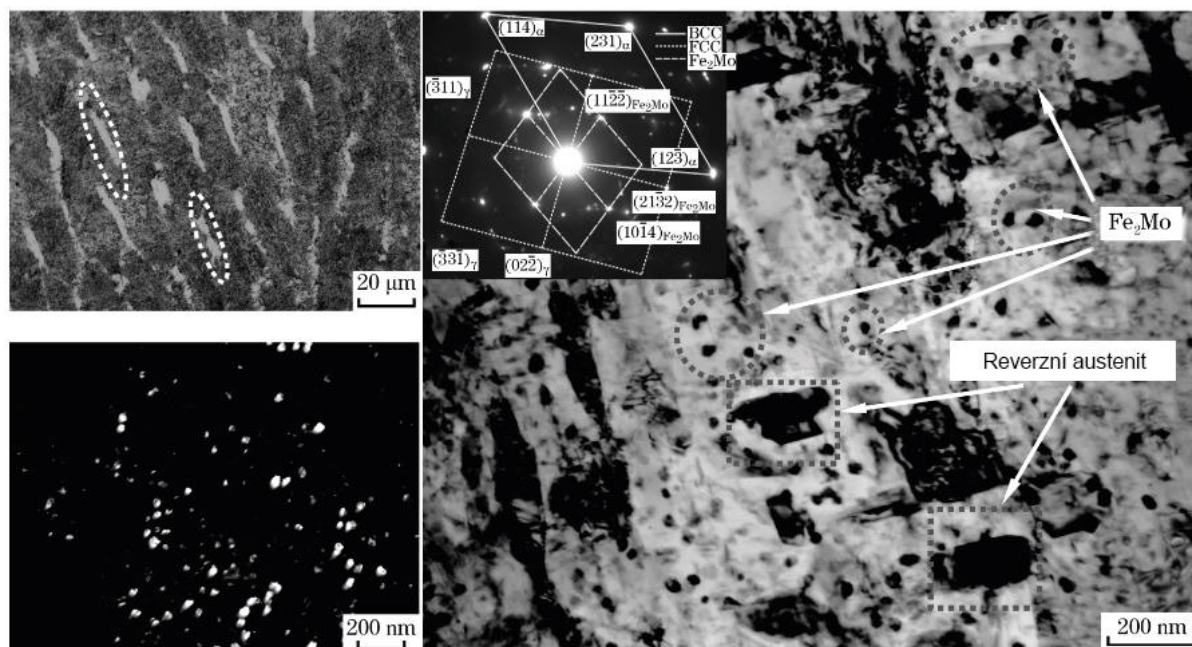
Mikrostruktura zkoušených vzorků se po tepelném zpracování mění. Se zvětšením času vytvrzení se dendritické sloupové krystaly mění na jehlicový martenzit a v mikrostruktuře se objevují precipitáty. Tepelné zpracování žíháním a vytvrzením u vzorku zásadně zvýšila mikrotvrdot. Největší pevnost byla pozorována u materiálu vytvrzeného po 4 h a to 533,4 HV. [27]



Obr. 17 Vliv doby vytvrzení na mikrotvrdość [27]

3.6 Žíhání a precipitační vytvrzení při 580 °C

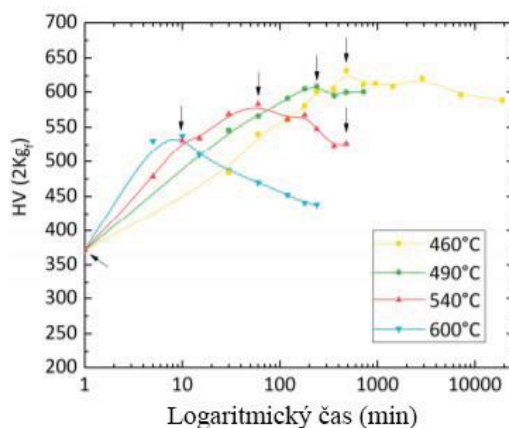
Při tomto zpracování, žíhání a následném vytvrzení při teplotě 580 °C po dobu 4 h se v mikrostruktuře nachází zhruba 30 % vysráženého austenitu na hranicích zrn. Vzorek má vyšší vrubovou houževnatost, ale nižší pevnost. Vzorek byl vyroben z materiálu C300 pomocí svařování wolframovou elektrodou v ochranné atmosféře argonu (TIG, WIG). [23]



Obr. 18 Mikrostruktura oceli po tepelném zpracování žíháním a vytvrzením při 580 °C [23]

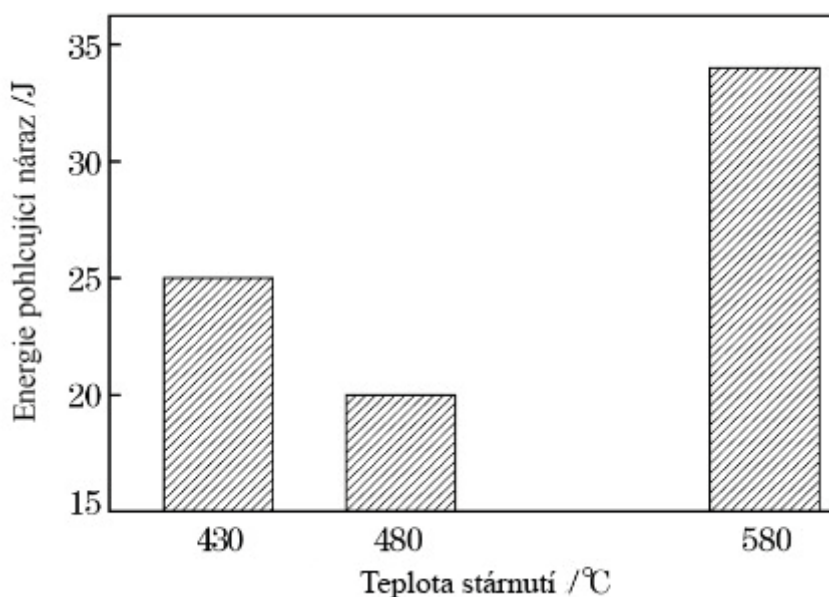
3.7 Vliv teploty a času precipitačního vytvrzení na tvrdost a vrubovou houževnatost materiálu

Výsledky studie Casati a kol. [21] ukazují tvrdost vzorků při různých teplotách vytvrzení v závislosti na čase. Nejvyšší naměřené hodnoty tvrdosti byli naměřeny při 10 min, 1 h, 4 h a 8 h pro teploty 600, 540, 490 a 460 °C. Při vyšších teplotách vytvrzení byl po dosažení vrcholu tvrdosti zaznamenán strmý úpadek, zatímco u nižších teplot byl tento úpadek pouze mírný. U teploty precipitačního vytvrzení 490 °C dochází k dosažení podobných mechanických vlastností při výrobě metodou SLM jako při výrobě konvenční metodou.



Obr. 19 Vliv teploty a času vytvrzení na tvrdost materiálu [21]

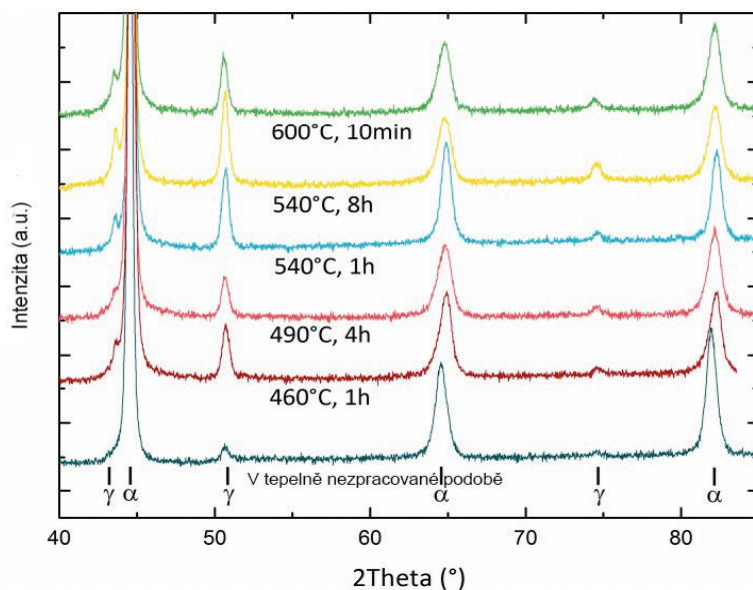
Vrbová houževnatost u vzorku stárnutého při 430 °C je vysoká a to proto, že díky nízké teplotě precipitačního vytvrzení dochází k precipitaci intermetalických prvků velmi pomalu. Při teplotě 480 °C je houževnatost nejnižší. Toto je zapříčiněno vysokým počtem precipitátů Ni₃Ti, který má za následek nižší houževnatost, jelikož díky němu vznikají iniciační místa trhlin. Při teplotě 580 °C, se v mikrostruktuře nachází menší počet precipitátů, větší objem vysráženého reverzního austenitu a Ni₃Ti je zastoupen Fe₂Mo. Vrbová houževnatost je tedy u této teploty vytvrzení výrazně zvýšená. Všechny vzorky byly stárnuty po dobu 4 h. [21], [23]



Obr. 20 Vliv teploty a času vytvrzení na vrubovou houževnatost materiálu [23]

3.8 Reverzní austenit

Množství austenitu v oceli vyrobené pomocí metody SLM je pozorováno pomocí rentgenové difrakční analýzy (XRD). Touto metodou zkoumala přítomnost austenitu v oceli i studie Mutua a kol. [19], ve které byl vyvozen závěr, že samotný surový prášek jakožto základ pro budování oceli metodou SLM obsahuje pouze martenzit a austenit nikoliv. Avšak již po zhotovení ocele se v ní nachází určité množství austenitu. Následné tepelné zpracování žíháním a vytvrzením při různých teplotách a za různého času sleduje studie Casati a kol. [21] ve které je z výsledků zřejmé (Obr. 21), že se zvýšením teploty vytvrzení se objem navráceného austenitu zvyšuje. Skutečnost, že množství navráceného austenitu závisí na zvyšující se teplotě precipitačního vytvrzení potvrzuje také studie Yang a kol. [23]



Obr. 21 Výsledek rentgenové difrakční analýzy (XRD) [21]

Studie Casati a kol. [21] také poskytuje tabulku výsledků rentgenové difrakční analýzy s přesným procentuálním zastoupením austenitu vzorků po různých tepelných zpracováních a mez v kluzu.

Tab. 4 Procentuální zastoupení austenitu vzorků po různých tepelných zpracováních, mez kluzu [21]

Tepelné zpracování	Reverzní austenit [%]	Mez kluzu [MPa]
Stav po tisku	11,38 (1,02)	914,9 (12,5)
460 °C 8 h	15,55 (0,73)	1956,8 (43,3)
490 °C 4 h	16,12 (0,57)	1793,3 (96,5)
540 °C 1 h	17,17 (0,68)	1870,3 (53,8)
540 °C 8 h	21,30 (0,77)	1545,9 (103,1)
600 °C 10 min	17,15 (0,68)	1557,2 (140,4)

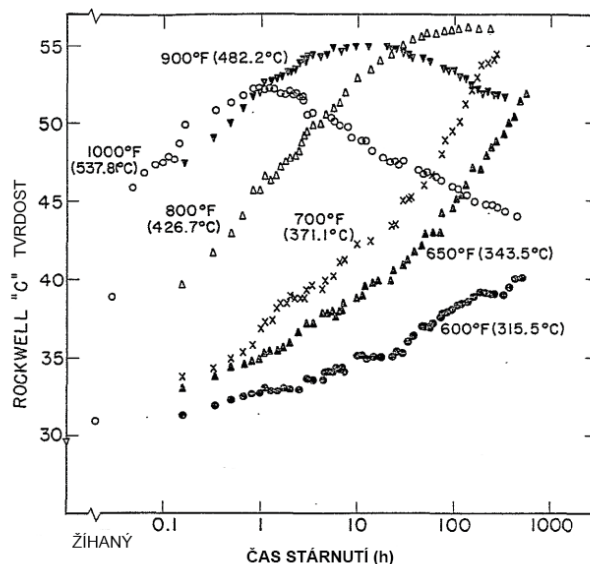
3.9 Vliv prvků

Titan je jeden z nejméně aktivních prvků ve složení a to proto, že precipituje nejrychleji, nejsilněji a nejúplněji při procesu precipitačního vytvrzení. Důležitý je z důvodu přítomnosti precipitátu Ni_3Ti . Z toho důvodu je také důležitý Nikl, který je také důležitý pro vznik reverzního austenitu. Jelikož ale nikl obohacuje precipitáty při nižší teplotě než reverzní austenit, obsah reverzního austenitu v materiálu je tedy ovlivněn koncentrací niklu v mřížce po precipitaci. [27], [28]

Precipitace molybdenu je silně ovlivněna ostatními prvky, jako je kobalt a titan. Kobalt snižuje obsah molybdenu v martenzitické matici, a tím je dosaženo vyššího množství molybdenu pro tvorbu precipitátu. V materiálu bez přítomnosti kobaltu je vytvrzení precipitací tedy hlavně díky částicím obsahující titan, tím pádem je potřeba v těchto ocelích vyšší obsah titanu pro dosažení stejné pevnosti. Molybden jako takový, je feritotvorný prvek uzavírající oblast austenitu, snižující rozsah teplot martenzitické transformace a zvyšuje stabilitu martenzitu. [27], [28]

3.10 Porovnání s konvenčně zpracovanou ocelí

Pro porovnání mechanických vlastností oceli vyrobené metodou SLM s ocelí vyrobenou konvenční metodou kování je možné srovnat výše dané výsledky studií Casati a kol. [21] se zde uvedenou studií Psioda a kol. [29] Tvrdost v závislosti na teplotách a době vytvrzení, a vrubová houževnatost v závislosti na mezi kluzu je zobrazena na obr 22. Co se týče tvrdosti, tak maximální hodnota byla zaznamenána při teplotě 426,7 °C, ale za dobu kolem 100 h. Mez kluzu roste za klesající vrubové houževnatosti, tato závislost je způsobena precipitáty vytvořenými po vytvrzení.



Obr. 22 Tvrdost konvenčně vyrobeného materiálu v závislosti na teplotách a době precipitačního vytvrzení [29]

4 Experimentální program

Experimentální program analyzuje vzorky nástrojové martenziticky vytvrditelné oceli (maraging steel) MS1 vyrobených technologií SLM a následně tepelně zpracovaných. Charakterizuje vstupní materiál s použitou 3D tiskárnou a zvolenými parametry. V práci jsou popsány přístroje použité na zhotovení, přípravu a následné vyhodnocení vzorků.

Testované vzorky jsou vyrobeny ze stejného vstupního materiálu, ale po vytištění jsou následně podrobeny různému tepelnému zpracování. Po tepelném zpracování dochází k vyhodnocení mikrostruktury materiálu a jeho mechanických vlastností. Naměřené hodnoty jsou dále porovnány a výsledky experimentu jsou shrnuty v diskusi.

Experimentální vzorky byly vytištěny technologií SLM v Laboratoři experimentálního obrábění v Regionálním technologickém institutu, následně tepelně zpracovány v Laboratoři experimentálního tváření RTI. Metalografická analýza, měření tvrdosti a zkouška tahem byla provedena na přístrojích v Metalografické laboratoři RTI při Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Cílem experimentálního programu tedy bylo:

- Popsat proces tepelného zpracování a vliv tohoto zpracování na strukturu materiálu.
- Zhotovit metalografický výbrus vybraných vzorků. Následně u vzorků provést mikrostrukturní analýzu.
- Zjistit mechanické vlastnosti experimentálních vzorků a následně výsledné hodnoty porovnat.

5 Charakterizace tištěné oceli

V průběhu výrobního procesu bylo využité zařízení z laboratoří experimentálního obrábění v RTI od značky EOS GmbH přesněji typem EOS M290, vylepšený model vycházející z EOSINT M 280, který byl vedoucím systémem na trhu. EOS M290 umožňuje rychlou, flexibilní a nákladově efektivní výrobu kovových sériových dílů, náhradních dílů a funkčních prototypů. Modulární platforma disponuje pracovním prostorem o rozměru 250 x 250 x 325 mm, vláknovým laserem o intenzitě 400 Wattů, který poskytuje mimořádně vysokou kvalitu paprsku v kombinaci se stabilitou výkonu. Pro aditivní výrobu byla nastavena intenzita laseru 285 W, skenovací rychlost 960 mm/s spolu s tloušťkou vrstvy 40 μm a hatching distance 110 μm . Tento systém pracuje v ochranné atmosféře dusíku bránící oxidaci materiálu během procesu, taktéž umožňuje zařízení zpracovávat široké spektrum materiálů od lehkých kovů, nerez a nástrojových ocelí po vysoce legované slitiny.



Obr. 23 3D tiskárna použitá na tisk experimentálních vzorků, EOS M290 v Laboratoři experimentálního obrábění RTI

Tab. 5 Parametry tisku použité k tištění experimentálních vzorků

Parametry tisku	
Výkon laseru [W]	285
Skenovací rychlost [mm/s]	960
Použitý inertní plyn	Dusík
Tloušťka vrstvy [μm]	40
Hatching distance [μm]	110

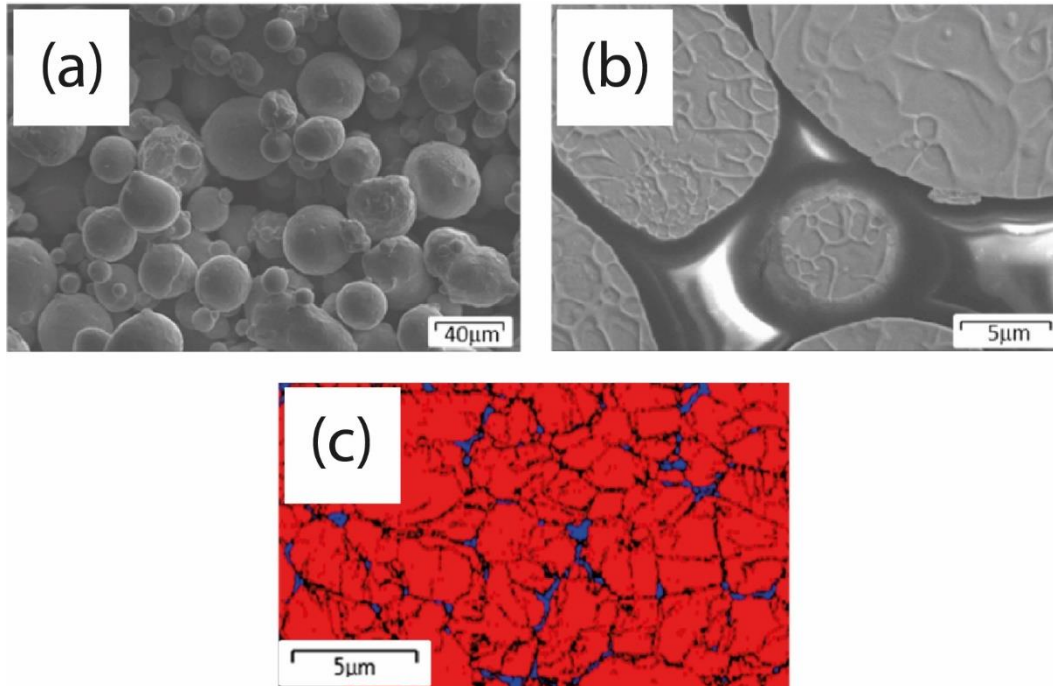
5.1 Materiál experimentálních vzorků

Experimentální vzorky byly tištěny z materiálu X3NiCoMoTi 18-9-5, jenž je nástrojová martenziticky vytvrditelná ocel, která je ekvivalentní s ocelí W. Nr. 1.2709 pod obchodním názvem MS1. Tato ocel se vyznačuje tím, že má velmi dobré mechanické vlastnosti a díky vhodnému tepelnému zpracování lze u této oceli dosáhnout vynikající tvrdosti a pevnosti. V praktické části práce je velmi pečlivě pozorována mikrostruktura oceli, jelikož mikrostruktura oceli vznikající na základě použité technologie zpracování SLM se může

výrazně lišit od oceli vyrobené pomocí konvenčních metod. Výsledná struktura bude nejspíše výrazně jemnější. Prášek pro tisk vzorků byl od společnosti EOS GmbH a byl vyroben metodou plynové atomizace.

Tab. 6 Chemické složení zkoumané oceli MS1

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Co	Ti	Al
MS1	≤0,03	≤0,1	≤0,1	≤0,5	4,5-5,2	17,0-19,0	8,5-9,5	0,6-0,8	0,05-0,15



Obr. 24 Prášek použitý k tisku oceli, (a) fotka ze SEM, (b) metalografický výbrus prášku, (c) EBDS mapa prášku (modrá barva austenit, červená ferit)

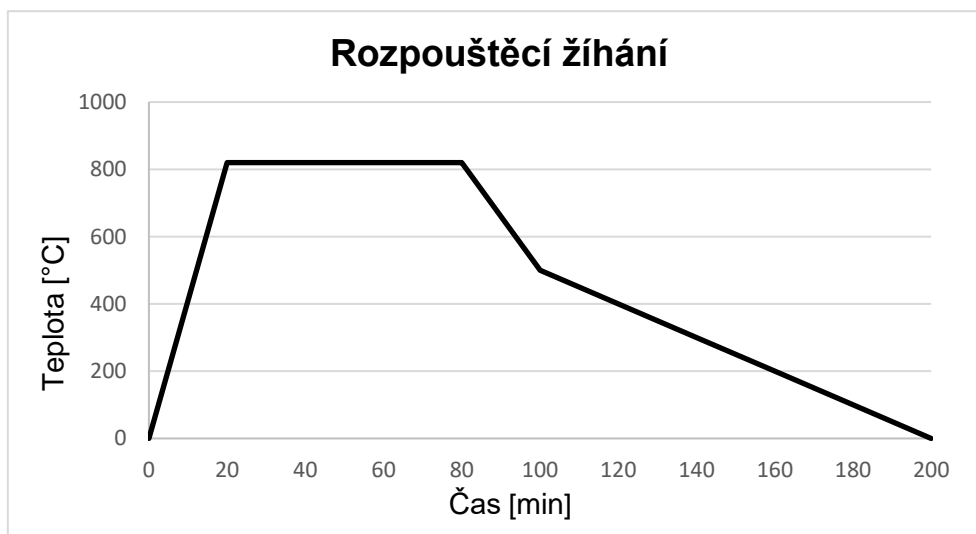
6 Tepelné zpracování

Cílem tepelného zpracování je znatelně zlepšit mechanické vlastnosti daného materiálu. V případě materiálu vyrobeného technologií SLM lze vhodným tepelným zpracováním docílit téměř shodných mechanických vlastností, jaké vykazují materiály vyrobené konvenční metodou. V experimentálním programu se zkoumalo mnoho typů tepelného zpracování na vzorcích a ze získaných výsledků lze tedy určit, které tepelné zpracování se jeví jako nejvhodnější dle požadovaných konečných vlastností materiálu.

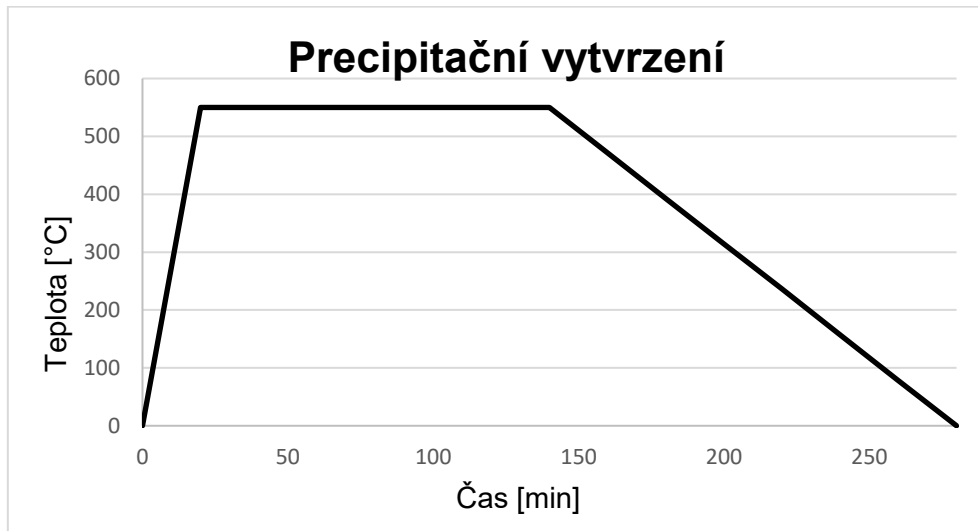
6.1 Tepelné zpracování experimentálních vzorků

Různé tepelné zpracování celkem sedmnácti experimentálních vzorků je uvedeno v tab. 7. Vzorky byly po vytištění žihány s teplotou austenitizace 820 °C či 940 °C (v ochranné atmosféře argonu) anebo zanechány ve stavu po tisku. Následně byly tyto vzorky precipitačně vytvrzeny při varietě teplot s různě dlouhou prodlevou na dané teplotě. Poté následovalo pozvolné ochlazení vzorků v peci na pokojovou teplotu.

Na grafu 1 a 2 je vyobrazen návrh tepelného zpracování pro jeden ze vzorků. Tepelné zpracování pro tento vzorek se skládá z žihání na teplotě austenitizace 820 °C po dobu jedné hodiny a následné precipitační vytvrzení na teplotě 550 °C po dobu dvou hodin a následné pozvolné ochlazení na pokojovou teplotu.



Graf 1 Návrh tepelného zpracování – rozpouštěcí žihání



Graf 2 Návrh tepelného zpracování – precipitační vytvrzení

Cílem experimentu bylo zmapovat prostor parametrů zpracování s teplotou žíhání v rozmezí 250-750 °C a výdržemi na těchto teplotách 0-6 h, a to pro tři různé výchozí stavy materiálu (po tisku, žíhaný na 820 °C/1 h nebo žíhaný na 940 °C/2 h). Pro experimentální vyzkoušení všech možných kombinací výchozích stavů a parametrů následného žíhání by bylo potřeba tepelně zpracovat a vyhodnotit 165 vzorků. Pro efektivnější návrh experimentálního programu byla proto využita metoda DOE (design of experiment), která v nejjednodušší variantě bez interakcí vedla k reprezentativnímu návrhu 17 kombinací parametrů zpracování uvedených v tab. 7. Výdrž „0 h“ znamená, že vzorky byly pouze ohřáty na danou teplotu. Po dosažení teploty v jádru vzorku (měřeno termočlánkem umístěným v otvoru vyvrtaném do vzorku) byl vzorek z pece vytažen a ochlazen.

6.1.1 Metoda DOE

Základem rozhodování o významnosti či nevýznamnosti faktorů, případně jejich interakcí, je analýza rozptylu. Je to metoda, pomocí které lze vyhodnotit, zda mají hodnoty faktorů statisticky významný vliv na hodnoty měřené proměnné (mez kluzu, mez pevnosti, tažnost, tvrdost).

Ověřuje se tedy nulová hypotéza o tom, že průměry hodnot měřené proměnné jsou stejné pro všechny úrovně daných faktorů (případně interakcí) oproti alternativní hypotéze, že se alespoň jeden z průměrů v závislosti na odlišné úrovni faktoru liší od ostatních (např. průměrná hodnota meze kluzu při úrovni faktoru teplota = 400 je významně jiná než v případě úrovně teplota = 550).

Tab. 7 Experimentální vzorky

Výchozí stav	Teplota precipitačního vytvrzení [°C]	Prodleva na teplotě [h]
Po tisku	300	0
	400	6
	500	1
	600	2
	650	4
	750	1
820 °C	350	0
	450	4
	500	4
	550	2
	600	1
	650	2
	700	0
940 °C	250	2
	300	4
	400	1
	550	0

6.2 Zařízení pro tepelné zpracování experimentálních vzorků

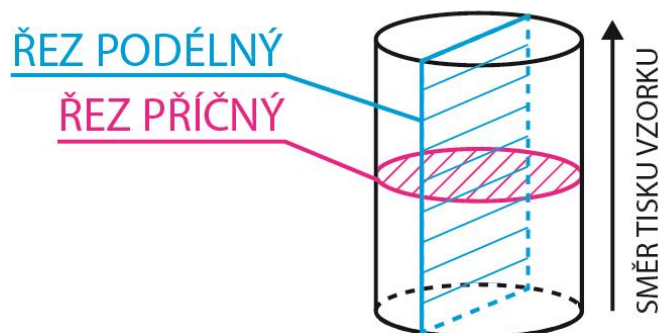
Experimentální vzorky byly tepelně zpracované v plynotěsné komorové peci PKR 35/11 (obr 24) od firmy LAC s. r. o. Tato pec disponuje příkonem 11kW a vnitřní rozměry pece jsou 250x490 mm. Pec je schopná operovat s teplotami až 1100 °C, a to v ochranné atmosféře dusíku nebo argonu.



Obr. 25 Plynotěsná komorová pec PKR 35/11 použitá na tepelné zpracování experimentálních vzorků

7 Mikrostrukturní analýza

7.1 Příprava vzorků



Obr. 26 Rozložení řezů vůči vzorku

Vzorky byly tištěny v tiskárně v ose “z” a následně byly vzorky rozřezané na příčný řez a podélný řez. Podélný řez je tvořen v ose tištění a řez příčný je rovnoběžný k stavební podložce 3D tiskárny. Rozložení vzorků vzhledem k tištěnému vzorku je vyzobrazeno na obr. 25. Vytištěné experimentální vzorky byly nejdříve upraveny do požadovaného tvaru pomocí metalografické pily Struers Secotom 50 (obr. 26). Následovalo zalití vzorků do vodivé hmoty MultiFast na zalévacím lisu Struers CitoPress 10 (obr. 27). Vzorky byly zality při teplotě 180°C. Následně vzorky byly připraveny na výbrus a leštění, které proběhlo na stroji Struers Tegamin 30 (obr. 29). Broušení proběhlo na brusných kotoučích SiC o velikosti zrna 500-2000 μm po dobu 2-3 min. Po tomto kroku následovalo leštění pomocí diamantových suspenzí na leštících kotoučích o zrnitosti 1-9 μm po dobu 1-2 min. Takto zpracovaný vzorek byl následně podroben leptání za účelem vyvolání mikrostruktury. Jako leptadlo byl použit 3 % Nital s různou dobou výdrže v leptadle. Pozorování mikrostruktur proběhlo na světelném mikroskopu Olympus GX51 (obr. 28), na elektronovém řádkovacím mikroskopu Tescan VEGA3 a EVO MA25 Zeiss (obr. 30).



Obr. 27 Metalografická pila Struers Secotom 50



Obr. 28 Zalévací lis Struers CitoPress 10



Obr. 30 Metalografická bruska/leštička Struers Tegramin 30



Obr. 29 Světelný mikroskop Olympus GX51

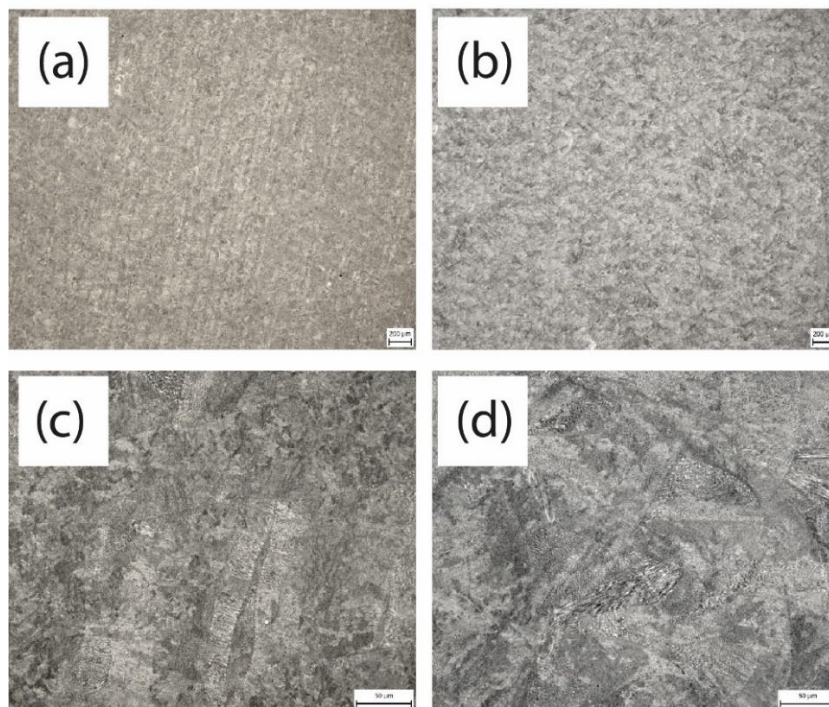


Obr. 31 Elektronový řádkovací mikroskop EVO MA25

7.2 Vzorek ve stavu po tisku + precipitační vytvrzení 600 °C s výdrží 2 h

Příčný řez

Podélný řez



Obr. 32 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním precipitačním vytvrzením při teplotě 600 stupňů s výdrží po dobu 2 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x.

Obr. 32 zachycuje mikrostrukturu maraging oceli analyzované pomocí světelné mikroskopie zpracované technologií SLM v příčném a podélném řezu. Na vyleštěných vzorcích byla pozorována jen velmi malá pórovitost, celkově nižší než 1 %. Výsledná struktura je velmi jemná, a tak je těžko zhodnotitelná pouze pomocí světelného mikroskopu. Na snímku příčného řezu a lze pozorovat stopy po tisku, které ale již nejsou tak patrné díky použitému tepelnému zpracování. Stejně jako stopy po tisku, jsou na podélném řezu vzorku patrné hranice tzv. melt-pools. Dále je na snímkách s větším zvětšením pozorovatelná buněčná struktura, kdy tato buněčná morfologie vzniká především ve středu dráhy vytvořené energetickým paprskem.

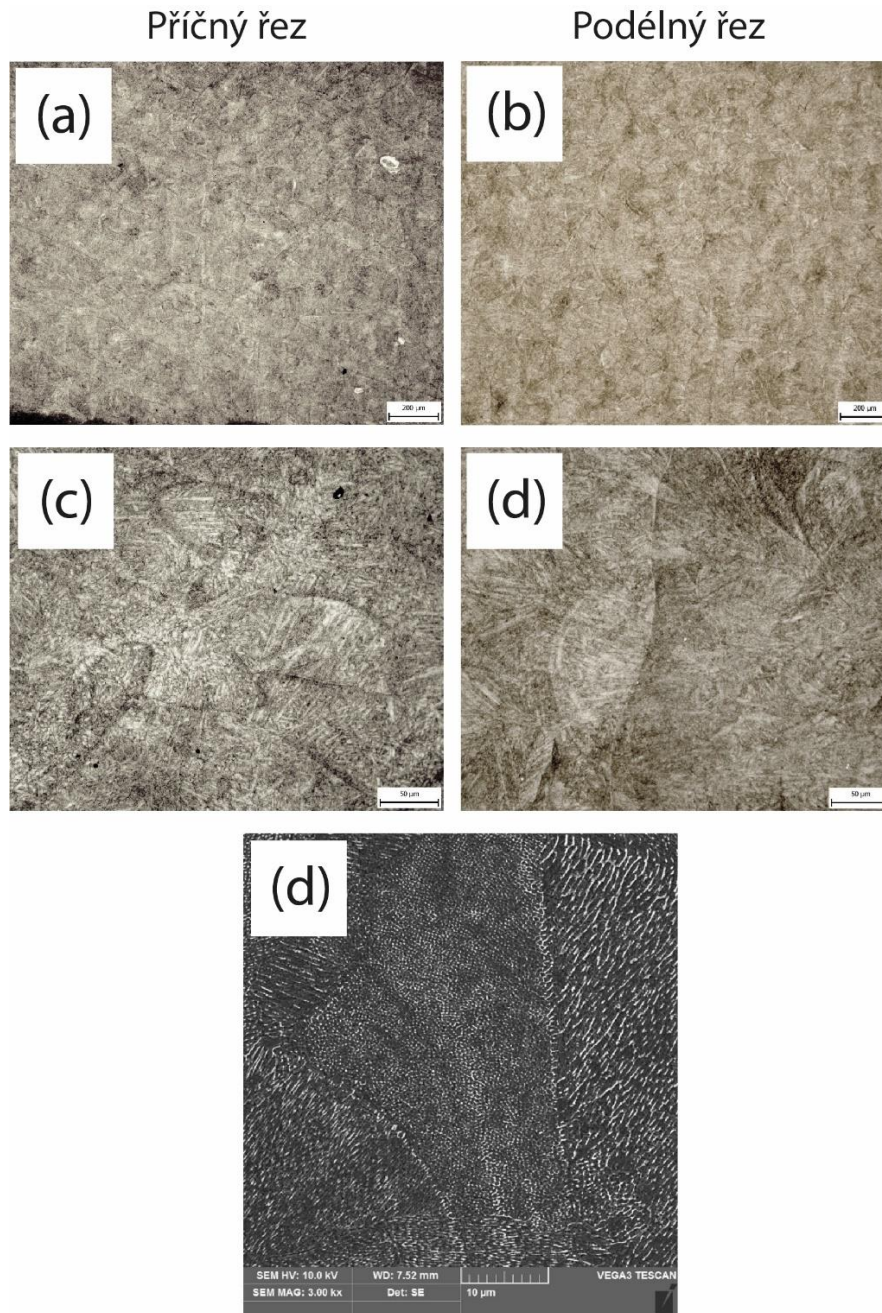
7.2.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdość dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jež dosahovala 440 HV 10 u příčného vzorku a 455 HV 10 u vzorku podélného.

Tab. 8 Měření tvrdosti vzorku výchozí stav + vytvrzení 600 °C s výdrží 2 h

Vzorek	1.Vtisk HV 10	2.Vtisk HV 10	3.Vtisk HV 10	Průměr
MS1-T-600/2 - příčný	441	440	439	440 HV 10
MS1-T-600/2- podélný	454	460	450	455 HV 10

7.3 Vzorek ve stavu po tisku + precipitační vytvrzení 500 °C s výdrží 1 h



Obr. 33 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním vytvrzením při teplotě 500 stupňů s výdrží po dobu 1 hodiny. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 3000x.

Obr. 33 vyobrazuje mikrostrukturu oceli zpracované technologií SLM s tepelným zpracováním stárnutím při teplotě 500 °C po dobu 1 hodiny. Na snímcích jsou pozorovatelné dráhy po energetickém paprsku. Podélný řez vykazuje známky poloeliptických stop po ztuhnutí bazénků taveniny. Na snímcích s větším zvětšením a snímku z řádkovací elektronové mikroskopie lze určit, že se jedná o buněčnou strukturu, která se nachází uvnitř jasně znatelných stop tisku.

Velikost a tvar těchto buněk se liší v různých oblastech vzorku a je mezi těmito oblastmi pozorován ostrý přechod.

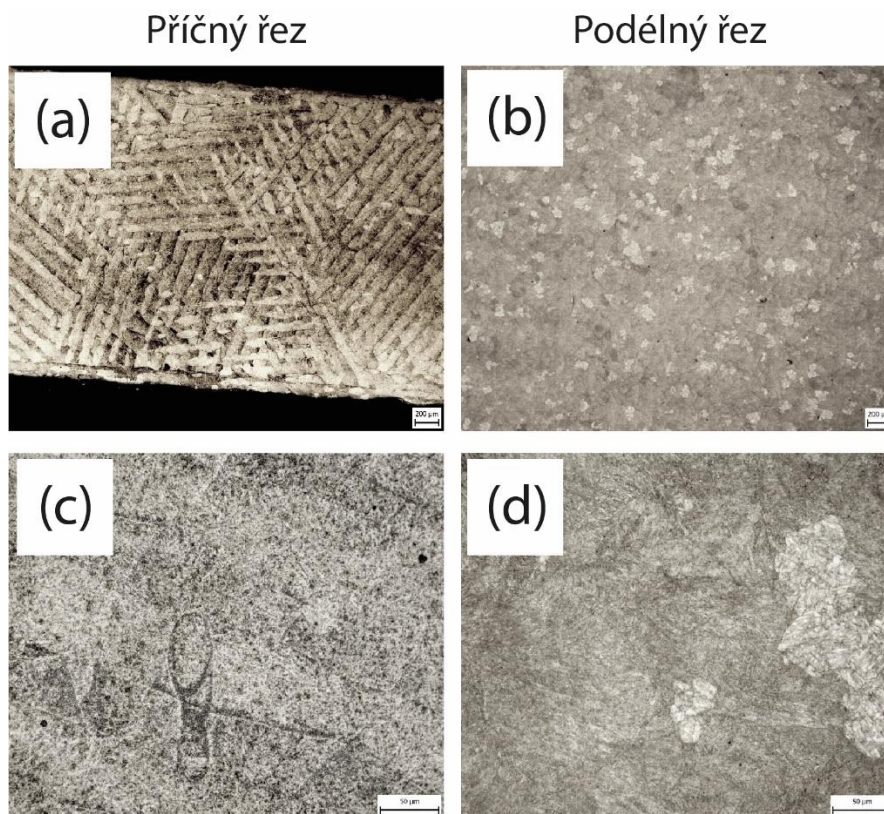
7.3.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdost dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jež dosahovala 554 HV 10 u příčného vzorku a 565 HV 10 u vzorku podélného.

Tab. 9 Měření tvrdosti vzorku žíhaného 820 °C + vytvrzení 500 °C s výdrží 1 h

Vzorek	1.Vtisk HV 10	2.Vtisk HV 10	3.Vtisk HV 10	Průměr
MS1-T-500/1 - příčný	559	562	541	554 HV 10
MS1-T-500/1 - podélný	564	563	567	565 HV 10

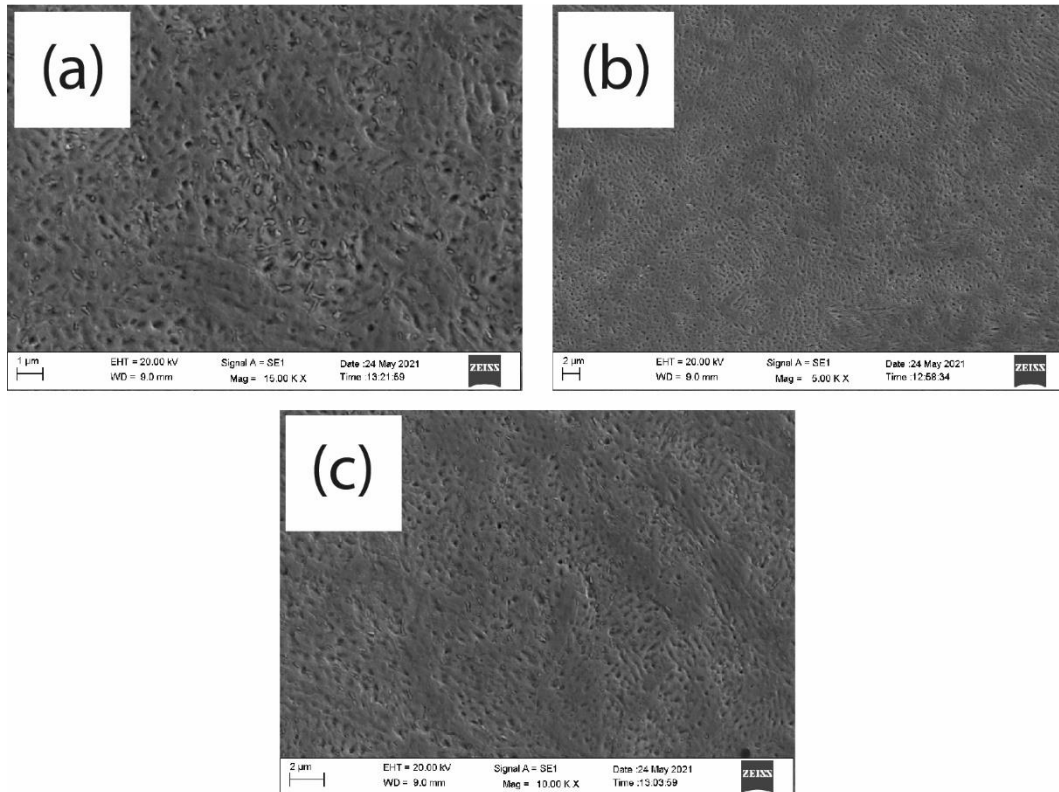
7.4 Vzorek žíhaný při 820 °C + precipitační vytvrzení 500 °C s výdrží 4 h



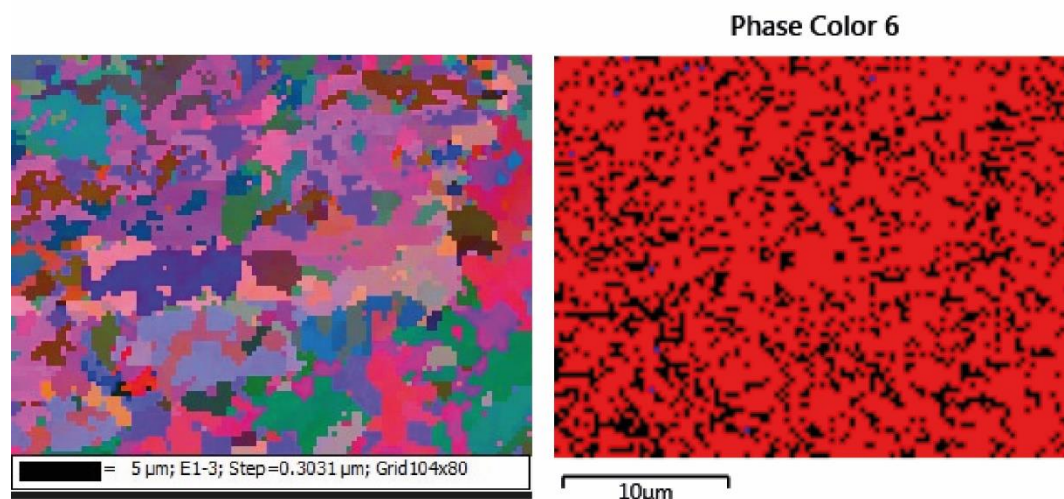
Obr. 34 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žíháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a vytvrzením při teplotě 500 °C s výdrží po dobu 4 h. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x.

Na obr. 34 je vyobrazen vzorek s tepelným zpracováním žíháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a stárnutí při teplotě 500 °C. V neleptaném stavu byla vyhodnocena pórovitost vzorku, jež je nevýrazná menší než 1 %. Dále byl vzorek naleptán 3 % Nitalem a následně byly pořízeny uvedené snímky obr. 34. Na snímku (a) je velice dobře pozorovatelný chod laseru, tvořící laserové dráhy, které se kříží pod úhlem 67°. Tyto stopy nebyly v žádném místě širší než 100 μm. Na snímcích je dále pozorovatelný jehlicovitý martenzit, který se dá v oceli očekávat po užitím tepelném zpracování. Na snímku z řádkovacího elektronového mikroskopu lze

pozorovat, že buněčná struktura pozorovaná v první sadě experimentálních vzorků téměř vymizela a nachází se zde bílé částice. Takto tepelně zpracovaný experimentální vzorek jevil nejlepší mechanické vlastnosti, což je v korespondenci s předpoklady danými z citovaných článku v první části bakalářské práce. Je to kvůli tomu, že čas a teplota stárnutí v tomto případě komplimentuje tvorbě precipitátů, které mají velký vliv na mechanické vlastnosti.



Obr. 35 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žháním při 820 °C po dobu 1 h a následným vytvrzením při teplotě 500 °C a výdrží na teplotě 4 h. Na snímcích jsou fotky z elektronového řádkovacího mikroskopu, snímek (a) při zvětšení 5000x, snímek (b) zvětšení 10000x, snímek (c) zvětšení 15000x



Obr. 36 EBSD mapová analýza vzorku, na obrázku (a) Eulerova mapa, (b) podíl fází vzorku

Na obr. 36 se nachází snímky z EBSD analýzy. Analýza byla provedena při zvětšení 8000x. Ze snímků je znatelné, že v materiálu je zastoupená ve větší míře kubická prostorově středěná mřížka (BCC), značená v obrázku červenou barvou, s pouze sotva znatelným zastoupením kubické plošně středěné mřížky (FCC). V obrázku jsou také bohužel zastoupená černá barva, která značí místa, jenž nebylo možno na analýze určit, kvůli velmi jemné struktuře. Zbytkový austenit je na mapě značen modrou barvou a v analýze ho vyšlo zhruba 0,2 %. Vzhledem ke studiím zkoumaným v první části bakalářské práce lze říct, že toto číslo vyšlo o něco menší, než mělo a to díky již zmíněným “zero solutions“ (místa značená černou barvou).

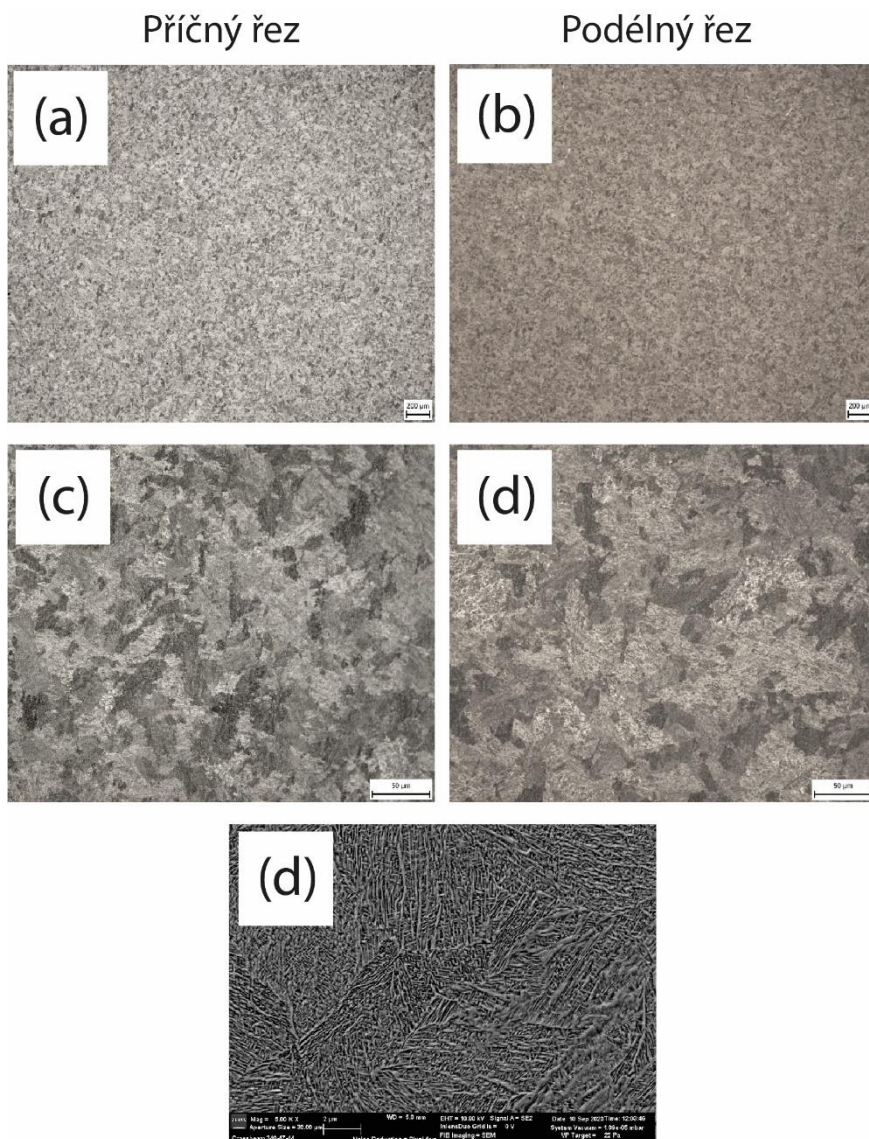
7.4.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdość dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jenž dosahovala 588 HV 10 u příčného vzorku a 591 HV 10 u vzorku podélného

Tab. 10 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 820 °C + vytvrzení 500 °C s výdrží 4 h

Vzorek	1.Vtisk HV 10	2.Vtisk HV 10	3.Vtisk HV 10	Průměr
MS1-Ž-500/4 -příčný	587	592	585	588 HV 10
MS1-Ž-500/4 -podélný	593	599	582	591 HV 10

7.5 Vzorek žíhaný 820 při °C + precipitační vytvrzení 700 °C s výdrží 1 h



Obr. 37 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žíháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a stárnutím při teplotě 700 °C s výdrží po dobu 1 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 500x

Na obr. 37 je vyobrazen vzorek s tepelným zpracováním žíháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a stárnutí při teplotě 700 °C s výdrží po dobu 1 hodiny. Ze světelné mikroskopie jsou fotky obou řezů téměř bez rozdílů. Jak na podélném, tak na příčném řezu je zcela zřejmé, že stopy po tisku již kompletně vymizeli. Struktura se jeví jako velmi jemná a lamelární. Teplota pro precipitační vytvrzení 700 °C je vyšší, než by bylo potřeba a v materiálu se objevuje vyšší množství reverzního austenitu.

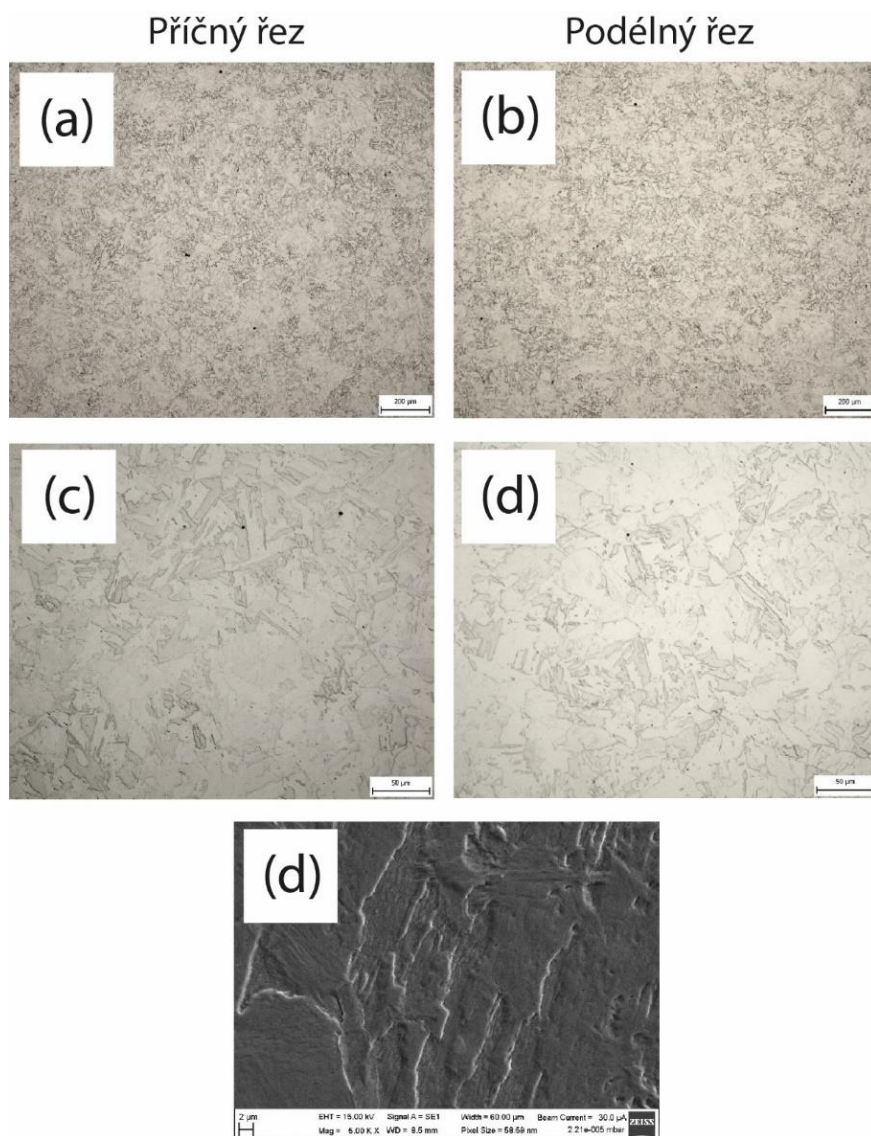
7.5.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdość dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jenž dosahovala 357 HV 10 u příčného vzorku a 360 HV 10 u vzorku podélného.

Tab. 11 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 820 °C + vytvrzení 700 °C s výdrží 1 h

Vzorek	1.Vtisk HV 10	2.Vtisk HV 10	3.Vtisk HV 10	Průměr
MS1-Ž-700/1 - příčný	353	359	359	357 HV 10
MS1-Ž-700/1 - podélný	360	358	361	360 HV 10

7.6 Vzorek žíhaný 940 °C + precipitační vytvrzení 250 °C s výdrží 2 h



Obr. 38 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žíháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a stárnutím při teplotě 250 °C s výdrží po dobu 2 hodin. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je zobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 5000x.

Na obr. 39 je vyobrazen vzorek s tepelným zpracováním žíháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a stárnutí při teplotě 250 °C po dobu 2 h. Příčný i podélný řez jeví velmi podobnou strukturu.

Vzorek takto tepelně zpracovaný nejeví žádné stopy po buněčné struktuře vzhledem k tomu, že vysoká teplota žíhání a výdrž na této teplotě podporuje rovnoměrné rozložení legujících prvků, došlo k uvolnění zbytkového napětí a po ochlazení se vytvořila laťová martenzitická struktura. Následné vytvrzení při nízké teplotě 250 °C má jen velmi malý vliv na další změnu struktury.

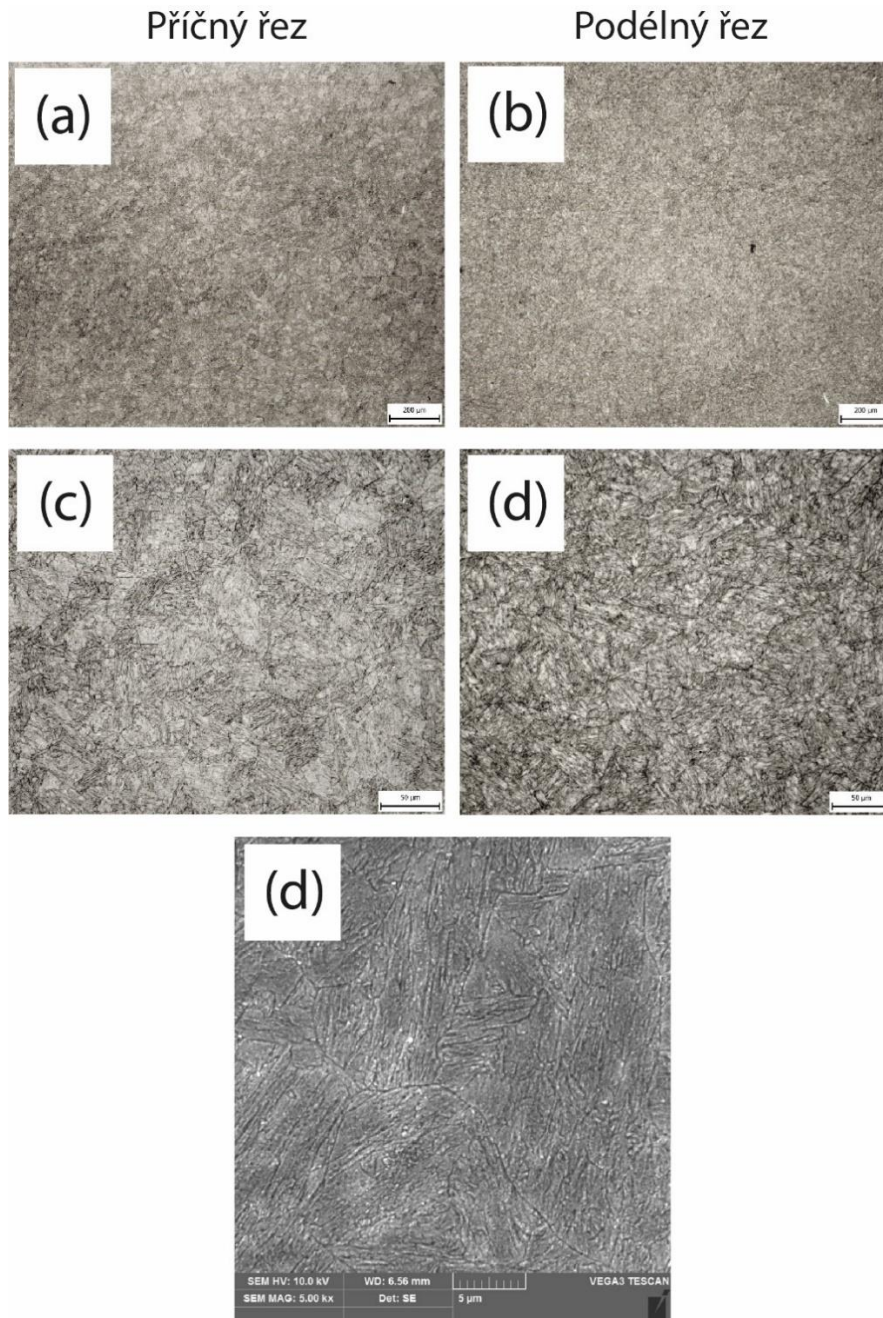
7.6.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdość dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jež dosahovala 332 HV 10 u příčného vzorku a 336 HV 10 u vzorku podélného.

Tab. 12 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 940 °C + vytvrzení 250 °C s výdrží 2 h

Vzorek	Průměr
MS1-940-250/2 - příčný	332 HV 10
MS1-940-250/2 - podélný	336 HV 10

7.7 Vzorek žíhaný při 940 °C + precipitační vytvrzení 550 °C s výdrží 0 h



Obr. 39 Mikrostruktura maraging oceli MS1 zpracované technologií SLM s následným tepelným zpracováním žíháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a stárnutím při teplotě 550 °C bez výdrže na teplotě. Na snímcích (a) a (c) je zobrazen příčný řez, a to se zvětšením 50x a 500x. Na snímcích (b) a (d) je vyobrazen podélný řez se zvětšením 50x a 500x. Na snímku (e) je foto z řádkového elektronového mikroskopu při zvětšení 5000x.

Na obr. 38 je vyobrazen vzorek s tepelným zpracováním žíháním při teplotě 940 °C po dobu 2 h a vytvrzení při teplotě 550 °C bez výdrže na teplotě. Podélný a příčný řez nejeví prakticky žádné rozdíly v mikrostrukturu. Jak již bylo zmíněno v předchozí mikrostrukturu, vysoká teplota žíhání má za následek laťovou strukturu, která ale na tomto vzorku vymizela. Došlo k tomu kvůli vyšší teplotě precipitačního vytvrzení, která měla za následek vymizení této struktury díky velmi intenzivní precipitaci a vzniku reverzního austenitu.

7.7.1 Měření tvrdosti

Na příčném i podélném směru byla změřena mikrotvrdost dle Vickerse HV 10. Na vzorcích byly provedeny tři zkušební vtisky, ze kterých byla následně vypočítána průměrná hodnota, jenž dosahovala 560 HV 10 u příčného vzorku a 567 HV 10 u vzorku podélného.

Tab. 13 Měření tvrdosti vzorku žíhaného při 940 °C + vytvrzení 550 °C s výdrží 0 h

Vzorek	1.Vtisk HV 10	2.Vtisk HV 10	3.Vtisk HV 10	Průměr
MS1-940-550/1 - příčný	554	564	563	560 HV 10
MS1-940-550/1 - podélný	567	565	569	567 HV 10

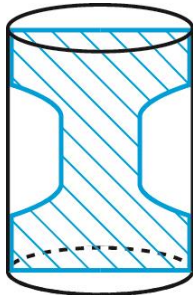
8 Mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti experimentálních vzorků byly zjištěny pomocí zkušebního přístroje v laboratoři Mechanické zkušebny RTI.

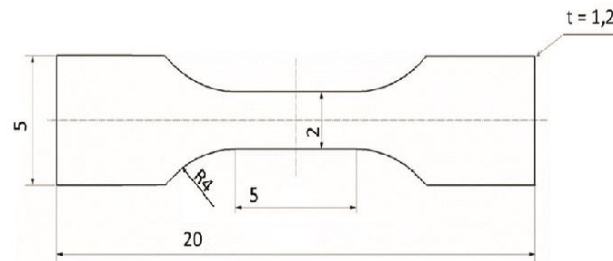
Tahová zkouška byla provedena na stroji Zwick Roell Z250 podle EN ISO 6892-1 (). Toto zařízení disponuje maximální zátěžnou silou 250 kN s rychlostí deformace v rozmezí 0,0005-600 mm/min. Přenos síly v zařízení probíhá přes centrální kuličkový šroub. Tento fakt má za následek skvělý přenos síly na vzorek. Stroj je navíc zajištěn díky bočním sloupcům tak, aby byl vzorek vždy zatěžován pouze ve vertikálním směru. Samotná zkouška byla provedena za pokojové teploty pro všechny vzorky.

8.1 Zkušební vzorky

Zkušební vzorky byly zhotoveny pomocí elektrojiskrového obrábění a následného broušení vzorku na požadovanou tloušťku. Všechny vzorky byly odebrány ze střední části tepelně zpracovaných vzorků. Vzorky byly tištěny v ose Z a vzorky byly řezány v tomto směru tisku vzorku (podélný řez). Finální rozměry vzorku jsou vyobrazeny na obr. 41.



Obr. 40 Rozložení vzorku na tahovou zkoušku vzhledem k původnímu experimentálnímu vzorku



Obr. 41 Rozměry vzorků použitých při tahové zkoušce

8.2 Výsledky zkoušky tahem

Tab. 14 Výsledky zkoušky tahem

Výchozí stav	Teplota precipitačního vytvrzení [°C]	Prodleva na teplotě [h]	Mez kluzu [MPa]	Mez pevnosti [MPa]	Tažnost [%]
Po tisku	300	0	1009	1112	18
	400	6	1520	1597	13
	500	1	1710	1785	13
	600	2	1224	1378	22
	650	4	721	1162	27
	750	1	724	1055	4
820 °C	350	0	1038	1133	18
	450	4	1747	1823	13
	500	4	1913	1971	12
	550	2	1653	1748	15
	600	1	1366	1461	1
	650	2	813	1234	18
	700	0	705	1288	21
940 °C	250	2	871	1017	20
	300	4	940	1061	18
	400	1	1146	1311	18
	550	0	1576	1645	15

V první sadě experimentálních vzorků dosahoval nejlepších výsledků ze strany meze kluzu a pevnosti vzorek který byl ve stavu po tisku vytvrzen při teplotě 500 °C s výdrží 1 h na teplotě. Tažnost v této sadě se pohybovala od 13-27 % kromě vzorku, který ve stavu po tisku byl vytvrzen při teplotě 750 °C s výdrží na teplotě 1 h vykazoval pouze 4 %.

Druhá sada experimentálních vzorků opět ukázala velké rozpětí výsledků. Výsledek s nejvyšší mezí kluzu a pevnosti vyšel vzorek, který byl tepelně zpracován žiháním při teplotě 820 °C po dobu 1 h a následně vytvrzen při teplotě 500 °C s výdrží 4 h na teplotě. Mez kluzu byla pro tento případ tepelného zpracování 1913 MPa a mez pevnosti 1971 Mpa. Tyto výsledky jsou srovnatelné s výsledky z tabulky č. ve které studie Casati a kol. [21] zkoumala vzorky ze stejného materiálu s podobným tepelným zpracováním.

Poslední sada experimentálních vzorků vykazovala tažnost v malém rozpětí od 15-20 %, mez kluzu od 871-1576 MPa a mez pevnosti mezi 1017-1645 MPa. Vzorek, který měl obě tyto meze nejvyšší byl vzorek s tepelným zpracováním žiháním při teplotě 940 °C po dobu 1 h a vytvrzením na teplotě 550 °C, kdy bylo pouze dosaženo teploty a následně ochlazeno.

8.3 Výsledky metody DOE – kroková regrese

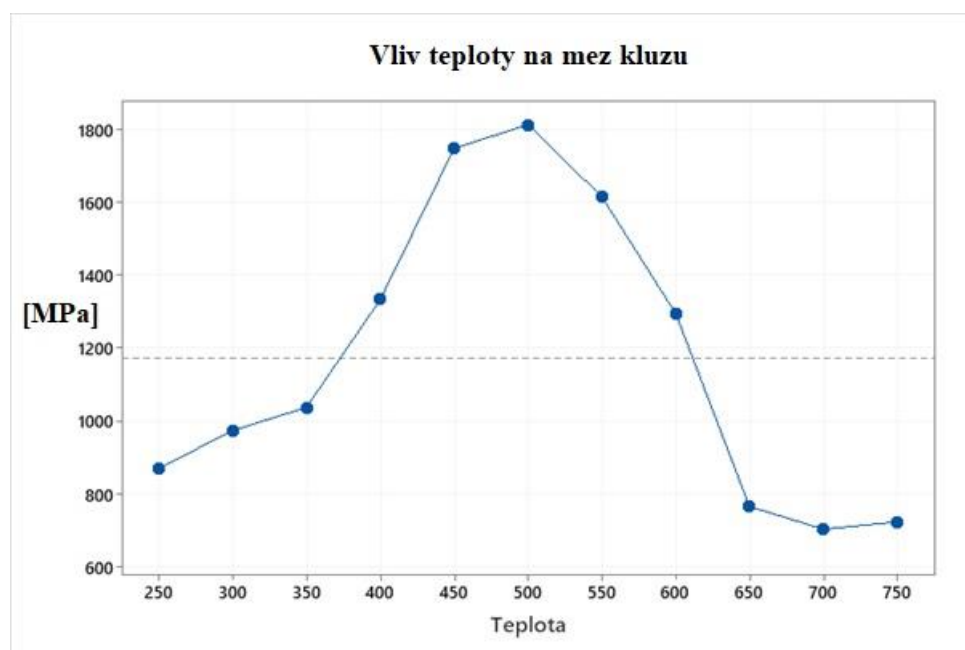
K vytvoření optimálního modelu, tedy takového, který má nejlepší vlastnosti, byla použita tzv. stepwise regression, neboli kroková regrese. Tento algoritmus přidává a odebírá jednotlivé faktory z modelu tak, aby v tom konečném byly pouze ty, které jsou pro model nejdůležitější. Usnadňuje tedy práci s ručním přidáváním a odebíráním jednotlivých faktorů a s porovnáváním jednotlivých kritérií.

8.3.1 Mez kluzu

Po aplikování algoritmu krokové regrese se ukázalo, že neoptimálnější model pro predikci hodnoty meze kluzu je ten, který zahrnuje pouze proměnnou teplota. Dále je uvedena regresní rovnice modelu, jeho vlastnosti a také analýza reziduí. Vidíme, že tento model dokáže vysvětlit až 95,82 % variability dat. Dle vykreslených reziduí lze potvrdit, že byly splněny požadavky na ně kladené a že datová sada neobsahuje žádná významná odlehlá pozorování, která by zkreslovala výsledný model.

8.3.1.1 Regresní rovnice

$$\begin{aligned} \text{Mez kluzu} = & 1170,9 - 300 \text{ Teplota}_{250} - 196,4 \text{ Teplota}_{300} - 133 \text{ Teplota}_{350} \\ & + 162,1 \text{ Teplota}_{400} + 576 \text{ Teplota}_{450} + 640,6 \text{ Teplota}_{500} + 443,6 \text{ Teplota}_{550} \\ & + 124,0 \text{ Teplota}_{600} - 404,3 \text{ Teplota}_{650} - 466 \text{ Teplota}_{700} - 446 \text{ Teplota}_{750} \end{aligned}$$



Graf 3 Vliv teploty na mez kluzuMalin

8.3.2 Mez pevnosti

Ačkoliv faktor výchozí stav nebyl prokázán jako statisticky významný, byl přidán do optimálního modelu, protože jeho začlenění zlepšuje samotný model. Dále je uvedena regresní rovnice modelu a jeho vlastnosti. Tento model dokáže vysvětlit až 98,4075 % variability dat, zatímco např. model, který by zahrnoval pouze teplotu, by dokázal vysvětlit jen 95,33 % (viz další tabulka). Oproti modelu, který by zahrnoval pouze statisticky významnou teplotu se také zmenšila směrodatná odchylka, je tedy mnohem přesnější.

8.3.2.1 Regresní rovnice

$$\begin{aligned} \text{Mez pevnosti} = & 1345,6 + 12,9 \text{ Výchozí stav_po tisku} + 93,9 \text{ Výchozí stav_820}^\circ \\ & - 106,8 \text{ Výchozí stav_940}^\circ - 221,8 \text{ Teplota_250} - 212,1 \text{ Teplota_300} \\ & - 306,5 \text{ Teplota_350} + 155,4 \text{ Teplota_400} + 383,5 \text{ Teplota_450} \\ & + 479,0 \text{ Teplota_500} + 357,4 \text{ Teplota_550} + 20,4 \text{ Teplota_600} - 201,0 \text{ Teplota_650} \\ & - 151,3 \text{ Teplota_700} - 303,1 \text{ Teplota_750} \end{aligned}$$

8.3.3 Tažnost

Do optimálního modelu byla kromě statisticky významné teplotě zařazen i výchozí stav. Jeho p-hodnota v tomto modelu dosahuje 8,6 %, je tedy velmi blízko k tomu, aby byl považován za statisticky významný. V případě navýšení počtu pozorování v dalších experimentech je možné, že se jeho významnost potvrdí.

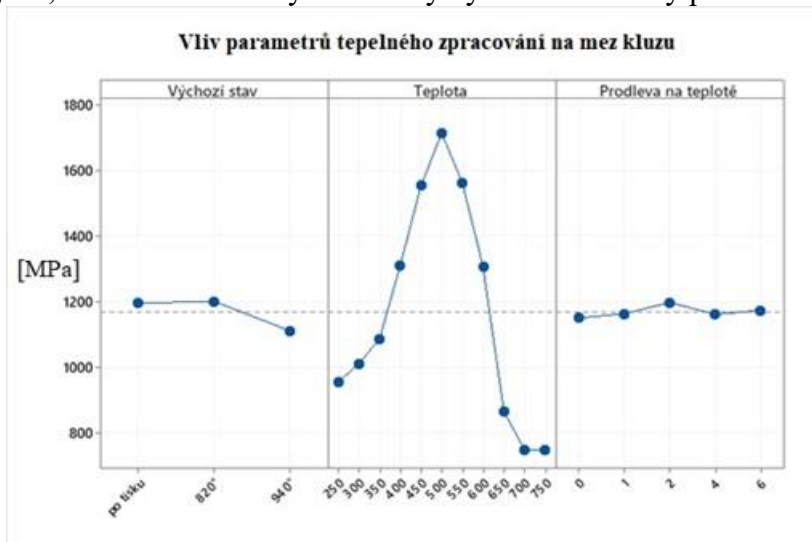
Model dokáže dle koeficientu determinace vysvětlit až 98,65 % variability dat. Dle vykreslených grafů reziduí lze soudit, že byly splněny všechny podmínky, které jsou na ně kladené a model neovlivňují žádná odlehlá pozorování.

Regresní rovnice

$$\begin{aligned} \text{Tvrdoost} = & 425,24 + 2,94 \text{ Výchozí stav_po tisku} + 29,6 \text{ Výchozí stav_820}^\circ \\ & - 32,5 \text{ Výchozí stav_940}^\circ - 60,7 \text{ Teplota_250} - 46,5 \text{ Teplota_300} - 85,8 \text{ Teplota_350} \\ & + 56,0 \text{ Teplota_400} + 115,2 \text{ Teplota_450} + 129,5 \text{ Teplota_500} + 112,2 \text{ Teplota_550} \\ & + 17,5 \text{ Teplota_600} - 80,5 \text{ Teplota_650} - 72,8 \text{ Teplota_700} - 84,2 \text{ Teplota_750} \end{aligned}$$

8.3.4 Model včetně dvojitých interakcí

V případě modelu, kde nás kromě efektů jednotlivých faktorů zajímají i jednotlivé interakce mezi nimi, nebudeme testovat jednotlivé faktory a jejich interakce zvlášť, ale přejdeme rovnou ke krokové regresi, která nám všechny statisticky významné faktory pomůže odhalit.



Graf 4 Vliv parametrů tepelného zpracování na mez kluzu

Diskuse výsledků a shrnutí

V této bakalářské práci byla v rámci experimentálního programu provedena mikrostrukturní analýza nástrojové martenziticky vytvrditelné oceli (Maraging steel) zpracované technologií SLM. Celkem bylo 17 vzorků podrobena různému tepelnému zpracování. Na těchto vzorcích byly analyzovány mikrostruktury v příčných a podélných řezech a dále byly určeny jejich mechanické vlastnosti.

V začátku experimentálního programu byl charakterizován vstupní materiál, jednalo se o prášek, který byl použit k vytištění vzorků. Také bylo popsáno zařízení včetně parametrů použitých k tisku dané oceli. Mimo 3D tiskárny byly dále popsány také přístroje použité k zhotovení metalografického výbrusu a následné mikrostrukturní analýze. Vzorky byly po metalografickém výbrusu nejdříve pozorovány pomocí světelné mikroskopie a na vybraných experimentálních vzorcích byla také použita technologie řádkovacího elektronového mikroskopu.

Experimentální vzorky, které byly analyzovány v této práci byly všechny různého tepelného zpracování, ale lze je rozdělit celkem do tří sérií. První série byla ponechána ve stavu po tisku a následně precipitačně vytvrzena. Druhá série vzorků byla vyžhána pro odstranění vnitřního pnutí při teplotě 820 °C po dobu 1 h s následným precipitačním vytvrzením a poslední série byla žhána při teplotě 940 °C po dobu 2 h opět s následným vytvrzením.

Všechny vzorky byly podrobena mikrostrukturní analýze, což byla hlavní náplň této bakalářské práce. Všechny vzorky byly analyzovány v příčném a podélném řezu. Na první sadě vzorků bylo možné pozorovat stopy po průchodu laserového paprsku. V příčném řezu se tyto stopy kříží pod úhlem 67° a v podélném řezu jsou pozorovatelné poloeliptické útvary, které jsou tvořeny tavnou lázní. Dále je na těchto vzorcích pozorovatelná buněčná struktura, a to hlavně při větších zvětšeních a na snímku z elektronového řádkovacího mikroskopu. V další sérii experimentálních vzorků, vzorky tepelně zpracované žháním při teplotě 820 °C a dále precipitačně vytvrzeny, došlo k pozvolnému rozpadu předchozí buněčné mikrostruktury. Dále bylo v těchto vzorcích možno pozorovat jehlicovitý martenzit. Vzorek, který byl po žhání vytvrzen při teplotě 500 °C po dobu 4 hodin, pak jevil nejlepší mechanické vlastnosti ze všech zkoumaných vzorků. Tato skutečnost se ale předpokládala vzhledem k tomu, že ze studií, které jsou obsáhnuty v první části bakalářské práce se jevil podobný postup tepelného zpracování jako nejlepší. Toto tepelné zpracování je vhodné kvůli tomu, že teplota stárnutí a doba výdrže na této teplotě má za následek tvorbu precipitátů, které dodají materiálu zmiňované mechanické vlastnosti. Zároveň je pro tuto sérii nejvhodnější výchozí stav (žhání při teplotě 820 °C po dobu 1 h), který má za následek nejjemnější mikrostrukturu matrice. Vzorky v poslední sérii vzorky nejeví žádné stopy po buněčné struktuře vzhledem k tomu, že vysoká teplota žhání a výdrž na této teplotě podporuje rovnoměrné rozložení legujících prvků, došlo k uvolnění zbytkového napětí a po ochlazení se vytvořila laťová martenzitická struktura. Při následném vytvrzení velmi záleží na teplotě, které se při tomto kroku dosáhne vzhledem k následné mikrostruktuře. Vytvrzení při nižších teplotách jako třeba 250 °C má jen velmi malý vliv na vzorek a v mikrostruktuře jsou dál znatelné pouze laťe martenzitu. Při vyšší teplotě vytvrzení (500 °C a výše) dochází k prudké precipitaci a v mikrostruktuře se objevuje reverzní austenit.

Přesné určení precipitátů a složení pozorovaných částic v materiálu by bylo možné pomocí například EBDS analýzy ovšem ta u těchto experimentálních vzorků nebyla provedena.

Poslední částí experimentálního programu byla zkouška mechanických vlastností vzorků. Vzorky byly zkoumány na simulátoru termo-mechanických procesů v laboratoři mechanických zkoušek na RTI. V první sérii vzorků se mez kluzu pohybovala mezi 721-1710 MPa a mez

pevnosti 1055-1785 MPa. Tažnost v této sérii byla 4-27 %. V druhé sérii vzorků byla mez kluzu mezi 705-1913 MPa, mez pevnosti 1133-1971 MPa a tažnost od 1-21 %. Zároveň se zde nacházel vzorek s nejvyšší mezí kluzu a mezí pevnosti v celém experimentu. Poslední série vzorků vykazovala mez kluzu 871-1576 MPa, mez pevnosti 1017-1645 MPa a tažnost 15-20 %. Všechny tyto výsledky přibližně korespondují s tím, co bylo zjištěno při literární rešerši v první části bakalářské práce. Pomocí metody DOE byly vyhodnoceny vlivy parametrů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti materiálu. Bylo zjištěno, že například na mez kluzu má teplota významnější vliv než doba výdrže. Dále bylo z výsledků zřejmé, že pro zhodnocení vlivu tepelného zpracování na mez pevnosti je kromě teploty ještě důležité zahrnout vliv vstupního materiálu.

Závěr

V současné době je metoda aditivní výroby poměrně nová technologie, avšak velmi progresivní. Aby ale mohla tato metoda konkurovat konvenčnímu zpracování oceli, musí vykazovat takřka stejné mechanické vlastnosti. Této skutečnosti lze docílit správným použitím tepelného zpracování. Z výsledků experimentálního programu lze říct, že tepelné zpracování, které by mohlo dosaženými mechanickými vlastnostmi konkurovat konvenčně zpracované oceli je například zpracování žíháním při 820 °C po dobu 1 h s následným precipitačním vytvrzením při 500 °C s výdrží 4 h na teplotě. Takto tepelně zpracovaný vzorek vykazoval mez kluzu 1913 MPa a mez pevnosti 1971 MPa.

Cílem bakalářské práce bylo provést mikrostrukturní analýzu nástrojové martenziticky vytvrditelné oceli s označením MS1 zpracované technologií SLM, upravené různou varietou tepelných zpracování. Experimentální vzorky po vyhodnocení byli mezi sebou porovnány a byla vyhodnocena tvrdost na příčném i podélném řezu. Dílčím cílem experimentálního programu bylo vyhodnotit mechanické vlastnosti daných vzorků. Díky využití metody DOE bylo možné prozkoumat vliv jednotlivých parametrů zpracování na výsledné mechanické vlastnosti na poměrně malé sadě zpracovaných vzorků. Všechny cíle této práce byly úspěšně splněny.

Seznam použité literatury

- [1] BRANDL, Erhard, Ulrike HECKENBERGER, Vitus HOLZINGER, Damien BUCHBINDER. *Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior*. Materials & Design [online]. 2012, 34, 159-169. [cit. 21.10.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.067>.
- [2] SONG, Jun, Qian TANG, Qixiang FENG, Shuai MA, Rossitza SETCHI, Ying LIU, Quanquan HAN, Xiaojie FAN, Mengxiang ZHANG. *Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting*. Optics & Laser Technology [online]. 2019, 120. [cit. 21.10.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105725>
- [3] BOURELL, David, Jean Pierre KRUTH, Ming LEU, Gideon LEVY, David ROSEN, Allison M. BEESE, Adam CLARE. *Materials for additive manufacturing*. CIRP Annals [online]. 2017, 66, 659-681. [cit. 21.10.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.05.009>
- [4] *designandmotion.net: DMLS: A bumpy road in history* [online]. 2014 [cit. 21.10.2020]. Dostupné z: <https://designandmotion.net/design-2/manufacturing-design/dmls-a-little-history/>
- [5] *fabbaloo: The SLM Solutions Story* [online]. 2019 [cit. 21.10.2020]. Dostupné z: <https://www.fabbaloo.com/blog/2019/7/10/the-slm-solutions-story>
- [6] MONKOVA, K., ZETKOVA, I., KUČEROVÁ, L. et al. *Study of 3D printing direction and effects of heat treatment on mechanical properties of MS1 maraging steel*. Arch Appl Mech [online]. 2019, 89, 791–804.[cit. 21.10.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s00419-018-1389-3>
- [7] KUČEROVÁ, Ludmila, Ivana ZETKOVÁ, Štěpán JENÍČEK, Karolína BURDOVÁ. *Hybrid parts produced by deposition of 18Ni300 maraging steel via selective laser melting on forged and heat treated advanced high strength steel*. Additive Manufacturing [online]. 2020, 32. [cit. 21.10.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101108>
- [8] MAJEED, Mobin, Murat VURAL, Sufian RAJA, M. Bilal Naim SHAIKH. *Finite element analysis of thermal behavior in maraging steel during SLM process*. Optik [online] 2020, 208. [cit. 24.10.2020] Dostupné z <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2019.164128>
- [9] *thelibraryofmanufacturing.com: Design and applications of powder processes* [online]. [cit. 6.12.2020]. Dostupné z: https://thelibraryofmanufacturing.com/design_powder_processes.html#top
- [10] SUDHA, G.T., B. STALIN, M. RAVICHANDRAN, M. BALASUBRAMANIAN. *Mechanical Properties, Characterization and Wear Behavior of Powder Metallurgy Composites - A Review*. Materials Today: Proceedings [online]. 2020, 22, 2582-2596.[cit. 6.12.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.389>.
- [11] UPADHYAYA, G. S., 2002. *Powder Metallurgy Technology*. Great Abington, England: Cambridge International Science Publishing. ISBN 1 898326 40 1
- [12] MIKLI, Valdek, Helmo KÄERDI, Priit KULU, Michael BESTRECI. *CHARACTERIZATION OF POWDER PARTICLE MORPHOLOGY*. Proc. Estonian Acad. Sci. [online] 2001, 7, 1, 22-34. [cit. 4.12.2020] Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/228981370_Characterization_of_powder_particle_morphology

- [13] *engineering.com: 7 issues to look out for in metal 3D printing* [online]. 2017 [cit. 4.12.2020] Dostupné z: <https://www.engineering.com/3DPrinting/3DPrintingArticles/ArticleID/15202/7-Issues-to-Look-Out-for-in-Metal-3D-Printing.aspx>
- [14] SERCOMBE, T.B., L.-C. ZHANG, S. LI, Y. HAO. *3.6 - Additive manufacturing of cp-Ti, Ti-6Al-4V and Ti2448*. Titanium in Medical and Dental Applications, Woodhead Publishing [online]. 2018, 303-324. [cit. 4.12.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-812456-7.00014-7>
- [15] CASTRO, Richardo H. R., BENTHEM, Klaus van, 2013. *Sintering, Mechanisms of Convention Nanodesification and Field Assisted Processes*. Heidelberg: Springer-Verlag. ISBN 1868-1212
- [16] *Delamination* [online]. [cit. 4.12.2020] Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/topics/chemistry/delamination>
- [17] BLECK, Wolfgang, Xiaofei GUO, Yan MA. *The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels*. Steel Research International [online] 2017, 88(10), 1700218. [cit. 6.12.2020] Dostupné z: [10.1002/srin.201700218](https://doi.org/10.1002/srin.201700218)
- [18] LI, Yingli, Kun ZHOU, Shu Beng TOR, Chee Kai CHUA a Kah Fai LEONG. *Heat transfer and phase transition in the selective laser melting process*. International Journal of Heat and Mass Transfer [online]. 2017, 108, 2408–2416. [cit. 6.12.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.01.093>
- [19] MUTUA, James, Shinya NAKATA, Tetsuhiko ONDA a Zhong-Chun CHEN. *Optimization of selective laser melting parameters and influence of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of maraging steel*. Materials & Design [online]. 2018, 139, 486–497. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.042>
- [20] BAI, Yuchao, Yongqiang YANG, Di WANG a Mingkang ZHANG. *Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of maraging steel 300 by selective laser melting*. Materials Science and Engineering: A [online]. 2017, 703, 116–123. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.033>
- [21] CASATI, Riccardo, Jannis LEMKE, Ausonio TUISSI a Maurizio VEDANI. *Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting*. Metals [online]. 2016, 6(9), 218. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/met6090218>
- [22] MASOUMI, Mohammad, Isabel Ferreira DE BARROS, Luis Flavio Gaspar HERCULANO, Hana Livia Frota COELHO a Hamilton Ferreira Gomes DE ABREU. *Effect of microstructure and crystallographic texture on the Charpy impact test for maraging 300 steel*. Materials Characterization [online]. 2016, 120, 203–209. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.09.003>
- [23] YANG, Shuai, Yun PENG, Xiao-mu ZHANG a Zhi-ling TIAN. *Phase Transformation and Its Effect on Mechanical Properties of C300 Weld Metal after Aging Treatment at Different Temperatures*. Journal of Iron and Steel Research. International [online]. 2015, 22(6), 527–533. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(15\)30036-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30036-4)
- [24] HERMANN BECKER, Thorsten a Dimitri DIMITROV. *The achievable mechanical properties of SLM produced Maraging Steel 300 components*. Rapid Prototyping Journal

[online]. 2016, 22(3), 487–494. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1108/RPJ-08-2014-0096>

[25] SAKAI, P.R., M.S.F. LIMA, L. FANTON, C.V. GOMES, S. LOMBARDO, D.F. SILVA a A.J. ABDALLA. *Comparison of Mechanical and Microstructural Characteristics in Maraging 300 Steel Welded by three Different Processes: LASER, PLASMA and TIG*. Procedia Engineering [online]. 2015, 114, 291–297. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2015.08.071>

[26] YAO, Yongzhen, Yuhua HUANG, Bo CHEN, Caiwang TAN, Yi SU a Jicai FENG. *Influence of processing parameters and heat treatment on the mechanical properties of 18Ni300 manufactured by laser based directed energy deposition*. Optics & Laser Technology [online]. 2018, 105, 171–179. [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.03.011>

[27] SHA, W., CEREZO, A. & SSMITH, G.D.W. *Phase chemistry and precipitation reactions in maraging steels: Part IV. Discussion and conclusions*. Metall Mater Trans [online] 1993, 24, 1251–1256. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/BF02668193>

[28] BODZIAK, Sabrina, Kassim S. AL-RUBAINE, Luiz Dalla VALENTINA, Fernando Humel LAFRATTA, Edson Costa SANTOS, André Marcon ZANATTA, Yimeng CHEN. *Precipitation in 300 grade maraging steel built by selective laser melting: Aging at 510 °C for 2 h*. Materials Characterization [online] 2019, 151, 73-83. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.02.033>

[29] PSIODA, J.A. a J.R. LOW, Jr. *The effect of microstructure and strength on the fracture toughness of an 18 Ni, 300 grade maraging steel*. [online]. NASA Lewis Research Center, 1977 [cit. 21.11.2020]. Dostupné z: <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=19780008207>

[30] *Maraging Steel* [online]. [cit. 4.12.2020] Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/topics/materials-science/maraging-steel>

[31] DEHGAHI, S., M.H. GHONCHEH, A. HADADZADEH, M. SANJARI, B. SHALCHI AMIRKHIZ, M. MOHAMMADI. *The role of titanium on the microstructure and mechanical properties of additively manufactured C300 maraging steels*. Materials & Design [online] 2020, 194, 108965. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108965>

[32] SHA, Wei, GUO, Z. *Maraging steels: Modelling of microstructure, properties and applications*. Woodhead Publishing [online] 2009, 216. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://pure.qub.ac.uk/en/publications/maraging-steels-modelling-of-microstructure-properties-and-applic>

[33] CONDE, F.F., J.D. ESCOBAR, J.P. OLIVEIRA, A.L. JARDINI, W.W. BOSE FILHO, J.A. AVILA. *Austenite reversion kinetics and stability during tempering of an additively manufactured maraging 300 steel*. Additive Manufacturing [online] 2019, 29, 100804. [cit. 21.11.2020] Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100804>