

**ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI**  
**FAKULTA STROJNÍ**

**Studijní program**                      **N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie**  
**Studijní specializace**                **Bez specializace**

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

**Porovnání vlastností kovových dílů vyrobených různými aditivními technologiemi**

**Autor:**                                      **Bc. Pavel KUBOVEC**  
**Vedoucí práce:**                        **doc. Ing. Stanislav NĚMEČEK, Ph.D.**

**Akademický rok 2022/2023**

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2022/2023

# ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Pavel KUBOVEC**  
Osobní číslo: **S21N0044P**  
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**  
Téma práce: **Porovnání vlastností kovových dílů vyrobených různými aditivními technologiemi**  
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

## Zásady pro vypracování

1. Bound metal deposition
2. Selective laser melting
3. Direct laser metal deposition
4. Aditivní výroba z nástrojových ocelí
5. Vliv procesních parametrů a technologie výroby na vlastnosti AM dílů
6. Tepelné zpracování aditivně vyrobených dílů
7. Diskuse výsledků
8. Závěr

Rozsah diplomové práce: **50-70 stran**  
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**  
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

#### Seznam doporučené literatury:

J. Mazumder, Laser-aided direct metal deposition of metals and alloys, Editor(s): Milan Brandt, Laser Additive Manufacturing, Woodhead Publishing, 2017, Pages 21-53, ISBN 9780081004333, <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100433-3.00001-4>.

H. Sahasrabudhe, S. Bose, A. Bandyopadhyay, Laser-Based Additive Manufacturing Processes, Editor(s): Jonathan Lawrence, Advances in Laser Materials Processing (Second Edition), Woodhead Publishing, 2018, Pages 507-539, ISBN 9780081012529, <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101252-9.00017-0>.

Igor Yadroitsev, Ina Yadroitsava, Anton Du Plessis, 2 – Basics of laser powder bed fusion, Editor(s): Igor Yadroitsev, Ina Yadroitsava, Anton du Plessis, Eric MacDonald, In Additive Manufacturing Materials and Technologies, Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals, Elsevier, 2021, Pages 15-38, ISBN 9780128240908, <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-824090-8.00024-X>.

Mohsen Ziaee, Nathan B. Crane: Binder jetting: A review of process, materials, and methods, Additive Manufacturing, Volume 28, 2019, Pages 781-801, ISSN 2214-8604, <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.031>.

Guanghao Gong, Jiajia Ye, Yiming Chi, Zhihuan Zhao, Zifan Wang, Guang Xia, Xueyun Du, Hongfang Tian, Huijun Yu, Chuanzhong Chen, Research status of laser additive manufacturing for metal: review, Journal of Materials Research and Technology, Volume 15, 2021, Pages 855-884, ISSN 2238-7854, <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.050>.

Vedoucí diplomové práce: **Doc. Ing. Stanislav Němeček, Ph.D.**  
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Konzultant diplomové práce: **Ing. Miroslav Urbánek, Ph.D.**  
COMTES FHT a.s.

Datum zadání diplomové práce: **17. října 2022**  
Termín odevzdání diplomové práce: **26. května 2023**

L.S.

---

**Doc. Ing. Vladimír Duchek, Ph.D.**  
děkan

---

**Doc. Ing. Josef Odehnal, Ph.D.**  
vedoucí katedry

## **Prohlášení o autorství**

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

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

V Plzni dne: .....

.....

podpis autora



## **Poděkování**

Tímto bych rád poděkoval doc. Ing. Stanislavu Němečkovi, Ph.D. za odborné vedení a cenné rady při vypracování diplomové práce. Zároveň bych poděkoval Metalografické laboratoři Regionálního technologického institutu, díky které bylo možné diplomovou práci vypracovat.

## ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

<b>AUTOR</b>	<b>Příjmení</b> Bc. Kubovec	<b>Jméno</b> Pavel	
<b>STUDIJNÍ PROGRAM</b>	N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
<b>VEDOUcí PRÁCE</b>	<b>Příjmení (včetně titulů)</b> doc. Ing. Němeček, Ph.D.	<b>Jméno</b> Stanislav	
<b>PRACOVISŤE</b>	ZČU - FST - KMM		
<b>DRUH PRÁCE</b>	<b>DIPLOMOVÁ</b>	<b>BAKALÁŘSKÁ</b>	<b>Nehodící se škrtněte</b>
<b>NÁZEV PRÁCE</b>	Porovnání vlastností kovových dílů vyrobených různými aditivními technologiemi		

<b>FAKULTA</b>	strojní	<b>KATEDRA</b>	KMM	<b>ROK ODEVZD.</b>	2023
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

### POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

<b>CELKEM</b>	73	<b>TEXTOVÁ ČÁST</b>	73	<b>GRAFICKÁ ČÁST</b>	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

<b>STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</b> <b>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</b>	Tato diplomová práce porovnává vybrané technologie aditivní výroby kovů. Konkrétně řeší vhodnost metod Bound Metal Deposition, Selective Laser Melting a Laser Metal Deposition pro tisk dílů z nástrojové oceli AISI H13. Pro vyhodnocení bylo využito metalografické analýzy, zkoušky rázem v ohybu, zkoušky tvrdosti podle Vickerse a tribologického testu.
<b>KLÍČOVÁ SLOVA</b> <b>ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</b>	Bound Metal Deposition, Selective Laser Melting, Laser Metal Deposition, AISI H13, aditivní výroba

## SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

<b>AUTHOR</b>	Surname Bc .Kubovec		Name Pavel	
<b>STUDY PROGRAMME</b>	N0715A270014 - Materials Science and Manufacturing Technology			
<b>SUPERVISOR</b>	Surname (Inclusive of Degrees) doc. Ing. Němeček, Ph.D.		Name Stanislav	
<b>INSTITUTION</b>	ZČU - FST - KMM			
<b>TYPE OF WORK</b>	<b>DIPLOMA</b>	<b>BACHELOR</b>	<b>Delete when not applicable</b>	
<b>TITLE OF THE WORK</b>	Comparison of properties of metal parts produced by different additive technologies			

<b>FACULTY</b>	Mechanical Engineering	<b>DEPARTMENT</b>	KMM	<b>SUBMITTED IN</b>	2023
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

### NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

<b>TOTALLY</b>	73	<b>TEXT PART</b>	73	<b>GRAPHICAL PART</b>	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

<b>BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS</b>	This diploma thesis compares selected metal additive manufacturing technologies. Specifically, it addresses the suitability of the Bound Metal Deposition, Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition for the printing of AISI H13 tool steel parts. Metallographic analysis, impact test, Vickers hardness test and tribological test were used for evaluation.
<b>KEY WORDS</b>	Bound Metal Deposition, Selective Laser Melting, Laser Metal Deposition, AISI H13, additive manufacturing

## Obsah

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	11
Seznam obrázků.....	12
Seznam tabulek.....	13
Úvod .....	14
1 Aditivní výroba .....	15
2 Přehled technologií 3D tisku kovů.....	15
2.1 Powder Bed Fusion.....	16
2.2 Direct Energy Deposition .....	16
2.3 Material Extrusion .....	17
2.4 Binder Jetting.....	17
2.5 Material Jetting .....	18
3 Laser Metal Deposition.....	18
3.1 Princip.....	19
3.2 Výhody .....	19
3.3 Nevýhody.....	19
3.4 Mikrostruktura .....	20
3.5 Procesní parametry .....	21
3.5.1 Vliv výkonu laseru .....	21
3.5.2 Vliv rychlosti skenování .....	22
3.5.3 Vliv množství deponovaného prášku.....	22
3.5.4 Vliv průtoku ochranného plynu .....	23
3.5.5 Vliv velikosti průměru laserového svazku.....	23
4 Selective Laser Melting .....	23
4.1 Princip.....	23
4.2 Post-processing .....	24
4.3 Výhody .....	25
4.4 Nevýhody.....	25
4.5 Mikrostruktura .....	26
4.6 Procesní parametry a vlastnosti prášku .....	27
4.6.1 Vliv prášku.....	27
4.6.2 Vliv výkonu laseru .....	28
4.6.3 Vliv skenovací rychlosti .....	28
4.6.4 Vliv Hatch distance.....	29

4.7	Negativní jevy.....	29
4.7.1	Balling effect.....	29
4.7.2	Humping effect .....	29
4.7.3	Rozstřík .....	30
4.7.4	Schodovitý efekt .....	30
4.7.5	Zbytková napětí .....	30
4.8	Vady.....	30
4.8.1	Pórovitost .....	31
4.8.2	Trhliny.....	31
4.8.3	Deformace.....	31
4.8.4	Oxidické vměstky .....	32
5	Bound Metal Deposition .....	32
5.1	Tisk .....	33
5.2	Debinding .....	33
5.3	Sintrování.....	34
5.4	Výhody .....	34
5.5	Nevýhody.....	34
5.6	Mikrostruktura .....	34
5.7	Procesní parametry .....	35
5.7.1	Vliv orientace tisku .....	35
5.7.2	Vliv vzoru tisku.....	35
5.8	Vady.....	35
5.9	Dostupné materiály .....	35
5.10	Konkurence.....	36
6	Ocel AISI H13 v aditivní výrobě .....	36
6.1	Ocel H13 .....	36
6.1.1	Chemické složení [29] .....	36
6.1.2	Mikrostruktura .....	37
6.2	Tepelné zpracování.....	37
6.3	Svařitelnost .....	38
6.4	3D tisk H13.....	38
6.5	LMD .....	39
6.6	SLM.....	39
6.7	BMD .....	41
7	Experimentální část.....	42

7.1	Úvod do experimentální části .....	42
7.2	Zvolené experimenty .....	42
7.3	Vzorky .....	43
7.3.1	BMD .....	43
7.3.2	SLM .....	43
7.3.3	LMD.....	43
7.4	Materiál.....	44
7.4.1	Výchozí materiál pro BMD .....	44
7.4.2	Výchozí materiál pro SLM .....	45
7.4.3	Výchozí materiál pro LMD.....	45
7.5	Příprava vzorků.....	46
7.6	Značení vzorků .....	46
7.7	Metalografická analýza – optická mikroskopie.....	47
7.7.1	Metalografická analýza – BMD.....	47
7.7.2	Metalografická analýza – SLM.....	50
7.7.3	Metalografická analýza – LMD .....	52
7.8	SEM analýza.....	54
7.8.1	SEM analýza – BMD .....	54
7.8.2	SEM analýza – SLM.....	55
7.8.3	SEM analýza – LMD .....	55
7.9	Lomová plocha – stereomikroskop + SEM .....	56
7.9.1	Lomová plocha – BMD .....	56
7.9.2	Lomová plocha – SLM .....	58
7.9.3	Lomová plocha – LMD.....	59
7.10	Zkouška rázem v ohybu.....	60
7.11	Zkouška tvrdosti dle Vickerse .....	61
7.11.1	Průběh tvrdosti návaru .....	61
7.12	Tribologie .....	63
8	Diskuse.....	66
	Závěr.....	68
	Seznam citované literatury .....	69

## Přehled použitých zkratk a symbolů

BJ	Binder Jetting
BMD	Bound Metal Deposition
DED	Direct Energy Deposition
DLD	Direct Laser Deposition
DMLD	Direct Metal Laser Deposition
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy
FDM	Fused Deposition Modeling
HIP	Hot Isostatic Pressing
HV	Tvrđost dle Vickerse
HRC	Tvrđost dle Rockwella
LMD	Laser Metal Deposition
LMF	Laser Metal Fusion
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
MIM	Metal Injection Moulding
PBF	Powder Bed Fusion
SEM	Scanning Electron Microscope
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering
XRD	X-Ray Diffraction
W-LMD	Wire Laser Metal Deposition
°C	Stupeň Celsia
s	Sekunda
W	Watt
mm	Milimetr
K	Kelvin
μm	Mikrometr
J	Joule
λ	Vlnová délka

## Seznam obrázků

Obr. 1: Základní rozdělení dle normy ISO/ASTM 52900:2015 [42] .....	16
Obr. 2: Rozdělení aditivních technologií kovů založené na tavení a slinování [43].....	16
Obr. 3: Zjednodušené schéma procesu MIM [46] .....	17
Obr. 4: Zjednodušené schéma procesu BJ [45] .....	18
Obr. 5: Schéma nanášecí hlavy včetně procesu tisku technologií LMD [14] .....	19
Obr. 6: Předpokládána mikrostruktura v závislosti na teplotním gradientu a rychlosti růstu [52] .....	21
Obr. 7: Závislost mikrotvrdomosti na lineární hustotě energie [13].....	22
Obr. 8: Závislost průměru laserového svazku na šířce tištěné vrstvy [13].....	23
Obr. 9: Princip metody SLM [22] .....	24
Obr. 10: Pórovitost dílu před HIP (0,33 %) – vlevo, pórovitost dílu po HIP (0,001 %) – vpravo [22].....	25
Obr. 11: Zjednodušené zobrazení mikrostruktury u metody SLM [37].....	26
Obr. 12: Základní procesní parametry [26] .....	27
Obr. 13: Závislost plošné hustoty laseru na rychlosti skenování z hlediska vzniku vad a negativních efektů v procesu SLM [22].....	28
Obr. 14: Vznik Balling effect v závislosti na tloušťce tištěných vrstev a rychlosti skenování [22] .....	29
Obr. 15: Humping effect [22].....	30
Obr. 16: Tiskové kazety [4].....	32
Obr. 17: Vytiskovaná součást s podpěrami [4].....	33
Obr. 18: Možný průběh tepelného zpracování pro nástrojovou ocel H13 [56].....	38
Obr. 19: Mikrostruktura oceli H13 vytištěna technologií SLM [32] .....	40
Obr. 20: Mechanické vlastnosti oceli H13 dosažené po vytištění metodou BMD a sintrování [41] .....	41
Obr. 21: Vytiskované vzorky – BMD (vlevo), SLM (uprostřed), LMD (vpravo) .....	43
Obr. 22: Navařovací hlava s robotickým ramenem.....	44
Obr. 23: Morfologie atomizovaného kovového prášku H13 pro SLM – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (vlevo).....	45
Obr. 24: Morfologie atomizovaného kovového prášku H13 pro LMD – zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo) .....	46
Obr. 25: Odebrané vzorky vytištěné metodou LMD .....	46
Obr. 26: Pórovitost vzorku BHP, osa řezu x (vlevo), osa řezu y (uprostřed), osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x47	
Obr. 27: Pórovitost vzorku BHP, osa řezu x (vlevo), osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x .....	47
Obr. 28: Pórovitost vzorku BVP, osa řezu x (vlevo), osa řezu y (uprostřed), osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x48	
Obr. 29: Pórovitost vzorku BVP, osa řezu y (vlevo), osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x .....	48
Obr. 30: Hranice zesintrování, BHP – osa řezu z (vlevo), BVP – osa řezu x (vpravo), zvětšení 500x .....	48
Obr. 31: Mikrostruktura – BHP – osa řezu y (vlevo), BVP – osa řezu y (uprostřed), BPV – osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x .....	49
Obr. 32: Mikrostruktura – BVP – osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x, osa řezu z (uprostřed), osa řezu x (vpravo), zvětšení 500x .....	49
Obr. 33: Pórovitost vzorku SHP, osa řezu z, zvětšení 25x (vlevo a uprostřed), zvětšení 200x (vpravo).....	50
Obr. 34: Pórovitost vzorku SVP – osa řezu x, zvětšení 25x (vlevo), osa řezu y, zvětšení 25x (uprostřed), osa řezu z, zvětšení 200x (vpravo) .....	50
Obr. 35: Mikrostruktura – SHP – osa řezu z (vlevo), SVP – osa řezu z (vpravo) zvětšení 100x .....	51
Obr. 36: Mikrostruktura SVP – osa řezu z (vlevo), osa řezu y (vpravo) zvětšení 500x.....	51
Obr. 37: Nespojitosti LMD návaru .....	52
Obr. 38: Nespojitosti vzorku LHP – osa řezu z, zvětšení 25x.....	52
Obr. 39: Pórovitost vzorku LHP – osa řezu x, zvětšení 100x (vlevo), osa řezu z, zvětšení 200x (vpravo) .....	52
Obr. 40: Mikrostruktura LHP – osa řezu x (vlevo), osa řezu z (uprostřed), osa řezu x (vlevo), zvětšení 25x.....	53
Obr. 41: Mikrostruktura LHP – osa řezu z, zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo) .....	53
Obr. 42: EDS analýza jednotlivých částic .....	54
Obr. 43: Mikrostruktura BMD – zvětšení 500x (vlevo), zvětšení 1000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo) .	55
Obr. 44: Mikrostruktura SVP – zvětšení 3000x (vlevo), zvětšení 5000x (uprostřed), zvětšení 8000x (vpravo)- zdroj.....	55
Obr. 45: Mikrostruktura LMD – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 5000x (uprostřed), zvětšení 3000x (vpravo)	56
Obr. 46: Lomová plocha BHP – zvětšení 10x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo) .....	56
Obr. 47: Lomová plocha BVP – zvětšení 10x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo) .....	57
Obr. 48: Lomová plocha BHP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo) .	57



Obr. 49: Lomová plocha BVP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo).	57
Obr. 50: Lomová plocha – SHP – zvětšení 14x (vpravo), SVP – zvětšení 16x (vpravo).....	58
Obr. 51: Lomová plocha SHP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 1500x (vpravo).....	58
Obr. 52: Lomová plocha SVP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 1500x (vpravo).....	59
Obr. 53: Lomová plocha LMD – zvětšení 21x .....	59
Obr. 54: Lomová plocha LHP – zvětšení 500x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo).....	60
Obr. 55: Průběh tvrdosti – body vtisků.....	62
Obr. 56: Průběh tvrdosti LMD návaru.....	62
Obr. 57: Graf míry opotřebení – metoda odebraného objemu .....	64
Obr. 58: Graf míry opotřebení – metoda hmotnostního úbytku .....	65
Obr. 59: Pin-on-Disc test: stopa mezikruží na vzorku LMD.....	65

## Seznam tabulek

Tab. 1: Dostupné materiály pro tiskárny Studio System+ a Studio System 2 [6] .....	36
Tab. 2: Chemické složení oceli H13 [29].....	36
Tab. 3: Chemické složení prášku pro BMD [41].....	44
Tab. 4: Chemické složení prášku pro SLM [58].....	45
Tab. 5: Chemické složení prášku pro LMD [59] .....	45
Tab. 6: Hodnoty ze zkoušky rázem v ohybu .....	60
Tab. 7: LHP – hodnoty tvrdostí .....	62
Tab. 8: Hodnoty naměřených tvrdostí vzorků.....	63
Tab. 9: Naměřené hodnoty pro metody vyhodnocení přes odebraný objem a hmotnostní úbytek .....	64

## Úvod

Aditivní výroba kovů je v současné době jednou z nejvíce se rozvíjejících oblastí strojírenství. Dříve se aditivní výroba vyvíjela pouze jedním směrem, a to zejména na obor Rapid Prototyping. Postupem času díky značnému pokroku v technologiích a zlepšujících se dosahovaných mechanických vlastností tištěných dílů se došlo k závěru, že aditivní výrobu lze využít i mimo vývoj prototypů a v současnosti má již nepostradatelné místo ve výrobě některých funkčních dílů či malosériových produkcí.

Cílem této práce bude porovnat vybrané technologie aditivní výroby a diskutovat jednotlivá pozitiva a nevýhody metod. V teoretické části diplomové práce budou podrobně popsány poměrně zavedené technologie Laser Metal Deposition a Selective Laser Melting společně s novou technologií Bound Metal Deposition. Dále se teoretická část práce bude zabývat vlivem vybraných procesních parametrů na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu včetně aktuálního stavu vývoje 3D tisku z nástrojové oceli H13 z vybraných technologií aditivní výroby. V praktické části budou porovnány vytištěné díly z nástrojové oceli H13 pomocí výše uvedených technologií aditivní výroby nejen z hlediska základních mechanických a strukturních vlastností, ale i z hlediska životnosti vytištěných dílů.

## 1 Aditivní výroba

Aditivní výroba neboli též 3D tisk, je definována jako proces, při kterém jsou díly vyráběny postupným kontrolovaným přidáváním materiálu po vrstvách. Naproti tomu u konvenční výroby, kdy je výsledný díl vytvářen postupným odebráním materiálu, nevzniká v aditivní výrobě téměř žádný odpad. Aditivní výroba má oproti konvenční výrobě mnoho výhod, a to zejména její schopnosti vyrábět díly přímo z CAD modelů, což eliminuje nutnost forem či nástrojů na obrábění a tím umožňuje výrazně snížit náklady na výrobu. Zároveň lze aditivní výrobou vyrobit součásti se složitou geometrií, které jsou konvenční výrobou nerealizovatelné. Další výhodou je její efektivní využití materiálu a možnost opravovat porušené díly. Je důležité však zmínit, že aditivní výroba v současné chvíli není přímou náhradou konvenční výroby a není vhodná pro velkosériovou výrobu. Nejčastějším omezením aditivní výroby je také omezená škála výběru materiálu, poměrně nízká kvalita povrchu, omezené rozměry dílů, pomalost výroby a obvykle nutnost dalšího zpracování. [1, 2]

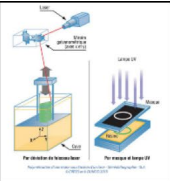
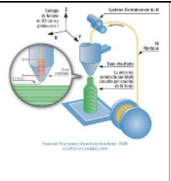
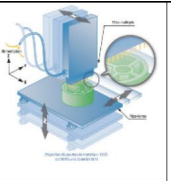
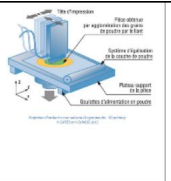
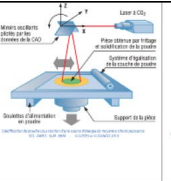
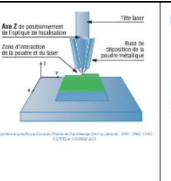
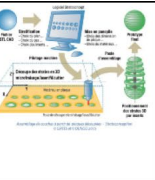
Aditivní výroba udělala za poslední roky obrovský skok a zažívá opravdový úspěch napříč odvětvími. V dnešní době většina významných technických firem v oblasti inovací tuto technologii vlastní či ji alespoň externě využívá a není pochyb o tom, že aditivní výroba již pomalu mění způsob myšlení průmyslových výrobců a jejich přístup k výrobě samotné. [1, 2]

Dříve se aditivní výroba používala pouze v omezené míře, a byla známá pod názvem Rapid Prototyping. Tento název vycházel ze skutečnosti, že se aditivní výroba využívala zejména pro vědecké účely a vývoj prototypů. Aditivní výroba však není žádnou novinkou. Ve skutečnosti byla vyvinutá v polovině 80. let minulého století, kdy byl patentován stereolitografický přístroj Chuckem Hullem. Tato technologie byla ovšem určena pro tisk dílů z plastu a fungovala na principu vytvrzování speciálního polymeru pomocí UV záření. Během následujících let vznikaly nové technologie tisku dílu z plastů (např. Fused Deposition Modeling a Selective Laser Sintering). Ovšem tyto technologie umožňovaly tisk pouze z polymerních materiálů. [1, 2]

Direct Energy Deposition je uváděna jako první 3D technologie tisku kovu a vznikla v 90. letech minulého století a vycházela z laserového navařování. Přestože Direct Energy Deposition byla první technologie aditivní výroby kovu, za první významnou technologii z hlediska 3D tisku kovů, která umožňovala vyrábět velmi přesné díly a posunula obor aditivní výroby výrazně dopředu, lze považovat až Selective Laser Melting, která nabyla významu koncem 90. let a vychází přímo z technologie Selective Laser Sintering [1, 2]

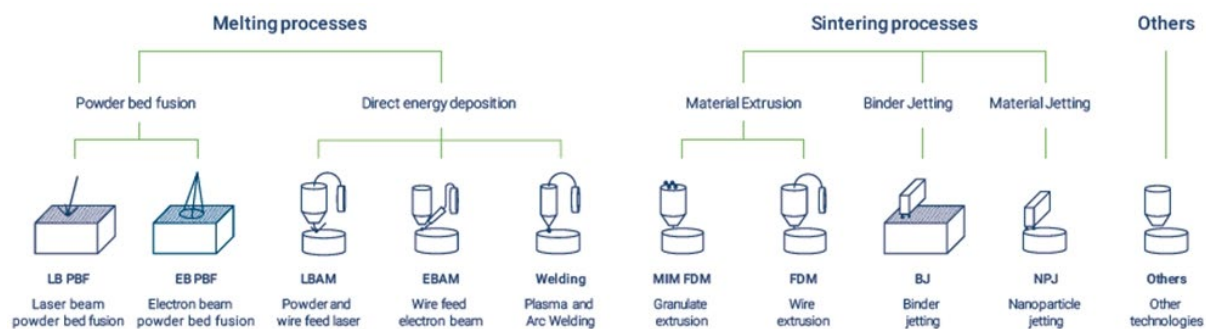
## 2 Přehled technologií 3D tisku kovů

V současnosti existuje nespočet aditivních technologií lišící se zpravidla způsobem nanášení materiálu, typem materiálu, způsobem spojování materiálu, použitým zdrojem tepla apod. Tyto technologie lze rozdělit dle normy ISO/ASTM 52900:2015 do sedmi tříd aditivní výroby. Norma však nerozlišuje technologie dle tištěného materiálu, ale dle způsobu tisku (viz Obr. 1), tedy zahrnuje i aditivní výrobu plastů a ostatních materiálů (keramika, beton apod).

						
Vat photopolymerization	Material Extrusion	Material Jetting	Binder Jetting	Powder Bed Fusion	Direct Energy Deposition	Sheet Lamination
SLA DLP	FDM	MJ / MJP / Polyjet NPJ DOD	BJ CJP	SLS / MJF SLM / DSLM EBM	LMD EBAM	LOM STRATO-CONCEPTION

Obr. 1: Základní rozdělení dle normy ISO/ASTM 52900:2015 [42]

Z těchto důvodů lze považovat za vhodnější rozdělení technologií aditivní výroby kovů do dvou následujících skupin. A to na technologie tisku založené na tavení materiálu, kdy se finální tvar tištěného dílu získá přímým tavením primárního materiálu, a na technologie založené na spékání (slinování, sintrování), kdy se nejdříve vytiskne tzv. green part, zatímco finální vlastnosti vytištěného dílu jsou dosaženy obvykle po odstranění pojiva a slinování (viz Obr. 2). [43]



Obr. 2: Rozdělení aditivních technologií kovů založené na tavení a slinování [43]

Níže jsou uvedeny nejvýznamnější kategorie aditivní výroby kovů společně s jejich vybranými zástupci v jednotlivých kategoriích. Vzhledem k tomu, že v dnešní době existují desítky technologií aditivní výroby kovů, jejichž popis by vystačil na několik prací, jedná se pouze o krátký souhrn současného stavu v oblasti 3D tisku kovů.

## 2.1 Powder Bed Fusion

Powder Bed Fusion (PBF), v češtině též překládáno jako spékání práškové vrstvy, je technologie založená na principu tavení prášku v práškovém loži pomocí vysoko výkonného zdroje tepla (laser či elektronový paprsek) po jednotlivých vrstvách. Tato technologie umožňuje vyrábět širokou škálu geometricky složitých výrobků s velice dobrou přesností a kvalitou dílů. Do této kategorie spadá Selective Laser Melting a Electron Beam Melting. Podrobný princip, včetně výhod a nevýhod pro Selective Laser Melting, tedy i Powder Bed Fusion je popsán v kapitole Selective Laser Melting a proto nebude dále rozváděn. [44]

## 2.2 Direct Energy Deposition

Tato technologie je založena na tavení kovového prášku či drátu výkonným laserem (elektronovým paprskem), který je nanášen na základní desku či na již existující díl. Do této kategorie aditivní výroby spadá Laser Metal Deposition, a tedy i základní princip Direct Energy

Deposition (DED) je podrobně popsán v kapitole Laser Metal Deposition. Z tohoto důvodu nebude princip DED stejně jako PBF dále rozváděn. [9]

## 2.3 Material Extrusion

Tuto kategorii lze rozdělit na Fused Deposition Modeling (FDM) a Metal Injection Moulding (MIM). Tyto technologie mají podobný post-processing, avšak liší se v principu tisku dílu. FDM technologie je založena na nanášení extrudovaného materiálu po vrstvách (kovový prášek + polymery) přes trysku podobnou těm, které se používají v procesu aditivní výroby plastu. FDM využívá výchozí materiál ve formě drátu, tyčinek, pelet apod. Díly musí projít po tisku procesem na odstranění pojiva a slinováním za účelem získání požadovaných vlastností. Do této kategorie spadá např. technologie Bound Metal Deposition, která je podrobněji popsána v kapitole Bound Metal Deposition. [46]

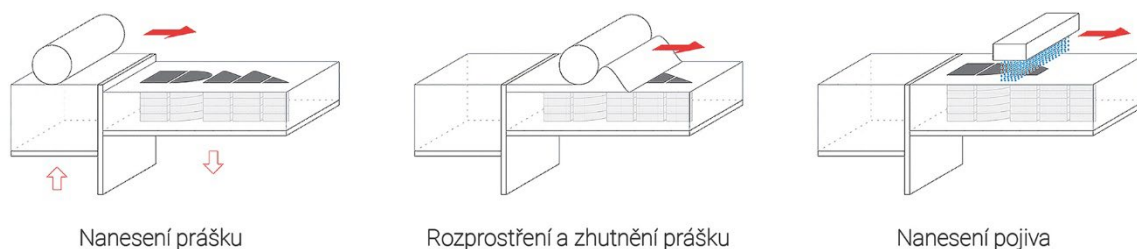
Metal Injection Moulding kombinuje práškovou metalurgii s technologií vstřikování plastů. Jako výchozí materiál se používá směs kovového prášku s polymery, která je pomocí vstřikovacího stroje (podobnému stroji na vstřikování plastu) přiváděna do formy s požadovanou geometrií dílu (viz Obr.3). Takto vzniká green part a následuje stejně jako u FDM proces na odstranění pojiva a slinování. MIM technologie je vhodná pro malé až středně velké díly se složitou geometrií a požadavkem na velice přesné rozměry a dobrou kvalitu povrchu dílů. Díly zároveň dosahují většího zhutnění než v případě FDM, avšak technologie je náročnější na přípravu z důvodu nutnosti výroby formy. Technologie zároveň umožňuje vyrábět díly téměř ze všech práškových kovů (nerezová ocel, měď, titan, wolfram, konstrukční ocel apod.) [46]



Obr. 3: Zjednodušené schéma procesu MIM [46]

## 2.4 Binder Jetting

Binder Jetting (BJ) je technologie aditivní výroby založená podobně jako PBF na práškovém loži. Hlavním rozdílem mezi PBF a BJ je proces vytváření jednotlivých vrstev. V případě BJ je pro vytištění dílu (green part) selektivně nanášeno kapalné pojivo (binder) na práškové lože podle CAD modelu, tak aby se vytvořil řez každé vrstvy (viz Obr. 4). Vzhledem k tomu, že proces tisku nevyžaduje výkonný zdroj tepla, tak nemusí probíhat v ochranné atmosféře či vakuu (proces odstraňování pojiva a slinování obvykle v ochranné atmosféře probíhá, aby se zabránilo oxidaci). Po dokončení poslední vrstvy probíhá proces vytvrzování pojiva a odstranění zbytkového prášku okolo vytištěného dílu. Následně díl projde procesem na odstranění pojiva (díle se zahřívá při poměrně nízké teplotě, kdy dojde k odpaření pojiva a vzniká tzv. brown part) se závěrečným slinováním pro zvýšení hustoty dílu a zlepšení mechanických vlastností. [45]



Obr. 4: Zjednodušené schéma procesu BJ [45]

Na rozdíl od metod aditivní výroby využívající laser lze snadněji zpracovávat kovy s vysokou optickou odrazivostí, vysokou tepelnou vodivostí a nízkou tepelnou stabilitou. Zároveň nejsou u procesu BJ zpravidla nutné podpůrné struktury pro odvod zbytkového tepla či z pevnostních důvodů, neboť díl je dokonale podepřen okolními částicemi prášku v práškovém loži (podpory se někdy používají v procesu slinování). Velkou výhodou BJ oproti PBF a DED je větší homogenita struktury, izotropní mechanické vlastnosti a minimální vnitřní pnutí, neboť nedochází k rychlým změnám teplot v průběhu výroby dílu. Nevýhoda však spočívá v nutnosti post-processingu (odstranění pojiva, slinování). [45]

## 2.5 Material Jetting

Material Jetting (MJ) je poměrně nová technologie, která je často srovnávána se standardním 2D tiskem. MJ funguje na principu, kdy tekutý materiál (kovové částice + tekuté pojivo) je dávkován přes stovky drobných trysek v tiskové hlavě ve formě kapiček o různé velikosti po vrstvách o tloušťce několika  $\mu\text{m}$ . Při nanášení jednotlivých vrstev dochází k odpaření tekutého pojiva díky zvýšené teplotě prostředí (cca  $300\text{ }^\circ\text{C}$ ). Zároveň během tisku jsou vytvářeny i podpory součásti. Ty jsou následně odstraněny před slinováním dílu. Do této kategorie patří např. NanoParticle Jetting (NPJ). Díly vyrobené touto technologií dosahují vysoké kvality povrchu a velké rozměrové přesnosti z důvodu tisku dílu po velice tenkých vrstvách. Proces tisku je však značně zdlouhavý, poměrně drahý a omezen pouze na menší součásti. Zároveň je proces v současnosti omezen zejména škálou dostupných materiálů. [47, 48]

## 3 Laser Metal Deposition

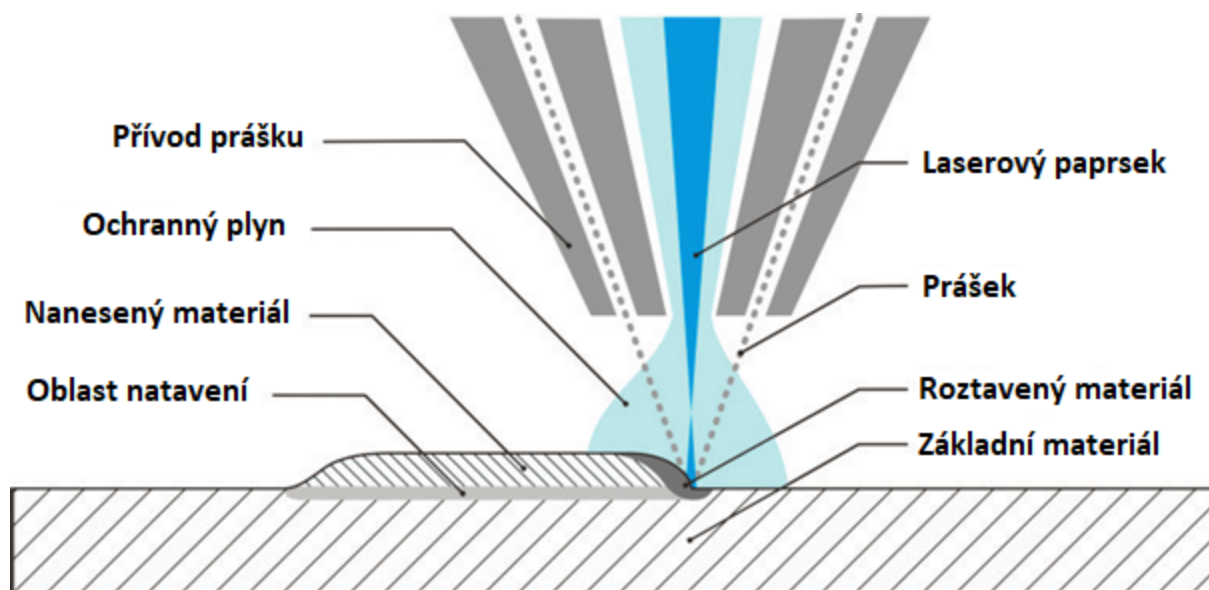
Laser Metal Deposition, dále jen LMD je proces aditivní výroby, který spadá do kategorie DED (Direct Energy Deposition). Podstatou procesu je selektivní přidávání materiálu na bázi prášku do laserového svazku. Laser natavuje prášek a vytváří tištěnou součást vrstvu po vrstvě pohybem nanášecí hlavy, popřípadě pohybem tisknuté součásti. [8, 9, 10]

LMD je jeden z nestarších procesů aditivní výroby, neboť je přímo odvozen od laserového navařování, které bylo vyvinuto již v 80. letech 20. století. Technologie LMD byla poprvé představena v 90. letech minulého století v Sandia National Laboratories. Od té doby je LMD nezávisle vyvíjeno mnoha skupinami po celém světě, proto se lze setkat s různými alternativními názvy např. Direct Metal Laser Deposition (DMLD), Direct Laser Deposition (DLD). [8, 9, 12]

Metoda LMD prošla poměrně velkým vývojem a v současnosti existuje několik jejích modifikací. Mezi ně patří i technologie W-LMD, kde se místo prášku používá drát. Popřípadě u dalších modifikací (EBF) došlo k nahrazení laseru elektronovým paprskem jakožto zdrojem tepla. [11]

### 3.1 Princip

Základem technologie LMD je nanášecí hlava, do které je přiváděn laserový svazek, který je následně fokusovaný pomocí čočky. Do hlavy je dále přiváděn kovový prášek a obvykle i ochranný plyn, který chrání tavnou lázeň před oxidací. Nejčastěji se jedná o argon, popřípadě helium. Laserový paprsek přiváděný do nanášecí hlavy (viz Obr. 5) taví povrch tisknuté součásti včetně kovového prášku, který je nanášen ve vrstvách na tištěný díl. Roztavený materiál velice rychle tuhne a vzniká díl bez nutnosti dodatečného tepelného zpracování. Tloušťka nové vrstvy se obvykle pohybuje v rozmezí 0,1-2 mm. Výsledná součást vzniká pohybem nanášecí hlavy, která se pohybuje napříč konstrukční rovinou a vytváří nový povrch tisknuté součásti. Nanášecí hlava je zpravidla unášena robotickým ramenem. V méně častých případech je nanášecí hlava nehybná a pohybuje se tištěný díl. [8, 9, 12]



Obr. 5: Schéma nanášecí hlavy včetně procesu tisku technologií LMD [14]

### 3.2 Výhody

LMD je multifunkční proces, který se dá vyjma aditivní výroby použít na mnoho jiných aplikací. Jak již bylo zmíněno, LMD vychází z laserového navařování, proto se používá na navařování, opravy dílů a zároveň i na svařování. [8, 9]

Značná výhoda LMD procesu spočívá ve vytváření dílu s poměrně vysokou pevností. Zároveň LMD je dostatečně přesný proces (pomocí LMD se zpravidla tisknou větší díly, které nevyžadují přísné tolerance), který umožňuje vytvářet díly jak s hrubou strukturou, tak i s velice jemnou. Technologie LMD však nedosahuje přesnosti a kvality v porovnání s metodou SLM. Naproti tomu se technologie LMD vyznačuje poměrně vysokou rychlostí tisku oproti metodám založených na práškovém loži a zároveň umožňuje tisknout výrazně větší díly (velikost tištěného dílu je pouze omezena dosahem robotického ramene). Výhoda LMD také spočívá ve schopnosti tisku na již existující díl, což většina metod neumožňuje. [8, 9]

### 3.3 Nevýhody

Stejně jako u většiny zařízení používající laser, je značnou nevýhodou LMD pořizovací cena. Zároveň cena materiálu ve formě prášku je také vysoká, neboť se musí jednat o kovy či slitiny o velké čistotě. U LMD hrozí rovněž větší riziko oxidace během procesu tisku než u dalších technologií aditivní výroby využívající laser, což zvyšuje vyšší požadavky na průtok



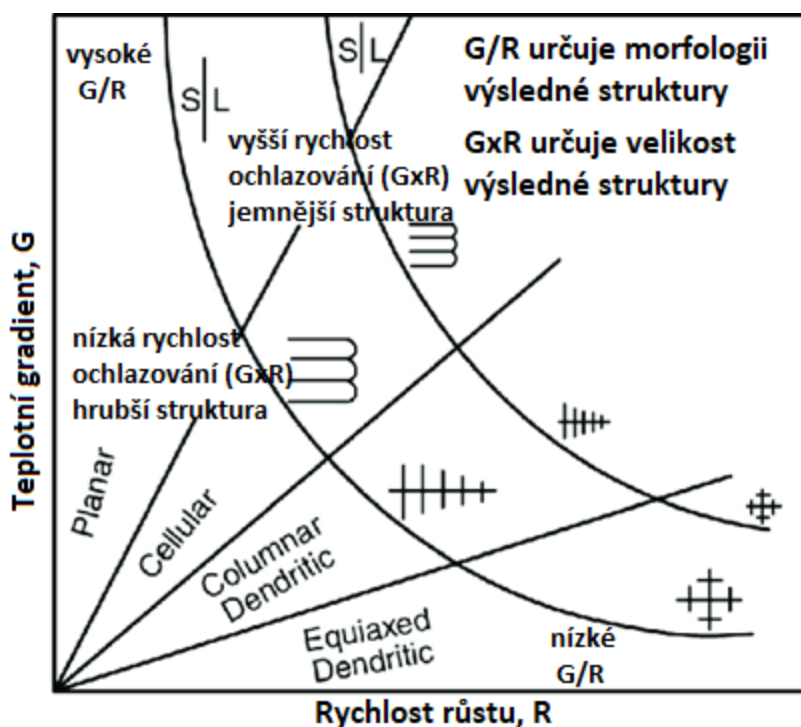
ochranného plynu a zvyšuje riziko vzniku vad. Zároveň povrch vytištěné součásti bývá hrubší než u ostatních metod. Další nevýhoda LMD spočívá v její komplexnosti, neboť se jedná o poměrně komplexní proces a vyžaduje kvalifikovanější pracovníky pro správné nastavení parametrů tisku ve srovnání s běžnými metodami aditivní výroby. Dále metoda LMD má na rozdíl od ostatních metod aditivní výroby poměrně velkou tepelně ovlivněnou oblast od tištěné vrstvy, která může zasahovat hluboko do tištěné součásti a tím negativně ovlivňovat mikrostrukturu. Nevýhoda metody je také spojována se zdravotními riziky, a to z důvodu práce s jemným práškem a jeho deriváty vzniklými při tisku. [9]

### 3.4 Mikrostruktura

Mikrostruktura tištěné součásti vzniklá během LMD procesu závisí především na mechanismu tuhnutí a chemickém složení materiálu. Tuhnutí taveniny v případě LMD je však složitý proces, který záleží na mnoha faktorech, jako jsou například procesní parametry (viz podkapitola 3.5 Procesní parametry) či počáteční teplota podkladu před nanesením další vrstvy. Tavenina vytvořená na povrchu součásti začíná tuhnout po oddálení laserového svazku od oblasti taveniny. Pokud je oblast taveniny velká a rychlost tuhnutí malá, dochází k natavení předchozí vrstvy, jejíž hloubka natavení závisí na rychlosti tuhnutí taveniny. Vysoký objem taveniny a pomalé tuhnutí vede obvykle k hrubozrnné struktuře. Velký vliv na mechanismus tuhnutí a tím na výslednou mikrostrukturu má již zmíněná počáteční teplota podkladu. V případě studeného podkladu, rychlost tuhnutí bude poměrně velká, neboť rychlost odvodu tepla bude vyšší než u podkladu s vyšší teplotou, a proto lze očekávat jemnější strukturu. [13]

Vzhledem k tomu, že v procesu LMD dochází k tavení materiálu, řídí se proces zákony krystalizace. Tuhnutí tedy začíná na rozhraní taveniny a podkladu, kde dochází k nukleaci zárodků krystalu, které se postupně vyvíjejí a rostou. Jak proces tuhnutí pokračuje, vznikají zrna, která rostou v opačném směru vůči největšímu odvodu tepla tzv. kolumnární zrna, která jsou charakteristická pro proces LMD. Mikrostruktura jedné vrstvy je specifická pro použitý materiál a nebývá u LMD procesu homogenní. Obvykle se skládá z kolumnárních a ekviaxiálních zrn, avšak záleží konkrétně na chemickém složení tištěného materiálu, rychlosti tuhnutí (viz Obr. 6), proběhlých tepelných cyklech apod. Vždy se však mikrostruktura skládá z tzv. půlkruhových buněk, které jsou typické pro aditivní technologie založené na tavení prášku (viz Obr. 11). Při vysokých rychlostech tuhnutí se obvykle objevuje martenzitická struktura. Naproti tomu při velmi nízkých rychlostech tuhnutí může vznikat Widmanstaterova struktura (typické např. při tisku slitiny Ti6Al4V). Mikrostruktura jedné vrstvy se však v průběhu LMD procesu mění, neboť dochází k tepelnému ovlivnění od taveniny následující tištěné vrstvy a ostatních nanášených vrstev. Zároveň záleží na poloze zkoumané vrstvy. Vrstva uvnitř součásti projde více tepelnými cykly než vrstva nacházející se na povrchu tištěného dílu. Z výše zmíněných důvodů je výsledná mikrostruktura součásti obvykle heterogenní a mění se napříč průřezem dílu. [13, 19, 20, 21]





Obr. 6: Předpokládána mikrostruktura v závislosti na teplotním gradientu a rychlosti růstu [52]

### 3.5 Procesní parametry

Procesní parametry mají velký vliv na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti tištěné součásti. Mezi nejdůležitější parametry patří výkon laseru, skenovací rychlost, množství deponovaného prášku a průtok ochranného plynu. Vzhledem k tomu, že LMD je značně nelineární proces, tak jakákoliv změna výše zmíněných parametrů může znamenat velkou změnu ve výsledných mechanických vlastnostech. [8, 13]

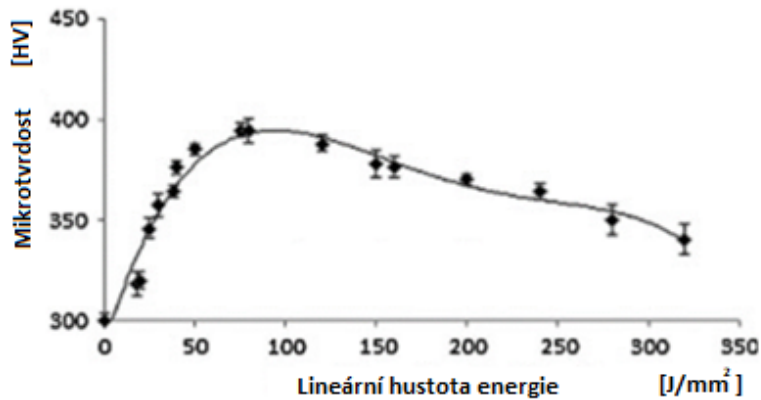
Níže zmíněné vlivy parametrů tisku na vlastnosti tištěných dílů neplatí jednoznačně pro všechny materiály a slouží pro obecné pochopení jednotlivých parametrů a problematiky tisku.

#### 3.5.1 Vliv výkonu laseru

Výkon laseru má značný vliv na mikrostrukturní změny a povrch materiálu. Výkon laseru se při LMD volí dle materiálu a dalších parametrů tisku. Při nastavení vysoké hodnoty výkonu laseru může docházet v extrémních případech k odpaření materiálu a tvorbě plasmu. Naopak pokud by měl laser nízký výkon, materiál by byl nedokonale roztaven, což by mohlo vést k pórovitosti tištěné součásti. Zároveň bylo zjištěno, že při zvyšujícím se výkonu laseru obecně dochází ke snížení drsnosti tištěného dílu. Snížení drsnosti je přikládáno správnému roztavení prášku a pomalejšímu tuhnutí taveniny díky většímu objemu nataveného materiálu. Výkon laseru má však největší vliv na mikrostrukturu. Obecně bylo zjištěno, že se zvyšující se hodnotou výkonu struktura hrubne a tvoří se obvykle kolumnární zrna. Zhrubnutí struktury je opět připisováno natavení velkého objemu materiálu, díky tomu dochází k pomalejšímu chladnutí a zrno má dostatek času pro růst. Naproti tomu u menších výkonů je oblast natavení menší, tuhnutí rychlejší a zrna nemají dostatek času růst. [13]

Vzhledem k tomu, že mikrostruktura úzce souvisí s mechanickými vlastnostmi, bylo vypořádováno, že při postupném zvyšování výkonu laseru narůstá tvrdost až do určitého výkonu. Následně dochází k pozvolnému snižování tvrdosti s rostoucí hodnotou výkonu (viz Obr. 7). Tento průběh tvrdosti v závislosti na výkonu lze pravděpodobně připsat

nedostatečnému natavení prášku při nízkých výkonech. Postupným zvyšováním výkonu dochází k dokonalejšímu tavení prášku kovu, avšak mikrostruktura zůstává stále jemnozrná. To platí však do určité hranice výkonu, kdy již začíná struktura hrubnout a tvrdost se snižuje. [13]



Obr. 7: Závislost mikrotvrdomosti na lineární hustotě energie [13]

### 3.5.2 Vliv rychlosti skenování

Další významný parametr LMD je skenovací rychlost, která nám udává dobu, po kterou laserový paprsek interaguje s nanášeným materiálem a tištěným dílem. Jak již bylo zmíněno výše (viz podkapitola 3.1 Princip), rychlost skenování se provádí pohybem nanášecí hlavy vůči dílu či pohybem tištěné součásti. V případě příliš vysoké rychlosti nemusí dojít ke správnému tavení kovového prášku či dokonce nemusí k tavení dojít vůbec. Naproti tomu příliš pomalý pohyb laserového svazku může vést až k vypařování deponovaného materiálu. [13]

Skenovací rychlost nepřímou závisí na výkonu laseru, tedy zjednodušeně řečeno má skenovací rychlost opačný vliv na vlastnosti než vliv výkonu laseru. V případě drsnosti dochází při vysoké rychlosti k nedostatečnému tavení prášku a se zvyšující rychlostí se drsnost zvyšuje. Stejně jako u výkonu laseru má skenovací rychlost vliv na mikrostrukturu. Vznik mikrostruktury je pevně spjat s rychlostí ochlazování, tedy záleží i na objemu nataveného materiálu. Při nízkých rychlostech skenování se nataví velký objem, lze tedy očekávat hrubší strukturu než u vysokých rychlostí. V případě tvrdosti dochází se zvyšující se rychlostí ke zvýšení hodnot tvrdosti. V současnosti však byly provedeny pouze studie v určitém rozsahu skenovacích rychlostí, lze tedy předpokládat opačný průběh tvrdosti vůči rychlosti skenování než u výkonu laseru (viz Obr. 7). [13]

### 3.5.3 Vliv množství deponovaného prášku

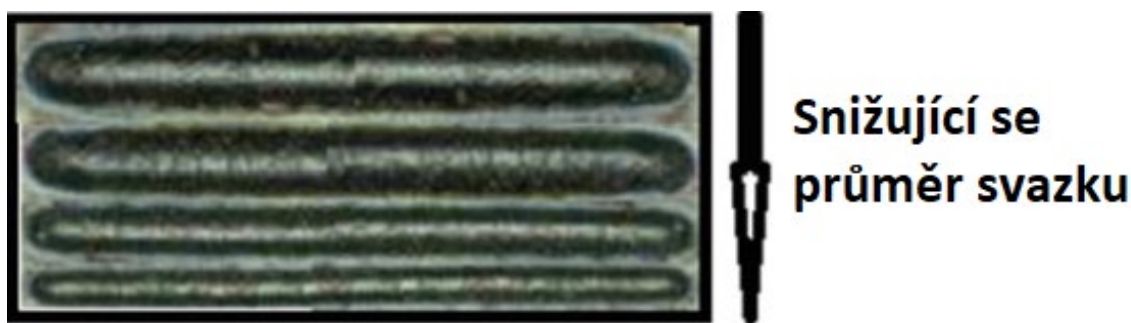
Tento parametr nám udává množství deponovaného prášku v gramech za jednotku času. Množství deponovaného prášku má nejen vliv na mechanické a mikrostrukturní vlastnosti, ale také na cenu LMD procesu. Bylo vyzpozorováno, že při příliš velkém množství prášku dochází k nedokonalému tavení, čímž jsou značně ovlivněny výsledné mechanické vlastnosti dílu. Zároveň při příliš nízkých hodnotách deponovaného prášku může docházet k odpaření prášku, neboť většina energie paprsku je směřována do malého množství materiálu. [13]

### 3.5.4 Vliv průtoku ochranného plynu

Dalším důležitým parametrem je průtok plynu. Plyn se používá za účelem ochrany taveniny před okolním prostředím. Při příliš nízkých hodnotách průtoku plynu může docházet k nedokonalé ochraně taveniny a vzniku vad. Naproti tomu při vysokých hodnotách průtoku může dojít k odfouknutí prášku mimo natavenou oblast. [15]

### 3.5.5 Vliv velikosti průměru laserového svazku

Tento parametr určuje maximální dosažitelné rozlišení tisku při LMD procesu. Jedná se o velikost laserového svazku měřeného v dané ohniskové vzdálenosti (měří se v rovině kolmé na osu laserového paprsku a udává se v mm). Změnou velikosti svazku lze měnit plošnou hustotu energie laserového svazku. Průměr svazku je nepřímo úměrný velikosti plošné hustoty energie laseru. Velikost svazku také určuje šířku tištěné vrstvy (viz Obr. 8). Proto pro dosažení velice jemné struktury dílu musí být velikost laserového svazku co nejmenší. [13, 16, 17,]



Obr. 8: Závislost průměru laserového svazku na šířce tištěné vrstvy [13]

## 4 Selective Laser Melting

Selective Laser Melting (SLM) je technologie aditivní výroby založená na interakci laserové paprsku s materiálem v práškovém loži, kdy dochází k jeho tavení a tím vzniku jednotlivých vrstev. Technologie SLM byla vyvinuta v roce 1995 Fraunhoferovým institutem a spadá do kategorie PBF (Powder Bed Fusion). Technologie SLM od počátku prošla poměrně dlouhým vývojem a podobně jako u technologie LMD je známá pod mnoha názvy. Lze se např. setkat s názvy LMF (Laser Metal Fusion) či L-PBF (Laser Powder Bed Fusion). Důvod rozdílného názvosloví je opět způsoben vývojem technologie různými společnostmi, ale jedná se o technologie založené na stejném principu. [22, 23]

Technologie SLM bývá často chybně zaměňována za SLS. Přestože rozdíl mezi SLM a SLS je minimální, nejedná se o totožné technologie. U SLS se totiž místo kovového prášku používá zpravidla práškový termoplast (často také práškové sklo, keramika apod.). Zároveň u technologie SLM dochází k úplnému roztavení prášku, oproti technologii SLS, kde dochází pouze ke spečení prášku.[22]

Podobně jako u LMD technologie se lze v současné době setkat s různými modifikacemi SLM, kdy je laser nahrazen elektronovým paprskem. Jedná se konkrétně o technologie PBF-EB/EBM (Electron Beam Powder Bed Fusion/ Electron Beam Melting). [22]

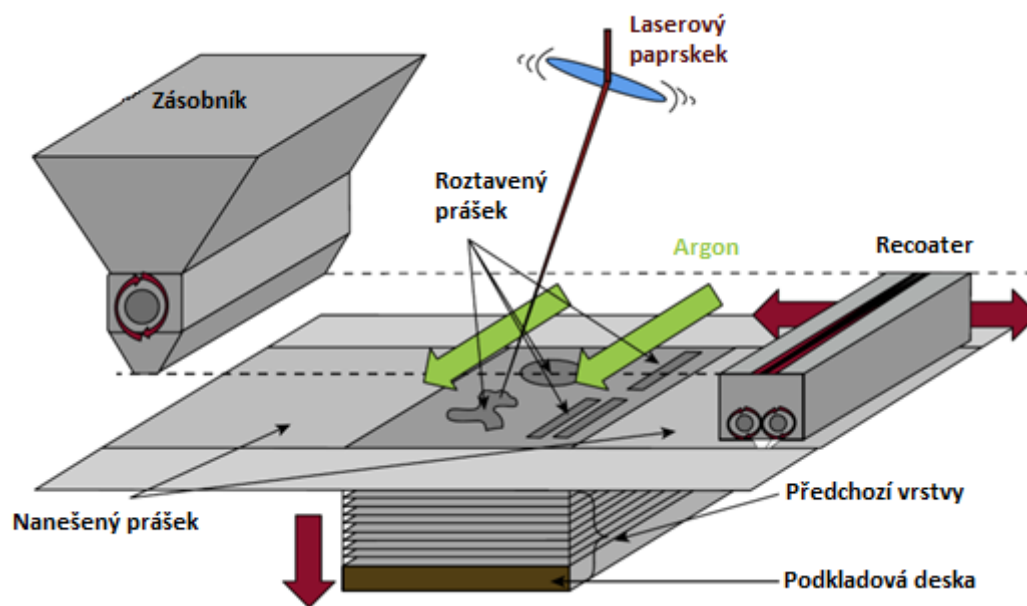
### 4.1 Princip

Princip SLM je založen na kontrolovaném tavení prášku v práškovém loži pomocí laserového paprsku. Základní princip metody je znázorněn na (Obr. 9). Prvotním krokem SLM je nanesení první vrstvy prášku (obvykle 20-100  $\mu\text{m}$ ) na podkladovou desku pomocí tzv. recoateru, do kterého je dodán prášek v požadovaném množství. Následně je prášek

roztaven ve specifických místech (definované geometrií dílu) pro konkrétní tištěnou vrstvu pomocí laseru. Pohyb paprsku laseru je umožněn pomocí natáčení skenovacích zrcadel. K tuhnutí materiálu dochází téměř okamžitě po oddálení laserového paprsku. Okolní prášek slouží jako podpora tištěného dílu a zůstává nenatavený. V dalším kroku se podkladová deska sníží pomocí pístu o tloušťku vytištěné vrstvy. Poté se celý proces opakuje, dokud není vytištěna celá součást. Po dokončení procesu se součást vyjme a okolní nenatavený prášek může být využit pro budoucí tisk. [22, 23, 24]

Na rozdíl od jiných technologií metoda SLM používá poměrně rozsáhle podpůrné struktury z důvodu možných deformací dílu při ochlazování součásti. Tyto podpěry zároveň fungují jako chladiče a zefektivňují odvod tepla mimo tištěný díl a tím snižují riziko vzniku defektů součásti. [24]

Metoda SLM probíhá v uzavřené komoře s prouděním ochranné atmosféry za účelem prevence oxidace materiálu a odstranění kondenzátu, který vzniká při tavení prášku. Obvykle se jako ochranná atmosféra používá argon, popřípadě dusík. V průběhu procesu SLM se vytvářejí velké teplotní rozdíly mezi taveným práškem a okolím. Z tohoto důvodu bývají SLM komory vyhřívány, aby se minimalizovaly tepelné rozdíly mezi okolím a práškem a snížilo riziko vzniku vad. [23, 24]



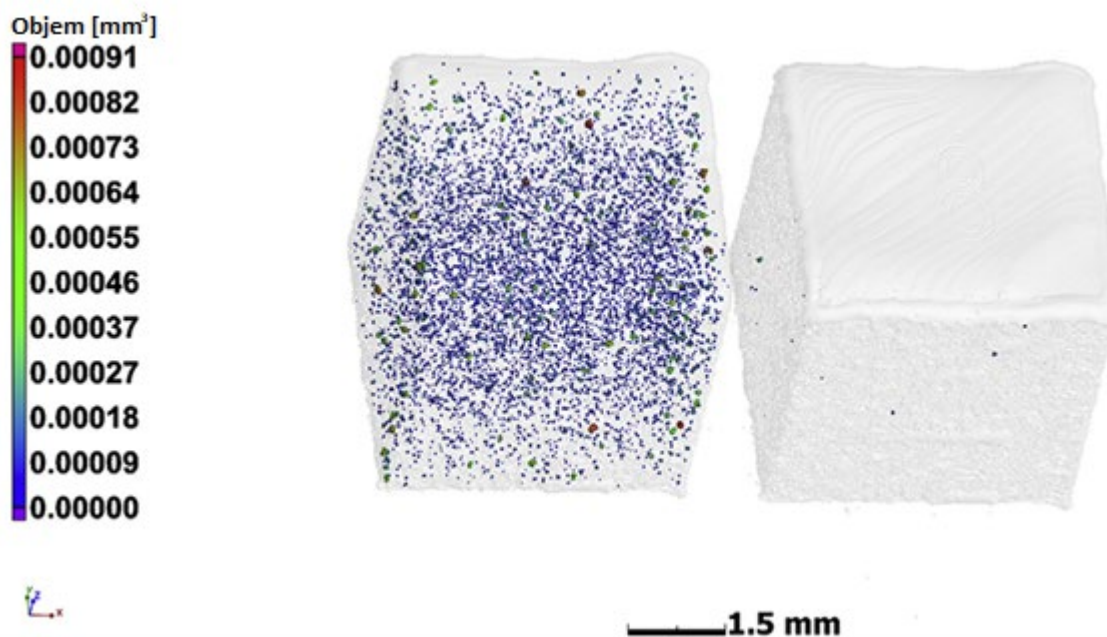
Obr. 9: Princip metody SLM [22]

## 4.2 Post-processing

Po vytištění součásti je díl téměř připraven pro použití. Nezbytnou operací je však odstranění podpěrných struktur konstrukce tištěného dílu a zbytkového prášku. Podpěry se obvykle odstraňují ručně či jsou obrobeny. Obrobení se zpravidla provádí za účelem zlepšení povrchu výrobku. Vzhledem k tomu, že vytištěné díly mohou vykazovat nepříznivá zbytková napětí, provádí se často dodatečné tepelné zpracování za účelem snížení pnutí, případně pro dosažení požadovaných mechanických vlastností. [24]

Mimo běžné tepelné zpracování lze využít i Hot Isostatic Pressing (HIP). HIP na rozdíl od konvenčního tepelného zpracování lze využít na snížení pórovitosti vytištěného dílu, viz (Obr. 10). Díl je při této metodě vystaven poměrně vysoké teplotě (teplota závisí na materiálu) a vysokému tlaku (opět se volí dle materiálu) okolního plynu (obvykle argon).

Současné studie ukázaly, že až na výjimky (složitě propojené póry, velké póry) lze metodou HIP efektivně uzavírat objemové póry ve vytištěné součásti, avšak na povrchovou pórovitost má HIP minimální vliv. Z těchto důvodů se díl po HIP obvykle obrábí k odstranění povrchové pórovitosti. Metoda HIP ovlivňuje celou řadu mechanických vlastností, avšak nejvyšší vliv má na únavové vlastnosti vytištěného dílu, které výrazně zlepšuje. Zároveň v průběhu HIP dochází i ke změně mikrostruktury (např. snížení anizotropie, fázové transformace, hrubnutí zrna) a snížení vnitřních pnutí, neboť metoda probíhá za vysoké teploty. Vzhledem k poměrně časově náročnému procesu a ceně procesu se HIP v současnosti používá pro aditivně vyrobené díly zejména v oblasti náročných aplikací, např. letectví, kosmonautika. [22]



Obr. 10: Pórovitost dílu před HIP (0,33 %) – vlevo, pórovitost dílu po HIP (0,001 %) – vpravo [22]

### 4.3 Výhody

Velkou výhodou SLM technologie je schopnost vytvářet součásti pevnější než ostatní běžné metody aditivní výroby. Největší výhoda však spočívá ve vytisknutí téměř hotové součásti, s minimální pórovitostí (zhuštění až 99,9 %) bez nutnosti dalších časově náročných procesů (např. slinování). Zároveň vytištěné díly jsou rozměrově velice přesné a lze tisknout velice komplexní a jemnou strukturu, čehož se často využívá pro tisk dílů se specifickou vnitřní strukturou pro odlehčení. Další výhoda metody spočívá ve zpětné recyklaci nevyužitého prášku, což výrazně snižuje provozní náklady procesu (pro náročné aplikace bylo zjištěno, že ne vždy lze využít recyklovaného prášku, neboť prášek může mít jiné vlastnosti (velikost, tvar apod.), které by mohly vést k vadám tištěných dílů). [22, 23, 24]

### 4.4 Nevýhody

Podobně jako u metody LMD je značnou nevýhodou pořizovací cena zařízení, která je však u SLM výrazně vyšší. Dále SLM metoda vyžaduje kvalifikované pracovníky z důvodu komplexnosti procesu, kteří obvykle na základě experimentů a zkušeností vyladí proces tisku daného dílu. Zároveň, jak již bylo zmíněno, metoda SLM vyžaduje poměrně složitou podpěrnou strukturu (u dílů s komplexní geometrií). Vytištěné součásti mají také poměrně vysokou drsnost povrchu vůči konvekčním technologiím, avšak nižší než u metody LMD. Další nevýhodou je rozměrové omezení zařízení, které umožňuje tisknout díly pouze do určité velikosti. Částečnou nevýhodou je také nutnost používat ochranný plyn. Stejně jako LMD, SLM vyžaduje



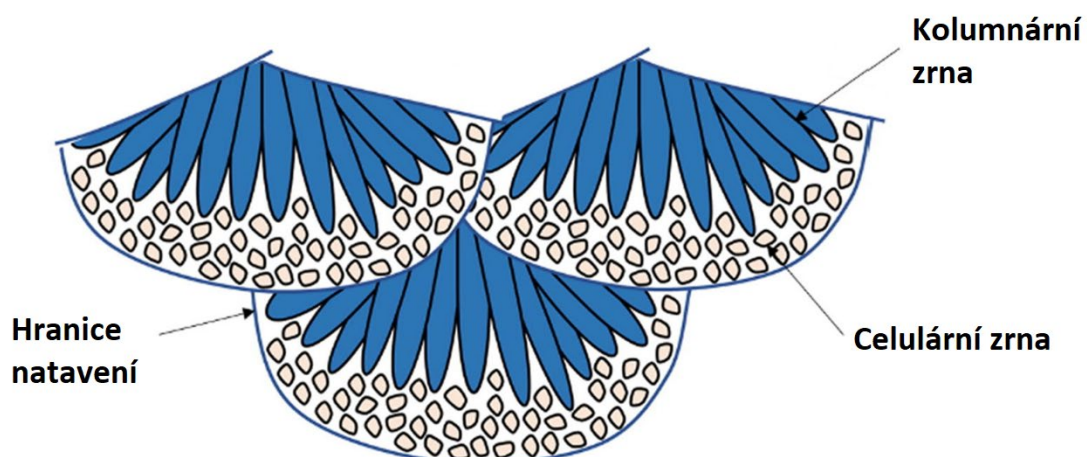
zvýšený důraz na bezpečnost práce z hlediska ochrany dýchacích cest, neboť metoda používá velice jemný prášek (jemnější než LMD) a zároveň v průběhu tisku vznikají jeho deriváty. [22, 23 24]

## 4.5 Mikrostruktura

Mikrostruktura vzniklá během SLM procesu závisí nejen na chemickém složení použitého materiálu a rychlosti tuhnutí (viz Obr. 6), ale i na procesních parametrech a strategii tisku, a to z hlediska tepelného ovlivnění jednotlivých vrstev. SLM proces, obdobně jako LMD metoda, vytváří mikrostrukturu odlišnou od běžných konvenčních metod, a to zejména z důvodu vysokých teplot taveniny, velmi vysoké rychlosti tuhnutí, strmého teplotního gradientu, tepelného cyklování jednotlivých vrstev apod. Vzhledem k tomu, že mikrostruktura má přímý vliv na mechanické vlastnosti, je popsání mikrostruktury podobně jako u LMD procesu poměrně klíčové. [22, 23]

Jak již bylo zmíněno u metody LMD, tak ztuhlý materiál je díky tištění součásti po vrstvách vystaven působení tepelných cyklů, což vede ke změně mikrostruktury v jednotlivých vrstvách v závislosti na proběhlých tepelných cyklech. Vzhledem k tomu, že výsledná mikrostruktura má poměrně složitou historii, která závisí na procesních parametrech, velikosti a tvaru tištěného dílu, strategii tisku a dalších technologických faktorech, lze díky tomu vyrobit součásti ze stejného materiálu s velice rozdílnými mechanickými vlastnostmi. [22, 23]

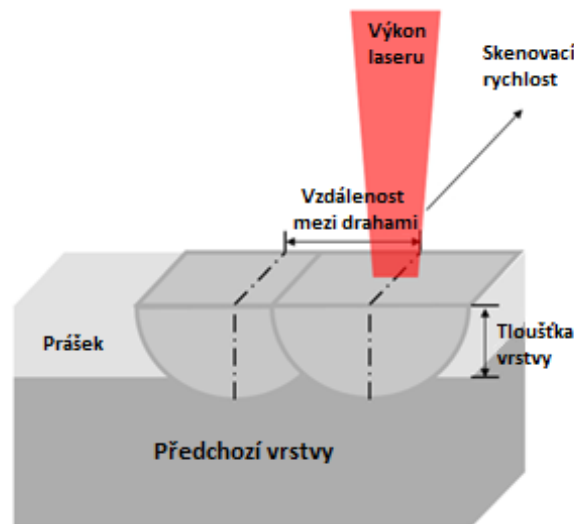
Tuhnutí taveniny probíhá stejně jako u procesu LMD, tedy dochází k jednosměrnému přenosu tepla přes dříve vytištěné vrstvy. Tímto způsobem tuhnutí dochází ke tvorbě typické mikrostruktury ve formě půlkruhových SLM buněk, které se skládají z kolumnárních zrn a jemných celulárních zrn. Celulární zrna se obvykle objevují v dolní části tavné lázně, neboť se zde nachází největší teplotní gradient. Naproti tomu kolumnární zrna se vyskytují ve střední a horní části tavné lázně, kde teplotní gradient je výrazně menší (viz Obr. 11). Tato typická struktura se však nemusí vyskytovat ve všech případech, neboť mikrostruktura je vždy specifická pro daný materiál a závisí na výše zmíněných parametrech. Obecně však bylo zaznamenáno, že vyšší rychlost tuhnutí vede ke vzniku jemnější mikrostruktury a struktura uvnitř tavné lázně je relativně hrubá vůči okolí. [22, 23]



Obr. 11: Zjednodušené zobrazení mikrostruktury u metody SLM [37]

## 4.6 Procesní parametry a vlastnosti prášku

Vzhledem ke složitosti SLM procesu jsou výsledné vlastnosti tištěných dílu závislé na mnoha procesních parametrech. Stejně jako LMD je SLM nelineární proces, a jakákoliv změna procesních parametrů může zapříčinit značnou změnu ve výsledných vlastnostech. Kvalita vytištěných dílů však nezáleží pouze na procesních parametrech, ale značně i na vstupní charakteristice materiálu. Základní procesní parametry zobrazuje Obr. 12. [25]



Obr. 12: Základní procesní parametry [26]

Podobně jako u LMD, je nutné uvést, že níže zmíněné parametry jsou pouze výběr nejvýznamnějších parametrů u SLM metody. Vliv jednotlivých parametrů neplatí pro každý tištěný materiál a slouží pro pochopení vlivu základních procesních parametrů v SLM procesu.

### 4.6.1 Vliv prášku

Tvar a velikost prášku patří mezi jedny z nejdůležitějších parametrů SLM procesu, neboť ovlivňují absorptivitu laseru, sypkost prášku a tepelnou vodivost práškového lože. [23]

Z důvodu nižších deformací, zbytkového napětí, pórovitosti a povrchové drsnosti součástí je vhodné pro proces SLM, aby práškové lože dosahovalo co největšího zhuštění částic, čehož je dosahováno distribucí částic s rozdílnou velikostí (malé částice vyplňují prostor mezi většími částicemi). Typicky se používají prášky s velikostí částic od 5 do 60  $\mu\text{m}$ . V případě použití prášku s větším podílem částic velikosti 1-2  $\mu\text{m}$  dochází k jejich snadné aglomeraci a následnému nedokonalému nanášení vrstev. Zároveň snížení průměrné velikosti částic prášku vede ke zvětšení povrchu, a tím i ke zvýšení absorpce laserového záření. Dále zvyšuje průměrnou mezeru mezi částicemi a tím i vyšší pórovitosti tištěného dílu. Naopak prášky s větším podílem částic nad 60  $\mu\text{m}$  nelze použít z důvodu tloušťky nanášených vrstev a snížení přesnosti metody. Zároveň by prášky měly mít sférický tvar, neboť tento tvar zlepšuje sypkost prášku a zvyšuje kvalitu nanášených vrstev a tím i finálního produktu. Zpravidla se pro SLM proces používají atomizované prášky. Naproti tomu v případě použití prášku s nepravidelným tvarem částic, dochází ke tvorbě nehomogenních vrstev s různou hustotou částic, která vede ke tvorbě defektů tištěného dílu (pórovitost, nedokonalé roztavení). Velikost a tvar částic má také velký vliv na tepelnou vodivost práškového lože. Nejlepší tepelné vodivosti je dosaženo u prášku s částicemi nerovnoměrných tvarů a velkou škálou velikostí. [23, 24]

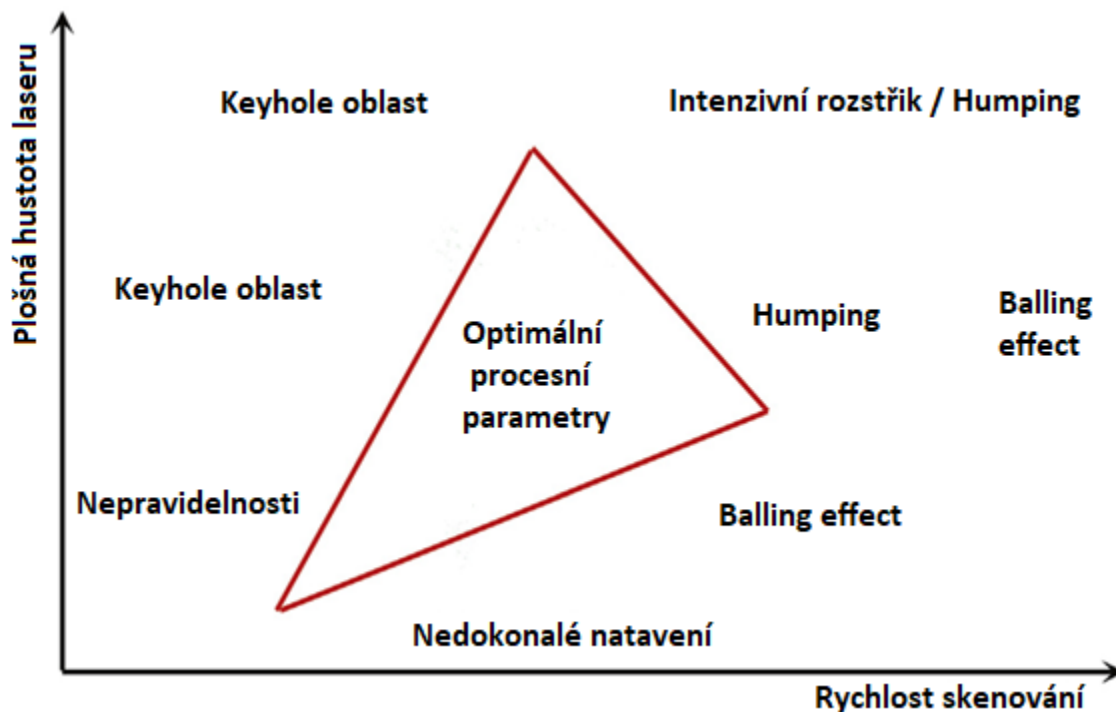
#### 4.6.2 Vliv výkonu laseru

Výkon laseru je velice důležitý parametr procesu SLM, protože určuje množství energie dopadající na práškové lože (v závislosti na průměru paprsku). Volbu tohoto parametru je nutné volit přesně podle používaného materiálu prášku vzhledem k tomu, že absorpce laserového záření práškového lože je výrazně větší než absorpce u rovného povrchu. Vyšší absorpce záření je způsobena vícenásobným odrazem laserového záření mezi částicemi práškového lože. Stejně jako u LMD obecně platí, že s narůstajícím výkonem je roztavená oblast větší a snižuje se riziko vzniku pórů. Naproti tomu při příliš nízkém výkonu nemusí dojít k roztavení částic, což vede ke vzniku vad (zejména tzv. lack of fusion porosity). Zvýšení výkonu má vliv také na zamezení vzniku tzv. balling effect, naproti tomu však vzrůstá riziko vzniku tzv. humping effect, keyhole porosity a rozstříku (viz Obr. 13). Tyto negativní jevy jsou podrobně popsány v podkapitole 4.7 Negativní jevy. [22, 23]

Z hlediska vlivu na tvrdost/pevnost tištěného dílu, byl vyzkoušen podobný průběh jako u LMD (viz Obr. 7), avšak postupné snížení tvrdosti se zvyšujícím se výkonem laseru připisuje literatura vzniku keyhole porosity. [23, 27]

#### 4.6.3 Vliv skenovací rychlosti

Podobně jako u LMD je skenovací rychlost vedle výkonu laseru jeden z nejdůležitějších parametrů a při zachování ostatních parametrů konstantní, je nepřímo úměrná k výkonu laseru. Tedy v případě nízké rychlosti může docházet k přehřívání taveniny či až k jejímu odpařování (vznik keyhole porosity). Naproti tomu při vysokých rychlostech může docházet k nedokonalému tavení (vznik LOF pórovitosti) a vzniku negativních jevů jako je např. balling effect a humping effect. Z hlediska vlivu skenovací rychlosti na tvrdost/pevnost lze dle literatury očekávat opačný průběh než u výkonu laseru. [22, 23, 27]



Obr. 13: Závislost plošné hustoty laseru na rychlosti skenování z hlediska vzniku vad a negativních efektů v procesu SLM [22]



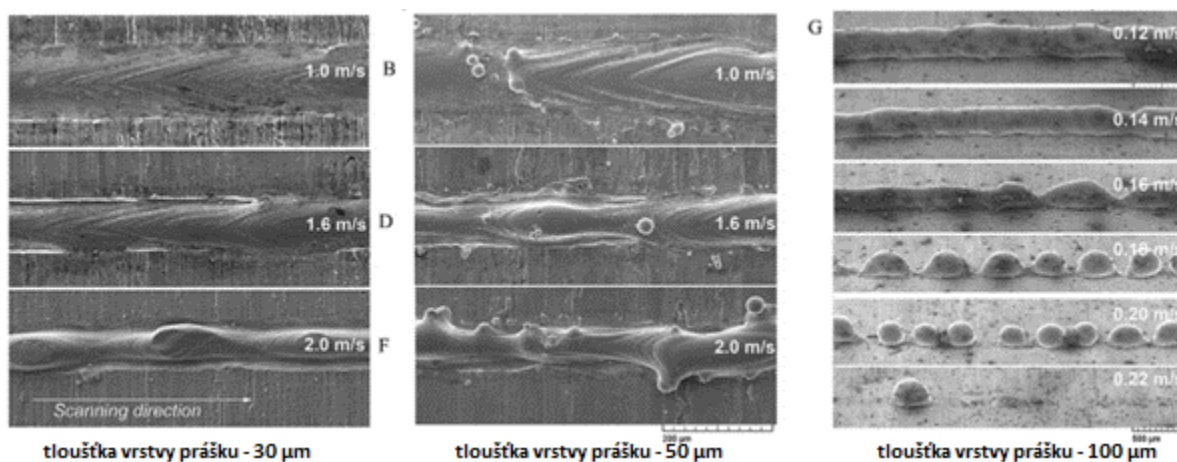
#### 4.6.4 Vliv Hatch distance

Dalším velice významným procesním parametrem je hatch distance (vzdálenost mezi drahami). Tento parametr se volí obvykle tak, aby docházelo k 30 % překrytí předchozí dráhy. Při nedostatečném překrytí drah by mohlo docházet k nedokonalému natavení předchozích drah a vzniku pórovitosti. Překrytí jednotlivých drah má zejména vliv na výslednou mikrostrukturu, neboť značně ovlivňuje teplotní gradient tištěné součásti a tepelné cykly jednotlivých vrstev. [22, 23]

### 4.7 Negativní jevy

#### 4.7.1 Balling effect

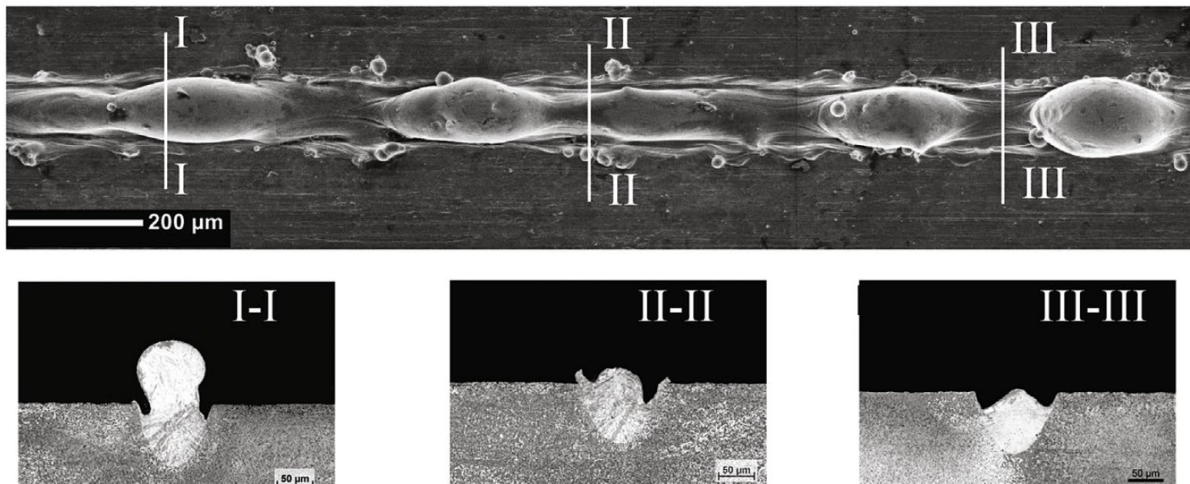
Tvorba kulových částic, neboli tzv. balling effect či balling phenomenon je jev vyskytující se v procesu SLM, kdy se kontinuální roztavená tavenina smršťuje do kulových částic při nedostatečné smáčivosti povrchu. Ke tvorbě kulových částic dochází vlivem snahy taveniny snížit svoji povrchovou energii. Obvykle balling effect vzniká při nedostatečném natavení substrátu a při rozstříku nataveného materiálu. Vznik sférických částic má značný vliv na homogenitu tištěného dílu a výskyt řady vad. Mezi nepříznivé vlivy ballingu effect patří zejména zvýšení drsnosti povrchu a vznik pórů v tištěné součásti, a tím i snížení mechanických vlastností. Zároveň tvorba kulových částic může poškodit stírací list recoateru. Jak již bylo zmíněno výše, vznik balling effect lze omezit snížením skenovací rychlosti a zvýšením výkonu laseru. Mimo zmíněné procesní parametry lze zamezit tvorbě kulových částic snížením tloušťky tištěných vrstev (viz Obr. 14). Značný vliv má také obsah kyslíku v ochranné atmosféře tiskárny, neboť kyslík způsobuje oxidaci taveniny a tím zhoršuje smáčivost. Pro zamezení vzniku kulových částic by obsah kyslíku neměl překročit 0,1 %. [22, 23]



Obr. 14: Vznik Balling effect v závislosti na tloušťce tištěných vrstev a rychlosti skenování [22]

#### 4.7.2 Humping effect

Humping effect je jev objevující se u SLM procesu, kdy dochází ke zvlnění tištěné stopy a ke vzniku prohlubní, vrcholů a nedokonalých sférických částic (viz Obr. 15). Tento jev, jak již bylo zmíněno (podkapitola 4.6.2 Vliv výkonu laseru a 4.6.3 Vliv skenovací rychlosti), se objevuje při použití vysokého výkonu laseru a vysoké skenovací rychlosti. Mechanismus vzniku efektu není dodnes podrobně popsán, ale je připisován nízkému povrchovému napětí a turbulentnímu proudění taveniny od tlaku vznikajících výparů. Humping effect stejně jako balling effect je nežádoucí proces v SLM a vede k nehomogenitě tištěných dílů. Zároveň vystupující částice mohou také poškodit list recoateru. [22]



Obr. 15. Humping effect [22]

#### 4.7.3 Rozstřík

Rozstřík stejně jako humping effect a balling effect patří mezi negativní jevy při procesu SLM. Jedná se o kapky taveniny a neroztavené částice prášku v okolí taveniny, které jsou vymrštěny od plynů vznikající v důsledku odpařování taveniny. Vymrštěná tavenina obvykle tvoří větší částice než použitý prášek, a tím degraduje práškové lože. Nenatavené částice vymrštěné do okolí mají původní velikost a nazývají se satelity. Rozstřík nejvíce závisí na výkonu laseru a rychlosti skenování (viz Obr. 13) [22, 23]

#### 4.7.4 Schodovitý efekt

Schodovitý efekt se objevuje u většiny metod aditivní výroby, kde povrch tištěné součásti svírá s podkladem jiný úhel než  $0^\circ$  a  $90^\circ$ . Schodovitý efekt vzniká v důsledku tisku součásti po vrstvách. Se zvyšujícím se tloušťkou tištěné vrstvy a snižujícím se úhlem roste vliv schodovitého efektu. Tento jev má největší vliv na rozměrovou přesnost dílů a drsnost povrchu. Obecně však není považován za vadu, neboť jeho vznik přímo vychází z podstaty aditivní výroby. [22]

#### 4.7.5 Zbytková napětí

Podobně jako u konvenčních metod výroby dílů, u nichž dochází k velkým změnám teplot, vznikají u dílů vyrobené SLM procesem zbytková napětí v důsledku vysokých teplotních gradientů a tepelné roztažnosti. Vzniklá zbytková napětí mohou vést ke tvorbě trhlin, delaminaci jednotlivých vrstev či se uvolnit ve formě deformace dílu. Zbytková napětí lze částečně omezit vhodnými procesními parametry, zvolenou strategií tisku a popřípadě vhodným tepelným zpracováním, avšak nelze je zcela odstranit. [22, 23]

### 4.8 Vady

Defekty jako pórovitost, nedostatečné natavení či trhliny se velice často nacházejí v aditivní výrobě, a tedy i v procesu SLM. Tyto vady nepříznivě ovlivňují mechanické vlastnosti tištěných dílů a tím i omezují oblast použití vytištěných součástí.

#### 4.8.1 Pórovitost

Pórovitost je nejen v procesu SLM ale i v celé aditivní výrobě poměrně rozšířeným problémem a lze ji považovat za Achillovu patu aditivní výroby. Vyskytuje se ve velké míře téměř u všech aditivně vyráběných dílů, a to v různých velikostech, morfologiích a rozloženích. Póry negativně ovlivňují mechanické vlastnosti aditivně vyráběných dílů, a to zejména jejich odolnost proti únavě. Z hlediska pórovitosti je SLM metoda jedna z nejvhodnějších metod aditivní výroby pro výrobu namáhaných součástí. Z tohoto důvodu je nutné věnovat zvláštní pozornost vzniku pórovitosti při procesu SLM, za účelem dosažení ideálních výsledků. [22]

Mezi běžný typ pórovitosti v procesu SLM patří tzv. lack of fusion porosity (LOF). LOF se objevuje v oblastech, kde nedošlo k dostatečnému roztavení práškového materiálu. Jak již bylo zmíněno v podkapitole procesních parametrů, obvykle je tato pórovitost způsobena vysokou skenovací rychlostí či nedostatečným výkonem laseru. LOF často také vzniká vlivem nerovnoměrného rozložení částic v práškovém loži (např. od rozstříku) či nevhodně nastaveným hatch distance. Vzniklé póry mají nepravidelný tvar, mohou obsahovat neroztavený prášek a vyskytují se v různých velikostech. Vzhledem k jejich nepravidelnému tvaru, fungují tyto póry jako značný koncentrátor napětí a tím výrazně zhoršují mechanické vlastnosti. [22, 23]

Dalším běžným typem pórovitosti vyskytující se v procesu SLM je tzv. keyhole porosity. Tato porozita na rozdíl od LOF vzniká v důsledku vysokého výkonu laseru a nízké rychlosti skenování. Vznik této porozity je zapříčiněn v důsledku kolapsu tzv. klíčové dírky (podobně jako u svařování), kde tavenina uvězní odpařený materiál ve formě dutiny. Vzhledem k tomu, že vzniklé póry mají pravidelnější a zaoblenější tvar oproti LOF pórům, má obvykle tato pórovitost i menší vliv na mechanické vlastnosti tištěné součásti. [22, 23]

Poměrně častým typem pórovitosti je také vznik kulovitých pórů v důsledku uvěznění pracovního plynu v tavenině. Jedná se o poměrně malé póry nahodile rozmístěné, které mají poměrně malý vliv na mechanické vlastnosti. Póry stejného tvaru a vlastností vznikají také od pórovitosti prášků, která vzniká při jeho výrobě. Tyto póry mohou být převedeny na tištěnou součást, neboť dochází k rychlému tuhnutí taveniny a uvěznění uvolněného plynu z prášku. [22]

Výše uvedené typy pórovitosti patří mezi běžně vyskytující se typy, avšak existuje celá řada typů pórů s různou příčinou vzniku a vlivu na mechanické vlastnosti. Jak je ale z uvedených popisů zřejmé, vznik pórovitosti převážně závisí na nesprávně volených procesních parametrech a vlastnostech vstupního prášku. [22]

#### 4.8.2 Trhliny

Trhliny se u dílů vyrobených SLM procesem objevují zejména z důvodu zbytkových napětí. Mohou se objevovat jak za tepla, tak po vychladnutí součásti. Trhliny patří k jedněm z nejzávažnějších vad v procesu SLM a výrazně zhoršují mechanické vlastnosti. Lze je výrazně eliminovat úpravou procesních parametrů, tak aby tuhnutí probíhalo co nejvíce rovnoměrně a nižší rychlostí. [22]

#### 4.8.3 Deformace

Podobně jako trhliny se deformace tištěných dílů objevuje v důsledku uvolnění zbytkových napětí. Deformace je opět poměrně závažná vada a její odstranění obvykle vyžaduje dodatečné zpracování. Pokud k ní dochází v průběhu tisku, může dojít k nazvednutí součásti nad horní práškové lože, či dokonce k vylomení z podpor a následnému poškození recoateru. Deformace dílu může zároveň ovlivnit rozložení částic práškového lože, což může

vést k dalším vadám tištěného dílu. Zamezení vzniku deformace opět souvisí s procesními parametry, strategií tisku a velikostí zbytkových napětí. [22, 23]

#### 4.8.4 Oxidické vměstky

Přestože proces SLM probíhá v ochranné atmosféře, určité množství kyslíku (zpravidla méně než 0,1 %) je stále přítomné v prostoru, a to zejména v práškovém loži. Vzhledem k vysokým teplotám taveniny, zbytkový kyslík poměrně snadno reaguje a tvoří tenkou oxidickou vrstvu (jednotky nm). Tato vrstva vlivem proudění taveniny může být strhávána do objemu taveniny a v důsledku rychlého tuhnutí tvořit oxidické vměstky. Oxidické vměstky obvykle působí na materiál svým vrubovým účinkem, a tím zvyšují riziko trhlin a zhoršují mechanické vlastnosti [22, 23]

## 5 Bound Metal Deposition

Bound Metal Deposition, dále jen BMD, je jeden z procesů aditivní výroby kovů založený na vytlačování materiálu. Jednotlivé díly jsou vyráběny vytlačováním kovového prášku s termoplastickým pojivem. Termoplastické pojivo se skládá z vosku a polymeru. Po zahřátí je materiál převeden do plastického stavu a vytlačován na podkladovou desku. Tímto způsobem se díly tisknou vrstvu po vrstvě. Po dokončení tisku se odstraní pojivo (tzv. proces debind) a následně jsou vyrobené díly spékány za účelem zhuštění kovového prášku. [3, 4]

Metoda BMD technologicky vychází z metod Metal Injection Molding a Fused Deposition Modeling. Technologie BMD je tedy značně podobná MIM. Ve skutečnosti jediný rozdíl mezi BMD a MIM je způsob vytváření green body (part). U MIM, jak již bylo uvedeno v podkapitole 2.3 Material Extrusion se green body vytváří vstřikováním materiálu do ocelové formy, naproti tomu u BMD je tištěno. [5]

BMD patří mezi jednu z nejnovějších metod 3D tisku kovů. Tato metoda byla vyvinuta společností Desktop Metal, která vyrábí 3D tiskárny pod obchodním názvem Studio System<sup>TM</sup>. V současnosti je na trhu druhá generace tiskárny Studio System 2. Předěšlá verze je prodávána pod názvem Studio system +. Tiskárny se liší zejména ve škále použitých materiálů (viz. Tab. 1) a ve způsobu odstraňování pojiva (viz podkapitola 5.2 Debinding). Vzhledem k tomu, že tyto 3D tiskárny jsou navrženy pro kancelářské prostory, tak výroba součástí není spojena s manipulací jakýkoliv volných kovových prášků či práce s lasery. Tiskárny mají malé nároky na správu a údržbu a umožňují tisk kovových dílů bez potřeby dalšího vybavení či speciálních prostor. [4, 6, 7]

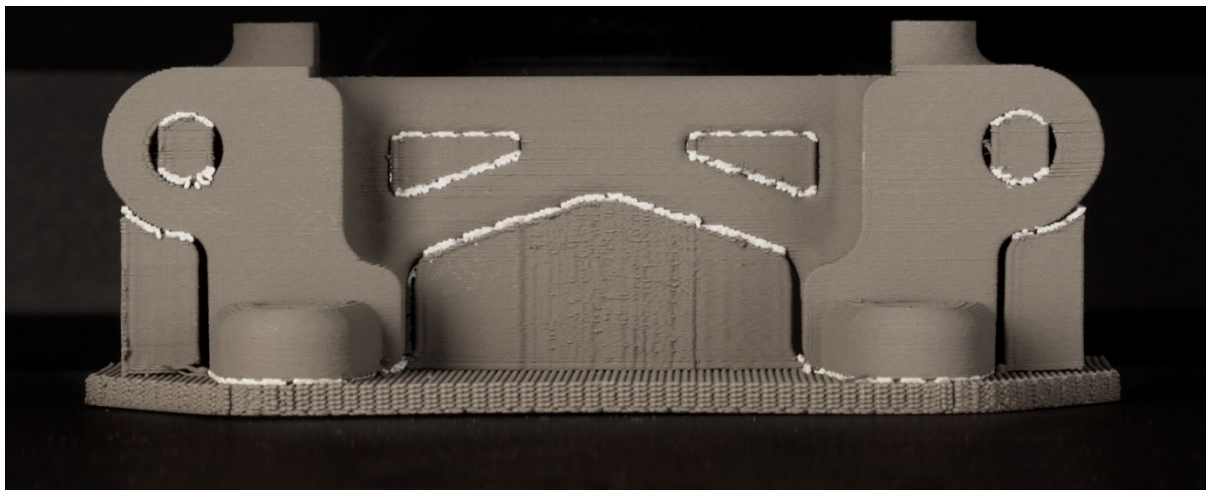


Obr. 16: Tiskové kazety [4]

Tiskárna se skládá z tiskové hlavice, která obsahuje dva extrudéry. První extrudér slouží k vytlačování stmelěných kovových tyčinek (směs kovového prášku stmelěného voskem a polymery). Druhý extrudér vytlačuje tyčinky s keramickým separátorem, který usnadňuje odstranění podpor a podstavce tištěných dílů po slinování. Podíl pojiva je cca 20-40 %, zbytek je tvořen kovovým práškem. Tyčinky jsou přiváděny do extrudéru z vyměnitelných tiskových kazet (viz Obr. 16), kde dochází k jejich zahřátí. Pojivo má poměrně nízkou teplotu tavení v porovnání s kovovým práškem. Teplota tištěného materiálu je 175 °C či 165 °C. Teplota tisku se odvíjí od verze metody tisku. [4, 5, 6]

## 5.1 Tisk

Tisk obvykle začíná vytištěním tzv. raftu. Jedná se o horizontální síť, která je vytištěna na podkladovou desku. Raft se používá ke zlepšení kvality první vrstvy tisku (nerovnoměrný povrch, špatná kvalita povrchu apod.). Následně se vytiskne díl s podpěrami. Mezi vytištěnou částí a podpěrami se nachází mezivrstva (keramický separátor), která je navržena tak, aby umožňovala řízené smršťování dílu společně s podpěrami ve všech fázích metody BDM (viz Obr. 17). Umístění této mezivrstvy je automaticky navrženo dodávaným softwarem k tiskárnám. Ve fázi tisku vzniká tzv. green body, tedy surový výrobek, ze kterého je nutné v dalším kroku odstranit pojivo. [3, 4, 6]



Obr. 17: Vytištěná součást s podpěrami [4]

## 5.2 Debinding

Po dokončení procesu tisku, následuje tzv. fáze debindingu. Jedná se o proces, ve kterém jsou vytištěné díly zbavovány přebytečného pojiva. V současnosti existují dvě různé metody k odstranění pojiva. Volba metody závisí na použité generaci tiskárny a materiálu. [6, 7]

U první generace se debinding skládá z chemického rozpouštění pojiva následované tepelným odstraněním pojiva. Nejprve dochází k odstraňování pojiva v pracím zařízení (debinder), kde dochází k jeho chemickému rozpuštění a vyplavování. K tomuto účelu se používá speciální chemická lázeň s rozpouštědly o teplotě 44 °C patentovaná společností Desktop Metal. Rozpouštědla působí pouze na pojivo ve formě vosku. Tímto způsobem se odstraní přibližně 30–70 % z celkového množství pojiva. Zbylé polymerní pojivo zajišťuje nadále soudržnost vytištěného dílu. Čas, za který dojde k odstranění voskového pojiva je automaticky spočten dodávaným softwarem a záleží na největší tloušťce tištěného dílu. Po fázi rozpouštění následuje fáze vysoušení při teplotě 70 °C. [3, 6]



Poslední fáze debindingu se provádí již v sintrovací peci a je společná pro obě generace tiskáren (pro druhou generaci tiskárny se jedná o první a jedinou fázi). Tato fáze probíhá na počátku procesu sintrování, kdy se součást zahřeje na dostatečnou teplotu, při níž dochází k odpaření zbývajícího polymerního pojiva. [3, 6]

### 5.3 Sintrování

Proces sintrování se provádí v sintrovací peci, která je součástí tiskárny. Výrobek se vkládá do pece, kde následně dochází k částečnému vyvakuování komory pece, a nahrazení vzduchu pracovním plynem. Atmosféra pece se volí dle typu materiálu (obvykle se jedná o argon). Na počátku sintrování dochází k již zmíněnému odstranění zbytkového pojiva. Následně je teplota nadále zvyšována, až do dosažení sintrovací teploty pro daný materiál. Poté následuje prodleva na teplotě a proběhne proces slinutí, při němž dochází k splynutí jednotlivých částic a tím jejich zhuštění až na hodnotu 96-99,8 %. Vytisknutý díl se během slinování smrští přibližně o 17-22 % v závislosti na použitém materiálu a konstrukci dílu. Během slinování zamezuje vytištěná mezivrstva z keramického separátoru spečení podpěr s vytištěným dílem. Keramický separátor se zároveň v průběhu slinování dezintegruje na malé částice, čímž zajišťuje snadné odstranění podpěr po dokončení sintrování od vytištěného dílu. [3, 4]

### 5.4 Výhody

BMD je poměrně všestranná technologie umožňující vyrábět levně kovové prototypy či malosériové výrobní díly. Velkou výhodou oproti konkurenci je zamezení zdravotního rizika a vhodnost umístění tiskárny do kancelářského prostředí, neboť se nepracuje s volným práškem jako u technologií založených na tavení prášku. Zároveň technologie nevyužívá pro tisk laser, čímž je opět zamezeno vzniku nebezpečných plynů v průběhu procesu tisku. Další výhodou je velice snadné odstraňování podpěr, které nevyžaduje žádné další operace, neboť podpěry obsahují keramické rozhraní a lze je odstranit ručně. [4, 5, 7, 49]

### 5.5 Nevýhody

Díly vyráběné touto technologií mají však ve srovnání s jinými metody, zejména PBF, určitá omezení, a to v poměrně nemalé pórovitosti, která je například u SLM výrazně menší. Přestože tisk dílů probíhá poměrně rychle, díly musí projít dalšími procesy (debinding, slinování) pro dosažení požadovaných vlastností. Další nevýhoda spočívá v současnosti v poměrně malém výběru materiálu. Zároveň díly mají vzhledem k povaze tisku menší přesnost vůči metodě SLM. Dále maximální velikost tištěných dílů je omezena zařízením, a proto je metoda vhodná spíše na tisk malých dílů. [4, 5, 7, 49]

### 5.6 Mikrostruktura

Mikrostruktura vznikající v procesu BDM je naproti technologiím založeným na tavení prášku pomocí laseru značně podobná mikrostruktuře vznikající konvenčními technologiemi. Mikrostruktura se neskládá z půlkruhových buněk, které jsou typické pro technologie SLM a LMD. Zároveň zrna nejsou přednostně orientována v určitém směru, neboť nedochází k tavení prášku v průběhu tisku dílu. Velikost a orientace zrn je v celém objemu značně homogenní, neboť v průběhu tisku neprobíhají žádné významné tepelné cykly. Homogenní mikrostruktura vzniká z důvodu rovnoměrného tepelného ovlivnění celého dílu během slinování. Lze se ovšem setkat s vyšší pórovitostí ve srovnání s metodou SLM. Dále rozložení pórů je závislé na vzoru tisku. [3, 4, 7]

## 5.7 Procesní parametry

Vzhledem ke skutečnosti, že BMD je poměrně mladá a málo rozšířená technologie aditivní výroby, bylo do dnešní doby provedeno jen malé množství studií na vybrané procesní parametry. Z tohoto důvodu nelze brát shrnutí výsledků vlivu procesních parametrů studií zcela za validní. [18]

### 5.7.1 Vliv orientace tisku

Orientace tisku má minimální vliv na mez kluzu v tahu. Díly tištěné horizontálně v ose x, mají nepatrně vyšší hodnoty než díly tištěné vertikálně podél osy z. Naproti tomu z hlediska meze pevnosti v tahu jsou rozdíly hodnot poměrně výrazné. Tento rozdíl je přikládán mírně větší pórovitosti ve vertikálním směru. Je ovšem dobré si uvědomit, že vliv orientace tisku se bude snižovat se zvětšujícími se rozměry dílu z důvodu ne vždy dokonalého napojení vrstev na počátku dílu. Z hlediska mikrotvrdomosti nebyly vyzkoušeny výrazné odchylky mezi směry tisku. [18, 49]

### 5.7.2 Vliv vzoru tisku

Jedním z nejdůležitějších procesních parametrů pro BMD je vzor tisku. V závislosti na vzoru tisku lze ovlivnit pórovitost, drsnost a mechanické vlastnosti dílů. [18, 49]

## 5.8 Vady

Stejně jako v ostatních zmíněných metodách aditivní výroby, lze i u BMD očekávat vznik vad v průběhu tisku. Jak již bylo uvedeno (kapitola 5 Bound Metal Deposition), BMD je poměrně nová technologie a do dnešní doby bylo provedeno málo studií na toto téma. Většina studií si však všimá poměrně velké pórovitosti pohybující se kolem 5 % oproti výrobcem uváděnému ztuhnutí 96-99,8 %. K tak velké pórovitosti dochází pravděpodobně v průběhu tiskového kroku, kdy vznikají vzduchové mezery mezi sousedními vrstvami. Tyto vzduchové mezery pak mají za následek vznik makropórů, které značně snižují mechanické vlastnosti tištěného dílu. Zároveň byla vyzkoušena poměrně malá adheze vytištěných vrstev. Některé vytištěné díly dokonce obsahovaly po slinování i malé množství nespečeného prášku, který má značně negativní vliv na výsledné mechanické vlastnosti vytištěného dílu. [49, 50]

Díly vytištěné metodou BMD vykazují poměrně velkou drsnost, což je pravděpodobně zapříčiněné již zmíněným schodovým efektem (podkapitola 4.7.4), neboť díly jsou tištěny o jednotlivých vrstvách s relativně vysokou tloušťkou vzhledem k ostatním aditivním technologiím např. vůči SLM. [49]

## 5.9 Dostupné materiály

V BMD technologii lze teoreticky použít libovolný kovový materiál. Podmínkou je, že se musí jednat o prášek, který lze slinovat a dobře spojit termoplastickým pojivem. V současnosti se jedná o různé kovové slitiny, nerezové oceli, nástrojové slitiny či další kovy, které se obtížně zpracovávají běžnými technologiemi. Aktuálně dostupné materiály pro BMD technologii shrnuje Tab.1 (hvězdička označuje kompatibilitu materiálu původně určeného pro Studio System + se zařízením Studio System 2 v případě použití debinderu). [3, 4, 7]

Tab. 1: Dostupné materiály pro tiskárny Studio System+ a Studio System 2 [6]

Materiál	Studio System +	Studio System 2
316L - nerezová ocel	ANO	ANO
17-4 PH - nerezová ocel	ANO	ANO
4140 - chrom-molybdenová ocel	ANO	ANO
D2 - nástrojová ocel	NE	ANO
H13 - nástrojová ocel	ANO	ANO*
Měď	ANO	ANO*
Ti-6AL-4V	ANO	ANO*

## 5.10 Konkurence

V současné době existují pouze dvě společnosti aditivní výroby kovů nabízející tiskárny fungující na principu vytlačování kovového materiálu přes trysku. Jedná se o již zmíněný BMD a o Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) od firmy Markforged, která prodává svoje zařízení pod názvem Metal X™ System. Zařízení funguje na stejném základu jako BMD, tedy na tří krokovém procesu: tisk, odstranění pojiva a slinování. Zařízení aktuálně umožňuje tisk z následujících materiálů: 17-4 PH nerezová ocel, Inconel 625, měď, A2, D2, H13 nástrojová ocel. [49, 51]

## 6 Ocel AISI H13 v aditivní výrobě

### 6.1 Ocel H13

Ocel H13 je nástrojová chromová ocel pro práci za tepla. Vzhledem k dobrým mechanickým vlastnostem se ocel široce používá v nástrojích pro práci za tepla a za studena. Ocel je klasifikována dle normy AISI jako ocel skupiny H (H1 až H19). Dle evropské normy EN ji můžeme nalézt pod označením 1.2344. [28]

Ocel je vhodná ke kalení na vzduchu a v oleji s velmi dobrou prokalitelností. Ocel je dobře tvárná za tepla. Zároveň má velice dobrou obrobitelnost po vyžehání naměkko, avšak obtížně se brousí. V zušlechtěném stavu má tvrdost minimálně 51 HRC. [38]

Nástrojová ocel H13 se používá více než ostatní nástrojové oceli skupiny H, neboť se vyznačuje dobrou houževnatostí, odolností proti tepelnému zatěžování, odolností proti teplotním rázům, odolností proti popouštění, vysokou prokalitelností, pevností a odolností za vyšších teplot. Těchto vlastností je využíváno zejména v oboru stříhání (ostříhovací matrice, prostříhovací trny), děrování či tvarování kovů (zejména zápustky). Nástrojová ocel H13 také nachází velké uplatnění pro výrobu forem pro vstřikování plastů a forem na tlakové lití lehkých kovů. [28]

#### 6.1.1 Chemické složení [29]

Tab. 2: Chemické složení oceli H13 [29]

Chemické složení	Cr	Mo	Si	V	C	Ni	Cu	Mn	P	S
	4,75-5,50	1,10-1,75	0,80-1,20	0,80-1,20	0,32-0,45	0,3	0,25	0,20-0,50	0,03	0,03



### 6.1.2 Mikrostruktura

Vzhledem k tomu, že nástrojová ocel H13 má širokou škálu použití, zpravidla se její mikrostruktura mírně liší dle použití oceli, avšak ve všech případech se ocel používá po tepelném zpracování. V případě správně provedeného zakalení a popuštění by se ocel měla převážně skládat z popuštěného martenzitu a mít tvrdost cca 51 HRC. [38]

## 6.2 Tepelné zpracování

Přestože tepelné zpracování nástrojové oceli H13 patří k poměrně náročným disciplínám a má společně s chemickým složením oceli největší význam na mechanické vlastnosti, nebude v této práci široce probíráno. Otázka tepelného zpracování oceli H13 včetně tepelného zpracování vytištěných dílů pomocí technologií LMD, SLM a BDM je řešena v navazující diplomové práci na téma Tepelné zpracování aditivně vyrobených dílů z nástrojové oceli AISI H13.

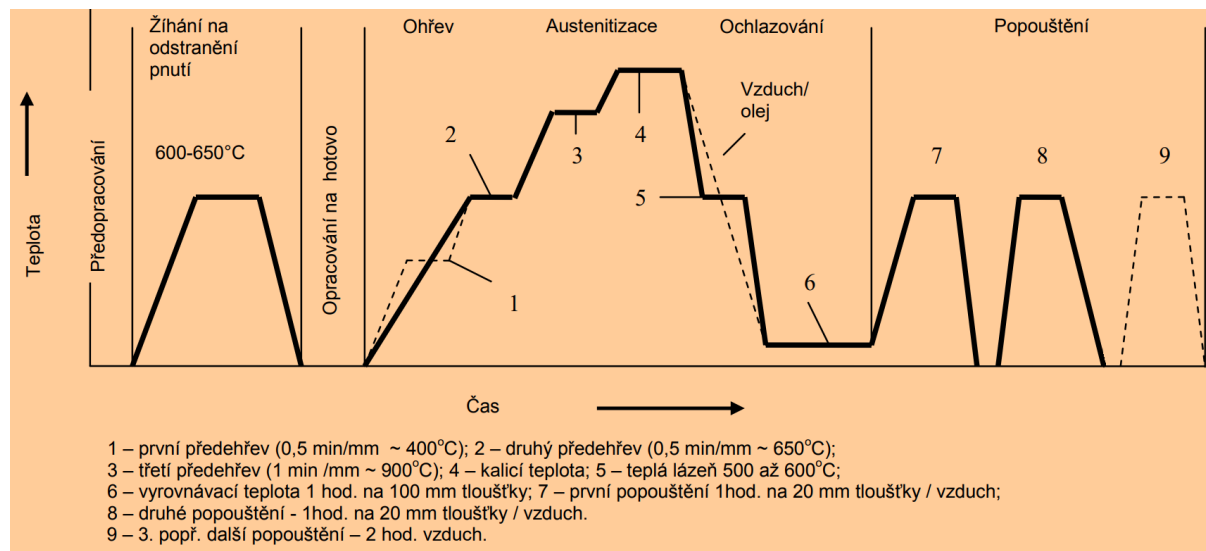
Vlastnosti nástrojových ocelí se dají značně měnit na základě provedeného tepelného zpracování. Aby nástrojové oceli splňovaly požadavky na ně kladené (v případě H13 otěruvzdornost, pevnost, odolnost proti popouštění apod.), musí být tepelné zpracování nastavené tak, aby se kombinací jeho procesů dosáhlo optimálních vlastností. Je důležité zmínit, že základem úspěšného tepelného zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla je dodaný stav materiálu, a to zejména z hlediska struktury materiálu (chemické složení bývá ve většině případů vyhovující). Aby bylo zajištěno požadovaných vlastností materiálu po tepelném zpracování, musí materiál obsahovat minimální množství primárních karbidů, jejich rovnoměrné rozložení a zároveň splňovat přesně limitovaná množství nečistot a vměstků, neboť ani neoptimálnější postup tepelného zpracování nedokáže zcela opravit strukturální nedostatky původního materiálu. [57]

Zpravidla prvním procesem tepelného zpracování u nástrojových ocelí je žíhání na odstranění vnitřních pnutí. Účelem je odstranění pnutí, které vzniklo v průběhu obrábění nebo tváření za studena. Zařazuje se do tepelného zpracování, aby se zbytková pnutí neuvolňovala v průběhu ohřevu materiálu na kalicí teplotu. V případě H13 se pohybuje v rozmezí teplot 600-650 °C a s výdrží na teplotě 1-2 hodiny. [56]

Dalším procesem tepelného zpracování nástrojových ocelí pro práci za tepla je kalení. Ohřev na autentizační teplotu musí probíhat pozvolna a rovnoměrně (nerovnoměrný ohřev vede k deformacím, popřípadě k trhlinám). Z těchto důvodů se často používá vícestupňový ohřev (obvykle dva stupně s prodlevou pro vyrovnání teplot). Kontinuální ohřev se provádí pouze u jednoduchých dílů. Autentizační teplota se pro ocel H13 volí zpravidla v rozmezí 1020-1060 °C. Prodleva na autentizační teplotě musí být dostatečně dlouhá, aby došlo k dostatečnému rozpouštění karbidů do roztoku a jeho obohacení rozpuštěnými prvky (zpravidla se volí 30 minut při dosažení autentizační teploty jádra). Následné ochlazování musí probíhat dostatečně rychle, aby nemohlo dojít k vylučování karbidů při přeměně austenitu. Při špatně zvolené ochlazovací rychlosti by mohla matrice obsahovat nepřijatelné množství karbidů či dokonce podíl perlitu nebo bainitu. Tyto struktury mají výrazný vliv na pokles houževnatosti. Ideálně zakalená nástrojová ocel by se měla tedy skládat z martenzitu bez výrazného množství vyloučených karbidů v matrici. Menší a jednoduché díly z oceli H13 lze ochlazovat v oleji či na vzduchu. Složitě a velké díly se zpravidla ochlazují na vzduchu, popřípadě v lázni. [56, 57]

Vzhledem k tomu, že je nástrojová ocel po kalení křehká a náchylná k praskání, musí bezprostředně po kalení následovat popouštění. Ocel H13 zpravidla vyžaduje dvojí popouštění, avšak pro maximalizaci houževnatosti a dosažení optimální struktury se často používá i třetí

popouštění. Tento požadavek vychází z principu zbytkového austenitu po kalení, kdy při prvním popouštění se tento austenit přemění na martenzit. Avšak i tento martenzit by měl být popouštěn dvakrát pro dosažení optimálních vlastností. Nástrojová ocel H13 se zpravidla popouští v rozmezí teplot 550-650 °C s následným ochlazením na vzduchu. Výdrž na popouštěcí teplotě závisí dle velikosti dílu. Možný průběh tepelného zpracování pro nástrojovou ocel H13 zobrazuje Obr. 18. [56, 57]



Obr. 18: Možný průběh tepelného zpracování pro nástrojovou ocel H13 [56]

### 6.3 Svařitelnost

Svařování nástrojových ocelí je výrazně obtížnější než u běžných nízkouhlíkových či nelegovaných ocelí. Vzhledem k tomu, že nástrojové oceli obsahují výrazně větší množství uhlíku, legujících prvků a mají vysokou kalitelnost, hrozí u nich značný nárůst tvrdosti a napětí v oblasti svaru. Toto lokální zvýšení napětí a tvrdosti může vést až ke tvorbě trhlin a destrukci nástroje. Zároveň však může dojít od vneseného tepla k vyžihání okolí svaru, čímž ocel může lokálně ztratit požadované mechanické vlastnosti a je nutné opětovné tepelné zpracování. Pro zamezení nárustu tvrdosti se využívá předehřevu na teplotu, která odpovídá konečným požadavkům na tvrdost, avšak je nižší, než je teplota, na níž byla ocel popouštěna, aby nedošlo ke snížení tvrdosti. [53, 54]

Nástrojová ocel H13 je poměrně obtížně svařitelná a má vysokou kalitelnost, avšak při dodržení podmínek svařování, lze zhotovovat vyhovující svary. Ocel H13 se v současné době běžně nesvařuje. Výjimku však tvoří opravy nástrojů a opravné návary pro formy. Zpravidla se využívá metod MIG a TIG. [55]

### 6.4 3D tisk H13

Na téma 3D tisk nástrojové oceli H13 bylo již provedeno mnoho výzkumů, dle nichž je materiál H13 klasifikován jako jeden z obtížně tisknutelných materiálů, a to zejména z důvodu vysokého obsahu uhlíku a možného vzniku nežádoucích karbidů. Vysoká rychlost tuhnutí v procesu LMD a SLM činí proces tisku ještě náročnější, z důvodu vzniku vad typu trhlin, pórů apod. [30]

## 6.5 LMD

Jak již bylo zmíněno v kapitole 3 Laser Metal Deposition, může být tato metoda použita pro opravu dílů, navařování speciálních vrstev či pro 3D tisk kovových dílů. V současné době se však metoda v případě oceli H13 používá ve velké míře pouze v oblasti navařování vrstev a oprav dílů. Avšak s velkým očekáváním je nahlíženo na 3D tisk různých nástrojů a forem. Zejména aditivní výroba forem přináší velká očekávání z hlediska možnosti zakomponování chladících kanálků již v průběhu výroby formy. Díky 3D technologii tisku mohou být chladící kanálky blízko povrchu a lze vytvářet složité tvary, které nejsou běžně vyrobitelné konvenčními technologiemi. [31]

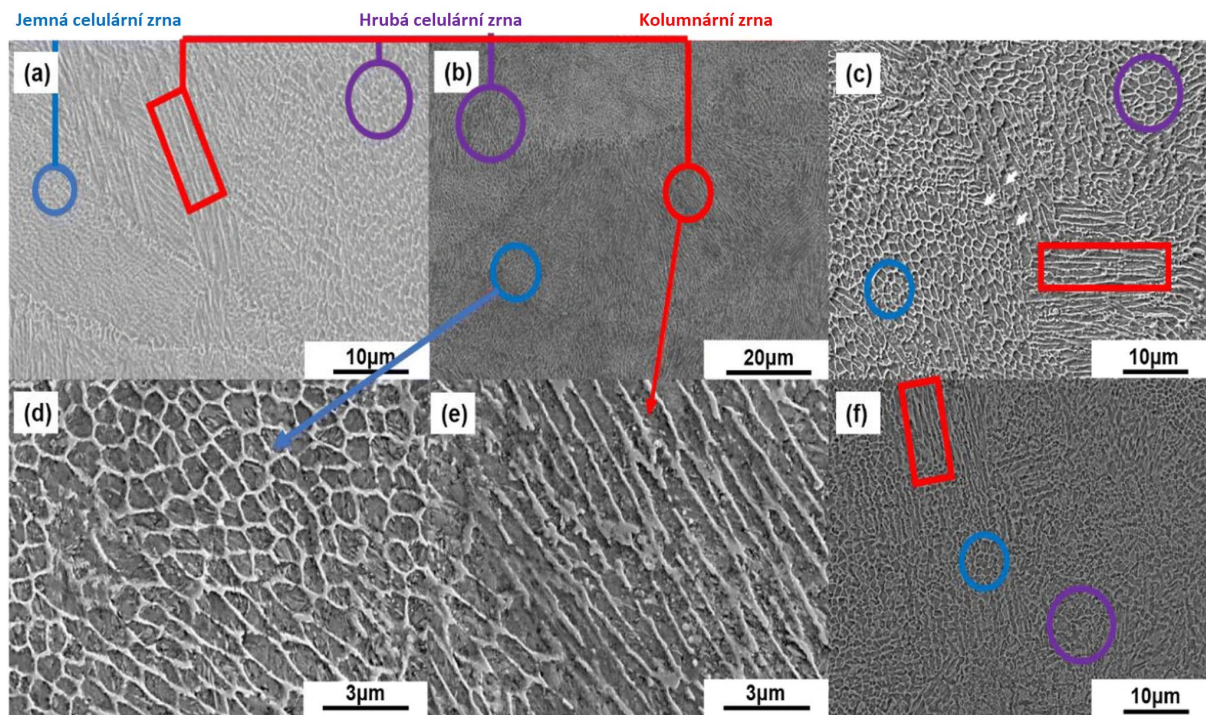
Nástrojová ocel H13 je jedna z nejběžnějších ocelí používaná pro tvářecí a formovací nástroje. Vzhledem k intenzivnímu využívání těchto nástrojů dochází k poměrně vysokému opotřebení. K zamezení potřeby výroby nových nástrojů byly vyvinuty různé metody opravy, aby se ušetřily náklady na výrobu nových nástrojů. Do těchto metod patří laserové navařování, které je v dnešní době poměrně zvládnutou metodou oprav. Problém ovšem nastává při 3D tisku. Při nanášení mnoha vrstev dochází (jak již bylo několikrát zmíněno) k teplenému ovlivnění předchozích vrstev, změně mikrostruktury a mechanických vlastností. Z důvodu poměrně velkého významu tepelného zpracování u H13 oceli, dochází k poměrně složitým změnám. V současnosti existuje pouze málo studií na toto téma, a zabývají se pouze vhodností oceli H13 pro 3D tisk a tiskem jednoduchých geometrií na rozdíl od již poměrně komplexních dílů u SLM metody.

Z proběhlých studií vyplývá, že nástrojovou ocel H13 lze použít na 3D tisk dílu bez výrazných vad typu pórů a trhlin. Problém ovšem nastává z hlediska teplotního ovlivnění vrstev, které je výrazně větší než u metody SLM. Mikrostruktura vytištěných dílů je značně nehomogenní a mění se napříč dílem. Přestože rychlost ochlazování je výrazně menší než u technologie SLM, stále je dostatečně rychlá (desítky  $K.s^{-1}$ ) pro vznik martenzitické struktury. Martenzitická struktura je však od dalších vrstev během tisku popuštěna. K největšímu ovlivnění dochází uvnitř dílu, naproti tomu téměř k žádnému tepelnému ovlivnění nedochází na povrchových vrstvách. Z tohoto důvodu zde díly dosahují největší tvrdosti. [39]

## 6.6 SLM

Tisk z nástrojové oceli H13 metodou SLM je na rozdíl od metody LMD již v pokročilé fázi výzkumu. Na toto téma existuje mnoho rozsáhlých studií, které zkoumají jednotlivé vlivy parametrů na mechanické vlastnosti. Studie také zmiňují vliv velice rychlého roztavení a tuhnutí, které nastává v procesu SLM (násobně rychlejší než u LMD) a jeho značný vliv na mikrostrukturu. Vysoké přechlazení tavné lázně způsobuje vysokou rychlost nukleace a výrazně zjemňuje vznikající mikrostrukturu. Dle studií zabývající se tiskem H13 se lze setkat s typickou mikrostrukturou (viz podkapitola 4.5 mikrostruktura). Mikrostruktura se tedy skládá z kolumnárních zrn orientovaných podél směru budování vrstev a z relativně jemných celulárních zrn (viz Obr. 19). V porovnání s konvenční technologií, je velikost těchto zrn násobně menší. Průměrná velikost zrn u oceli vyrobené litím se pohybuje mezi 100-150  $\mu m$ . Kdežto průměrná velikost zrn oceli H13 u metody SLM zmíněných ve studiích je 2-3  $\mu m$ . Toto zjemnění zrna pak vede k poměrnému nárůstu pevnosti. Naproti tomu však anizotropie zrn v konvenční výrobě je větší než u vytištěných dílů. Z hlediska hranic zrn je u dílů vyrobených metodou SLM větší množství nízkoúhlových hranic než běžnou metodou výroby. Mikrostruktura oceli H13 vytištěná metodou SLM se obvykle skládá z martenzitu a zbytkového austenitu. Obsah austenitu v oceli se výrazně mění napříč studii (3-15 %) a některé uvádí dokonce obsah zbytkové austenitu výrazně větší než u oceli vyrobené konvenční výrobou.

Takto vysoký obsah je vysvětlován extrémně rychlým ochlazením pod teplotu  $M_f$ . Některé studie také zmiňují rozdílný obsah zbytkového austenitu ve směru stavění vrstev a ve směru na něm kolmém, kde ve směru stavění je obsah austenitu větší. Studie to přikládají rozdílným rychlostem ochlazování v těchto směrech. Dále studie zmiňují C na hranicích celulárních zrn v důsledku rychlého tuhnutí a silné mikrosegregace. Zároveň v okolí C obohacených hranic byla zaznamenána segregace Cr, V, Mn a Mo. [32, 33, 34, 37]



Obr. 19: Mikrostruktura oceli H13 vytištěna technologií SLM [32]

Současné studie se také výrazně zabývají tepelným zpracováním po vytištění dílu. Zpravidla bylo prováděno kalení s následným popouštěním dílů. Oproti vytištěné struktúře došlo k homogenizaci struktury. Zároveň zbytkový austenit po kalení nepřesahoval 2 %. Po tepelném zpracování se mikrostruktura skládala z popuštěného martenzitu a jemně rozptýlených karbidů uvnitř zrn. [32]

Z hlediska výskytu defektů byly studii nejvíce zmiňovány trhliny, a to v důsledku nerovnoměrného ochlazování tištěné součásti. Z těchto důvodů bylo studii doporučeno využívat přehřátí práškového lože na 200 °C. [32]

Studie také proběhly z hlediska zhutnění tištěných dílů. Bylo zjištěno, že s narůstající objemovou hustotou energie se zvyšuje zhutnění dílu. Maximální hodnoty zhutnění (99,9 %) bylo dosaženo studii zpravidla okolo hodnoty 100 J.mm<sup>-3</sup>. Snížení pórovitosti lze dle studii také snížit opětovným přetavením vrstvy laserem. [36, 37]

Studii bylo také zjištěno, že díly vyrobené metodou SLM mají bez dalšího zpracování přibližně o 30 % horší únavové vlastnosti než u tradičních metod. Takto výrazné zhoršení únavových vlastností je připisováno velkým zbytkovým napětím ve vytištěném dílu. Studie proto doporučují žihání v teplotním rozmezí 600–650 °C. Z hlediska tvrdosti vytištěné díly obvykle dosahují mírně vyšších hodnot než vyrobené konvenčními metodami. Vyšší tvrdost přikládají studie zjemnění zrna vlivem rychlého tuhnutí, existenci martenzitické fáze a velkého zbytkového napětí. V případě pevnosti v tahu a tažnosti se studie poměrně liší. Lze to připsat rozdílným procesním parametřům, a tím i dosažení jiné výsledné mikrostruktury. Ve většině případů dosahovala pevnost v tahu podobných hodnot jako tradiční metody výroby, avšak

rozdíly nastávaly zejména v tažnosti, kdy některé studie uvádí výrazně lepší hodnoty. Studie vyšší hodnoty připisují opět zjemnění zrna a vzniku laťkového martenzitu, který má více skluzových systémů než acikulární martenzit, který zaznamenaly v konvenční H13 oceli. Naproti tomu se většina studií shoduje z hlediska rázové houževnatosti. Díly vytištěné SLM vykazují nižší hodnoty vrubové houževnatosti, což je vysvětleno vyšší pórovitostí dílů a vysokou hodnotou zbytkového napětí proti běžným metodám. [32, 35]

## 6.7 BMD

Přestože metoda BMD umožňuje 3D tisk dílů z nástrojové oceli H13 již od poloviny roku 2019, v současné době neexistuje studie, která by se zabývala mechanickými vlastnostmi či mikrostrukturou vytištěných dílů. Jediný dostupný materiál v tomto ohledu je data sheet dodaný výrobcem, který uvádí dosažené mechanické vlastnosti (viz Obr. 20) a mikrostrukturu po sintrování a tepelném zpracování (kaleno z teploty 1040 °C na vzduchu, dvakrát popuštěno při teplotě 540 °C). [41]

		Studio System	Studio System
	standard	as-sintered	heat treated <sup>3</sup>
Yield strength (MPa)	ASTM E8 <sup>2</sup>	<b>650</b>	<b>1250</b>
Ultimate Tensile Strength (MPa)	ASTM E8 <sup>2</sup>	<b>1325</b>	<b>1720</b>
Elongation at break	ASTM E8 <sup>2</sup>	<b>2.3%</b>	<b>5.8%</b>
Hardness (HRC)	ASTM E18	<b>35</b>	<b>45</b>
Density (relative)		<b>≥ 93.5%</b>	—

**Obr. 20: Mechanické vlastnosti oceli H13 dosažené po vytištění metodou BMD a sintrování [41]**

I když v současnosti neexistují studie na tisk H13 metodou BMD, lze dohledat již první využití dílů vytištěných BMD a to např. na výrobu vstřikovací formy pro náustky do inhalátorů. U tohoto dílu je využito možnosti vytvoření složitých chladicích kanálků formy, a tím zefektivnění chlazení a zkrácení výroby jednotlivých dílů. Dalším zajímavým využitím je výroba formy pro odlévání zinkového zipu. Zde byla volena metoda BMD z důvodu jemných detailů, neboť výroba formy konvekční technologií by byla mnohonásobně dražší. [40]

## 7 Experimentální část

### 7.1 Úvod do experimentální části

Teoretická část diplomové práce se věnovala převážně vybraným technologiím aditivní výroby kovů. V úvodu se práce krátce zmiňovala o historii a o aktuálních technologiích v oblasti 3D tisku kovu. Dále se práce podrobně zaměřila na vybrané technologie, mezi něž patří Laser Metal Deposition, Selective Laser Melting a Bound Metal Deposition. Tyto technologie jsou v práci probrány z hlediska principu, výhod, nevýhod, mikrostruktury, procesních parametrů a defektů. Dále se práce krátce zabývala ocelí H13 a jejím současným stavem v oblasti tisku výše zmíněnými technologiemi.

Z poznatků teoretické části diplomové práce vyplývá, že současný stav aditivní výroby umožňuje tisknout díly s velkou přesností a komplexní geometrií. Avšak jednotlivé technologie mají značná omezení, ať z hlediska velikosti či dosahovaných mechanických vlastností. Zároveň z práce vyplývá, že největším problémem v aditivní výrobě kovu je v současnosti pórovitost tisknutých dílů. Dále bylo zjištěno, že v dnešní době tisk z nástrojové oceli H13 vybranými metodami aditivní výroby probíhá ve větší míře pouze u technologie SLM, popřípadě se ocel H13 používá na opravy součástí a navařování vrstev pomocí LMD. Z poznatků z teoretické části diplomové práce lze očekávat nejlepší výsledky u metody SLM, neboť díly dosahují nejmenší pórovitosti z vybraných metod.

Experimentální část se zabývala porovnáním jednoduchých vytištěných dílů z nástrojové oceli H13 pomocí tří rozdílných technologií aditivní výroby (LMD, SLM a BMD). Ocel byla vybrána díky její využitelnosti v oblasti nástrojů a forem, zejména s ohledem na její možné budoucí využití tisku složitých chladicích systémů forem. Výše zmíněné technologie aditivní výroby byly zvoleny z důvodu nedostatečného množství studií provedené na dané téma (např. neexistence studie tisku H13 metodou BMD). Zároveň současné studie obvykle neřeší porovnávání metod aditivní výroby mezi sebou, ale jsou spíše zaměřené na konkrétní metodu 3D tisku. Zvolené technologie aditivní výroby byly proto vybrány s ohledem na to, aby diplomová práce obsahovala alespoň jednoho zástupce metody 3D tisku z kategorie Powder Bed Fusion, Direct Energy Deposition a Material Extrusion, neboť jsou to v současnosti jedny z nejvýznamnějších skupin aditivní výroby kovů.

### 7.2 Zvolené experimenty

Díly byly tištěny v různých orientacích a s odlišnými vzory nanášení vrstev. Vytištěné díly v tepelně nezpracovaném stavu byly následně porovnány jak z hlediska mechanických vlastností, tak i z hlediska mikrostruktury a životnosti. Konkrétně díly byly podrobeny metalografické analýze, z důvodu zjištění mikrostruktury, pórovitosti a popřípadě ostatních vad typických pro aditivní výrobu kovových dílů. Dále byla na vzorcích provedena zkouška rázem v ohybu a zkouška tvrdosti za účelem zjištění vrubové houževnatosti a tvrdosti, neboť se jedná o jedny z nejvýznamnějších materiálových hodnot. Zároveň byl proveden Pin-on-Disc test z důvodu nutnosti oceli H13 odolávat značnému opotřebení (zápustky, formy apod.). Vzorky byly zkoumány i za pomoci SEM analýzy, včetně analýzy chemického složení prášku pro tisk vzorků.

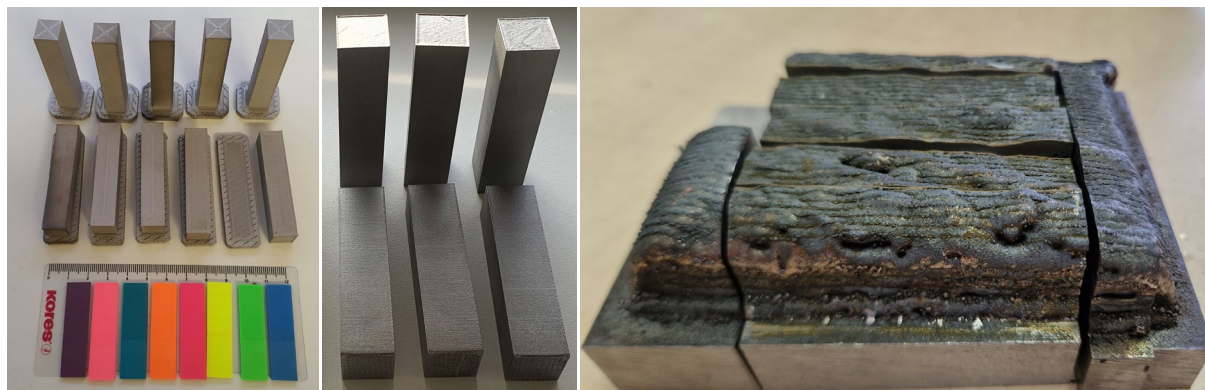


## 7.3 Vzorky

### 7.3.1 BMD

Pro experiment byly vytištěny jednoduché vzorky o tvaru kvádrů a rozměrech cca 12x12x60 mm. Celkově bylo vytištěno 5 vzorků v horizontálním směru stavění vrstev a 5 vzorků s vertikálním směrem stavění vrstev (viz Obr. 21). Pro práci však byly využity pouze 3 vzorky z každého směru stavění, zbylé vzorky byly využity pro DP zabývající se tepelným zpracováním vzorků (viz podkapitola 6.2 Tepelné zpracování).

Vzorky byly vytištěny na zařízení Studio System 2 společností Additive Systems. Vzhledem k tomu, že tyčinky s nástrojovou ocelí H13 byly původně vyvinuty pro starší zařízení Studio Systém +, není tisknutý materiál přímo kompatibilní se Studio Systém 2. Z těchto důvodů muselo být využito debinderu (viz podkapitola 5.9 Dostupné materiály). Procesní parametry tisku byly automaticky zvoleny softwarem zařízení a bohužel nejsou známy. Jednotlivé tištěné vrstvy byly cca 450  $\mu\text{m}$  široké a vysoké 150  $\mu\text{m}$  (měřeno na metalografickém výbrusu). Po vytištění vzorky prošly debinderem na odstranění části pojiva s následným sintrováním v ochranné atmosféře argonu. Teplota procesu sintrování není známa. Následně byly vzorky neřízeně ochlazeny v sintrovací peci.



Obr. 21: Vytištěné vzorky – BMD (vlevo), SLM (uprostřed), LMD (vpravo)

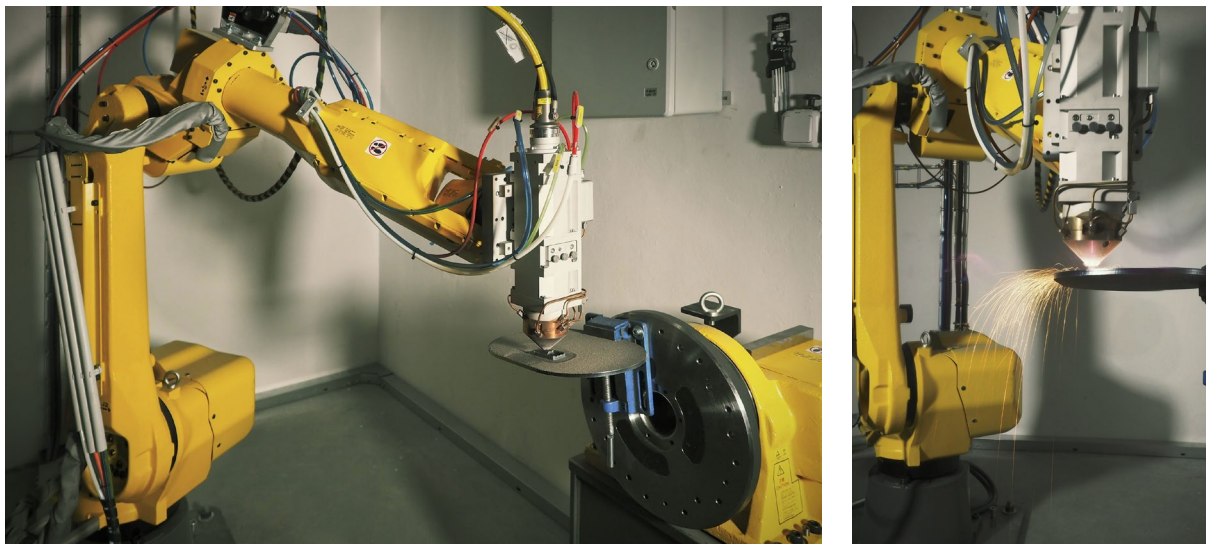
### 7.3.2 SLM

SLM vzorky byly vytištěny na zařízení SLM 280HL Technické univerzity v Liberci. Zařízení je schopné tisknout díly o rozměrech 280x280x350 mm a je osazeno laserem Yb:YAG s vlnovou délkou  $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$ . Pro experiment byly opět vytištěny jednoduché vzorky o tvaru kvádrů a rozměrech cca 15x15x60 mm (viz Obr. 21). Vzorky byly tištěny jak v horizontálním, tak vertikálním směru stavění. Celkově byly vytištěny tři vzorky pro každý směr.

Vzorky byly tištěny s přehřevem stavební platformy na 200 °C a pod inertní atmosférou dusíku s následným řízeným ochlazováním, aby nedošlo k teplotnímu šoku. Šířka jednotlivých vrstev byla v průměru 160  $\mu\text{m}$  a výška 50  $\mu\text{m}$  (měřeno na metalografickém výbrusu). Přesné parametry tisku opět nejsou známy.

### 7.3.3 LMD

Oproti metodám BMD a SLM nebyly vzorky tištěny po jednotlivých kusech, ale byl navařen jeden celistvý vzorek o rozměru cca 100x60x30 mm, který byl následně rozřezán do několika kusů. Tisk probíhal za pomoci pevnolátkového diskového laseru Trump TruDisk 4006 s vlnovou délkou  $\lambda = 1,030 \mu\text{m}$  a o výkonu 4 kW. Byla využita navařovací hlava v koaxiálním provedení, která je unášena robotickým ramenem, na kterém je uchycena (viz Obr. 22). Navařovací hlava byla dodána firmou Lasertherm.



Obr. 22: Navařovací hlava s robotickým ramenem

LMD vzorek byl navařen při výkonu laseru 1500 W, rychlosti tisku 500 mm/min a množství nanášeného prášku 70 g/min.

## 7.4 Materiál

Jako materiál pro tisk byla zvolena ocel H13. Z důvodu použití tří rozdílných technologií tisku založených na různých principech nebyl výchozí materiál pro tisk z hlediska chemického složení totožný. Z níže uvedených tabulek chemického složení však vyplývá, že jednotlivé materiály se z hlediska udávaného chemického složení výrobci (popřípadě vlastní EDS analýza) liší pouze v desetínách procent. Z těchto důvodů nelze očekávat zásadní vliv z hlediska chemického složení výchozího materiálu na dosažené vlastnosti vzorků. Naproti tomu se materiály značně lišily z hlediska velikosti použitého kovového prášku, jehož velikost zpravidla přímo plyne z dané použité technologie.

### 7.4.1 Výchozí materiál pro BMD

V případě metody BMD je výchozí materiál dodáván ve formě tyčinek, ve kterých je kovový prášek spojen s termoplastickým pojivem (viz kapitola 5 Bound Metal Deposition). Výrobce přesné složení tyčinek ani velikost částic neudává z důvodu ochrany know-how. Jak již bylo zmíněno, vzorky byly vytištěny externě, proto nebylo možno provést analýzu dodávaných tyčinek. Jediný dohledatelný údaj udávaný výrobcem je chemické složení prášku (viz Tab. 3).

Tab: 3: Chemické složení prášku pro BMD [41]

Chemické složení [hm. %]	Cr	Mo	Si	V	C	Ni	Mn	P	S
	4,80-5,50	1,10-1,7	0,80-1,20	0,80-1,20	0,30-0,45	0,3	0,20-0,60	0,03	0,03



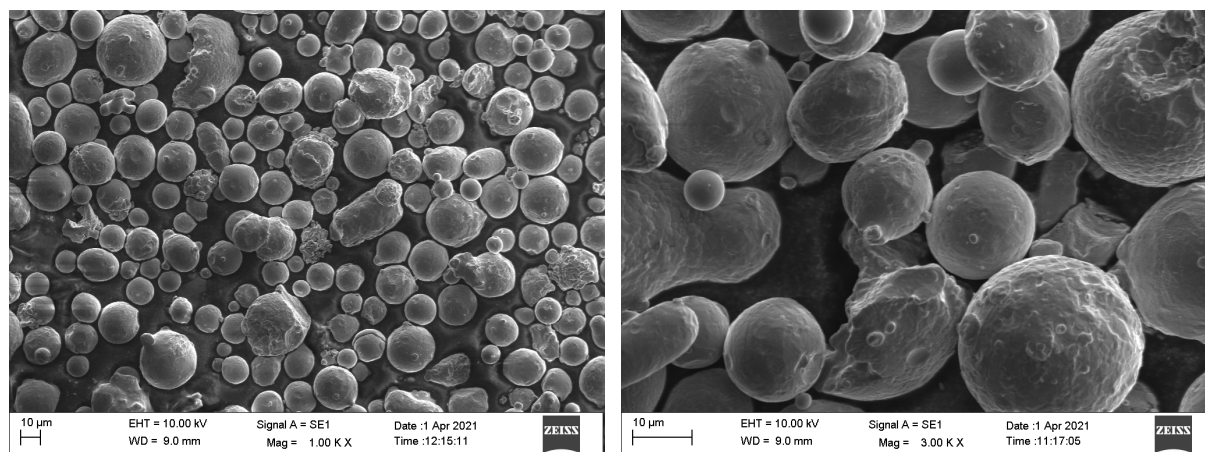
## 7.4.2 Výchozí materiál pro SLM

Pro tisk vzorků metodou SLM bylo využito prášku od společnosti SLM Solutions. Jedná se o sférický prášek s velikostí od 10  $\mu\text{m}$  do 45  $\mu\text{m}$  a o chemickém složení viz Tab. 4. Chemické složení udávané výrobcem bylo ověřeno na vzorcích prášku pomocí EDS analýzy. Z tabulky lze vyčíst, že průměrné změřené prvkové složení se pohybovalo kolem horní hranice hodnot udávané výrobcem a v některých případech tuto hranici mírně překročilo. Hodnota C nebyla započítána z důvodu omezení metody.

Tab. 4: Chemické složení prášku pro SLM [58]

Chemické složení [hm. %]	Cr	Mo	Si	V	C	Ni + Cu	Mn	P	S
	4,75-5,50	1,10-1,75	0,80-1,25	0,80-1,20	0,32-0,45	0,75	0,20-0,60	0,03	0,03
EDS	5,60	1,80	0,93	1,13	-	-	-	-	-

Prášek byl zkoumán i z hlediska morfologie částic. Bylo zjištěno, že atomizovaný prášek se neskládal pouze z kulovitých částic, ale vykazoval poměrně různorodou morfologii částic ve formě různých kráterů, protáhlých částic a satelitů na jednotlivých částicích (viz Obr. 23).



Obr. 23: Morfologie atomizovaného kovového prášku H13 pro SLM – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (vlevo)

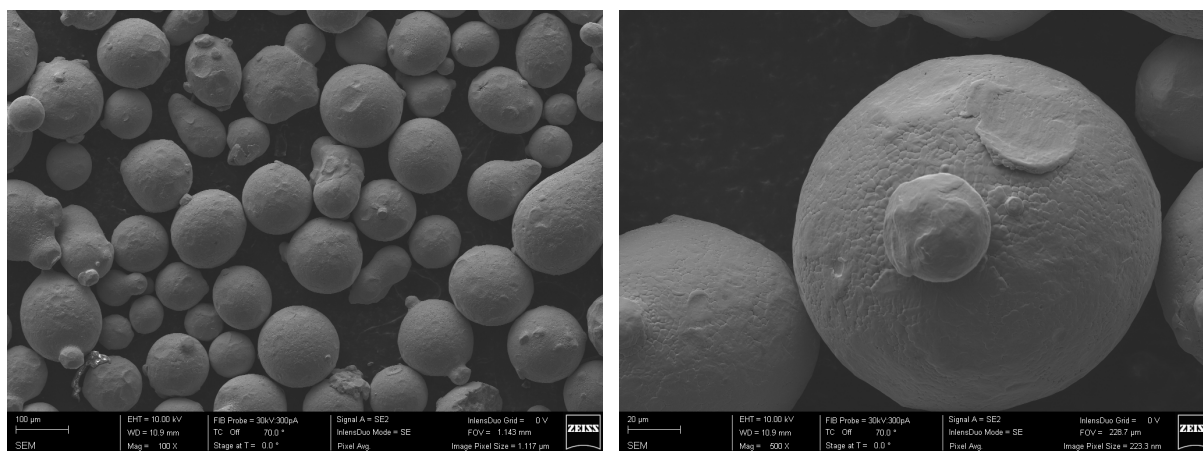
## 7.4.3 Výchozí materiál pro LMD

Jako výchozího materiálu pro tisk vzorků technologií LMD bylo využito kovového prášku od společnosti Höganäs s velikostí částic v rozmezí 53  $\mu\text{m}$  až 150  $\mu\text{m}$  a o průměrném chemickém složení viz Tab. 5. Chemické složení prášku bylo opět ověřeno pomocí EDS analýzy. Průměrné hodnoty z EDS analýzy vůči hodnotám udávaným výrobcem se výrazně neliší a jsou ve většině případů v rámci možné chyby měření.

Tab. 5: Chemické složení prášku pro LMD [59]

Chemické složení [hm. %]	Cr	Mo	Si	V	C	Ni	Mn	P	S
	5,20	1,50	1,00	1,00	0,35	-	0,3	-	-
EDS	5,38	1,71	0,91	1,06	-	-	0,41	-	-

Podobně jako v případě prášku SLM, byl LMD prášek zkoumán z hlediska morfologie jednotlivých částic. Přestože výrobce uvádí, že daný prášek by měl obsahovat kulovité částice s minimální počtem satelitů, měl prášek obdobně jako v případě SLM prášku různorodou morfologii včetně různých kráterů, protáhlých částic a satelitů (viz Obr. 24). [58]



Obr. 24: Morfologie atomizovaného kovového prášku H13 pro LMD – zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo)

## 7.5 Příprava vzorků

Vytištěné vzorky metodou BMD a SLM byly po tisku obrobena na rozměry pro zkoušku rázem v ohybu, tedy 10x10x55 mm. U metody LMD byl navařený vzorek rozřezán na jednotlivé kusy a byly z něho odebrány tři vzorky v podélném (horizontálním) směru navařování (viz Obr 25.)



Obr. 25: Odebrané vzorky vytištěné metodou LMD

## 7.6 Značení vzorků

Vzorky jsou v práci z důvodu přehlednosti označovány zkratkami. První písmeno udává metodu (tedy L pro LMD, B pro BMD a S pro SLM). Prostřední písmeno označuje ve zkratce směr tisku (tedy H pro horizontální a V jako vertikální směr). Písmeno P značí vzorky vytištěné, tepelně nezpracované. Pro příklad značka BHP označuje vzorek vytištěný technologií BMD v horizontálním směru.

## 7.7 Metalografická analýza – optická mikroskopie

Vytištěné vzorky byly rozřezány na metalografické pile Struers Discotom-6. Řezy byly vedeny ve všech třech osách (osa řezu z – osa kolmá ve směru stavění, osy x, y kolmé na osu z). Z každého vzorku byly tedy vytvořeny 3 kusy. Nařezané vzorky byly zalité do bakelitové hmoty PolyFast na metalografickém lisu Struers CitoPress-10. Zalité vzorky byly vybroušeny a vyleštěny na automatické brusce/leštičce Struers Tegramin-20. Pro zvýraznění struktury byly zalité vzorky podrobeny leptání pomocí leptadla. Nejprve pomocí leptadla Nital (3-10%). Leptadlo však bylo poměrně málo účinné pro vzorky vytištěné z oceli H13 a ani po delší expozici se leptadlu nepodařilo vzorky správně naleptat. Proto bylo využito leptadla Vilella-Bain, kdy se vzorky podařilo dostatečně naleptat již po několika sekundách. K pozorování mikrostruktury, jak v leptaném tak neleptaném stavu, byl použit světelný optický mikroskop Carl Zeiss Z1M s maximálním zvětšením 500x.

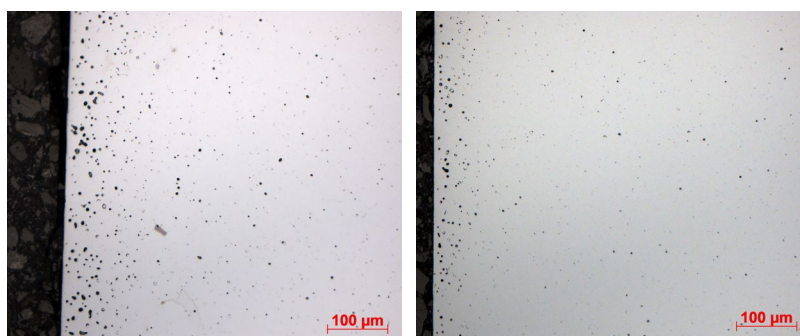
### 7.7.1 Metalografická analýza – BMD

BMD vzorky byly nejdříve zkoumány v neleptaném stavu pro zjištění možné pórovitosti. Výbrusy vzorků vytištěné v horizontálním směru obsahovaly makropóry viditelné pouhým okem. Rozložení makropórů nebylo rovnoměrné a souviselo s hranicemi jednotlivých nanesených vrstev tisku. Nejlépe jsou viditelné na ose řezu z (viz Obr. 26).



Obr. 26: Pórovitost vzorku BHP, osa řezu x (vlevo), osa řezu y (uprostřed), osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x

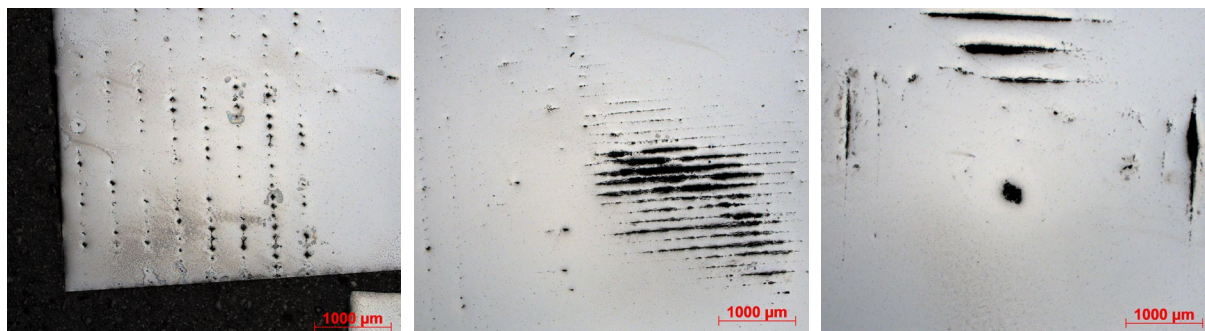
Při větším zvětšení byly patrné i malé póry rovnoměrně rozložené napříč vzorky kromě okrajových částí vzorků, kde se nacházelo výrazně více pórů (viz Obr. 27).



Obr. 27: Pórovitost vzorku BHP, osa řezu x (vlevo), osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x

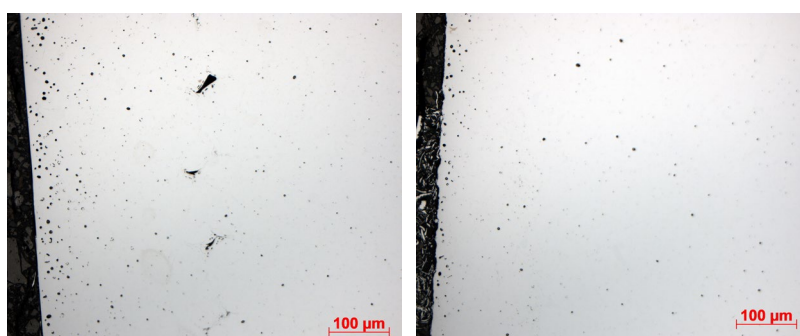
Výbrus vzorku BVP vykazoval stejnou pórovitost jako výbrus vzorku BHP. Póry byly viditelné pouhým okem, rozložení nebylo rovnoměrné a jejich rozložení opět převážně sledovalo hranice jednotlivých vrstev tisku (viz Obr.28).





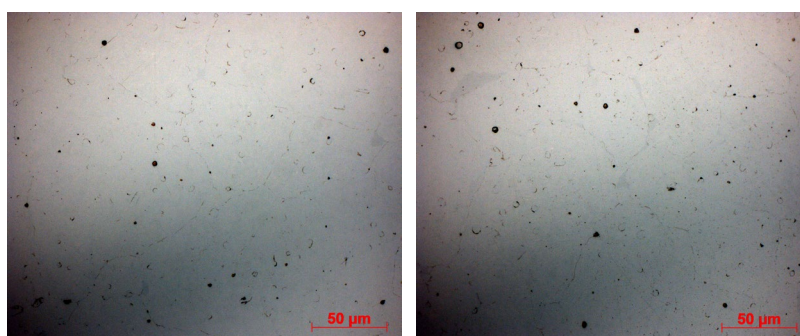
Obr. 28: Pórovitost vzorku BVP, osa řezu x (vlevo), osa řezu y (uprostřed), osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x

Stejný případ jako u BHP vzorku, byl i v případě vícenásobného zvětšení u BVP. Malé póry byly rovnoměrně rozloženy napříč vzorkem, vyjma hranice vzorku (viz Obr. 29). Žádný výrazný rozdíl v pórovitosti mezi osami řezu nebyl zaznamenán.



Obr. 29: Pórovitost vzorku BVP, osa řezu y (vlevo), osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x

V neleptaném stavu při velkém zvětšení (500x) bylo také možno pozorovat jak ve vzorcích BHP, tak ve vzorcích BVP hranice zesintrování (viz Obr. 30). Zároveň byly ve vzorcích zaznamenány neznámé částice o různorodé morfologii, které byly podrobeny EDS analýze (viz podkapitola 7.8.1).



Obr. 30: Hranice zesintrování, BHP – osa řezu z (vlevo), BVP – osa řezu x (vpravo), zvětšení 500x

Přestože výrobce udává minimální zhutnění výrobku  $\geq 93,5\%$  (viz Obr. 20), dle výše zmíněných výbrusů lze usoudit, že dané vzorky dosahují vyšší pórovitosti než 7,5 %. Pórovitost však nebyla na daných vzorcích měřena a jedná se zde o odhad. Z těchto důvodů je toto tvrzení zcela subjektivní.

Avšak vyšší makropórovitost byla poměrně očekávána, neboť z podstaty metody nelze dokonale vyplnit prostor mezi jednotlivými nanášenými vrstvami, které mají tvar oválu (tištěné vrstvy mají vysokou “viskozitu“ a nejsou schopny zatéci do meziprostor). Z těchto důvodů zde zůstávají vzduchové mezery, které jsou v procesu sintrování neodstranitelné.

Z hlediska malých pórů rovnoměrně rozložených napříč vzorky, lze tuto pórovitost opět připsat podstatě metody, kdy malé vzduchové bublinky byly uvězněny ve směsi termoplastického pojiva a kovového prášku během nanášení vrstev. Pravděpodobně ke vzniku malých pórů došlo i nedokonalým odstraněním termoplastického pojiva během sintrování, které zůstalo uvězněno a za zvýšené teploty se přeměnilo do plynného stavu. Tuto teorii ovšem nelze ověřit.

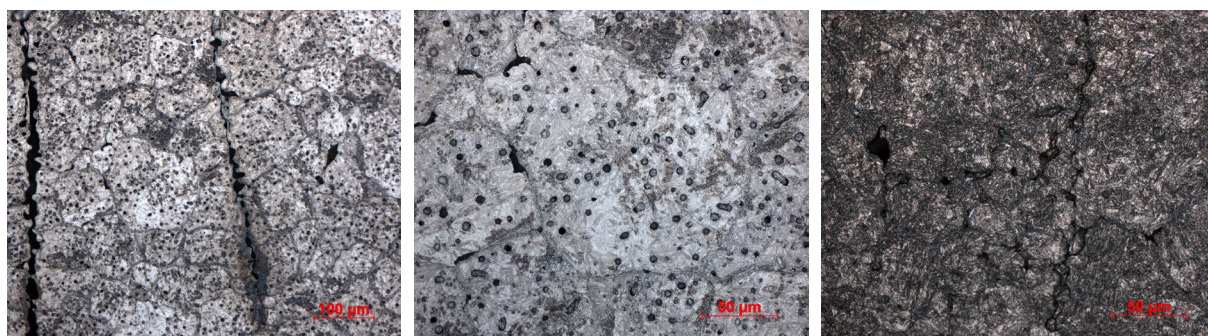
Znatelně viditelné hranice zesintrování lze přiřkládat pravděpodobně vyloučení nečistot v průběhu procesu, které mohou mít částečný původ z termoplastického pojiva, keramického separátoru, či zoxidovaného kovového prášku.

Dále byly vzorky pozorovány v leptaném stavu. Mikrostruktura se mezi vzorky BHP a BVP nelišila a byla značně homogenní (viz Obr. 31). Změny v mikrostruktúře ani v homogenitě nebyly pozorovány. Změny nebyly zaznamenány ani v případě rozdílných os řezů výbrusů.



Obr. 31: Mikrostruktura – BHP – osa řezu y (vlevo), BVP – osa řezu y (uprostřed), BPV – osa řezu z (vpravo), zvětšení 25x

Při vyšším zvětšení byly již na vzorcích dobře viditelné neznámé částice zmíněné výše. Částice byly náhodně rozmístěné a měly průměrnou velikost cca 5 µm. Na snímcích jsou zároveň viditelné četné chyby, kde nedošlo k úplnému spojení částic kovového prášku. Mikrostruktura vzorků se pravděpodobně převážně skládá z martenzitické či bainitické struktury (viz Obr. 32).



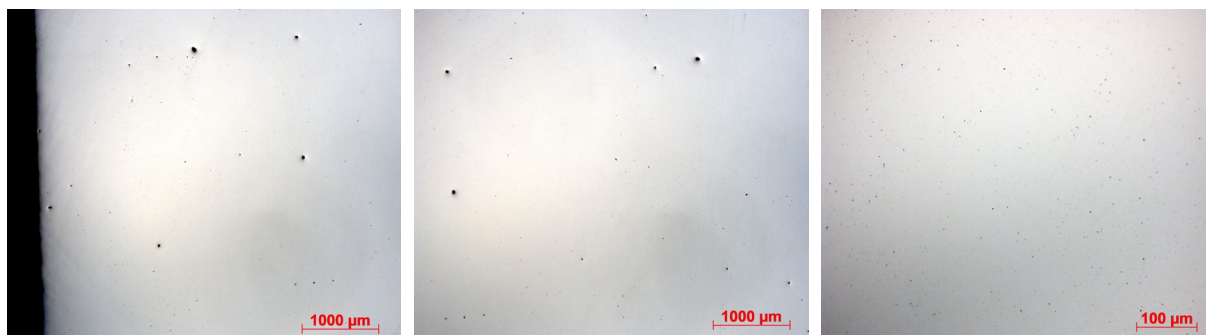
Obr. 32: Mikrostruktura – BVP – osa řezu z (vpravo), zvětšení 200x, osa řezu z (uprostřed), osa řezu x (vpravo), zvětšení 500x

Homogenní struktura napříč vzorkem, která byla pozorována na snímcích vzorků BMD v naleptaném stavu, koreluje s teorií. Mikrostruktura není orientovaná v žádném směru, jak bývá obvyklé pro aditivní technologie tisku kovů založené na tavení kovového prášku, neboť zde je tento proces nahrazen procesem sintrování. Nespojitosti mezi částicemi prášku nejspíše vznikly nedokonalým procesem sintrování a neřízeným ochlazováním vzorků v sintrovací peci.



### 7.7.2 Metalografická analýza – SLM

Stejně jako v případě BMD, byly vzorky nejdříve zkoumány v neleptaném stavu pro posouzení pórovitosti, popřípadě jiných vad. Na snímcích SHP bylo viditelné malé množství náhodně rozmístěných větších pórů, které však oproti metodě BMD nebyly viditelné pouhým okem (viz Obr. 33). Pórovitost napříč rozdílnými řezy výbrusu byla na stejné úrovni a výrazně se neměnila vzhledem k dané ose řezu výbrusu. V případě snímků výbrusů při větším zvětšení bylo patrné velké množství náhodně rozprostřených mikropórů s rozdílným tvarem (část těchto mikropórů mohou být však vměstky, které byly pouze chybně zaměněny za mikropóry)



Obr. 33: Pórovitost vzorku SHP, osa řezu z, zvětšení 25x (vlevo a uprostřed), zvětšení 200x (vpravo)

Vyjma jednoho výbrusu vzorku SVP v ose řezu x nebyly zaznamenány u vzorků tištěných ve vertikálním směru žádné makropóry. Makropóry se v tomto případě nacházely pouze po okrajích vzorku (viz Obr. 34). Na snímcích při vícenásobném zvětšení bylo opět zaznamenáno velké množství nerovnoměrně rozložených pórů o různé morfologii (opět se může u části pórů jednat o chybně vyhodnocené vměstky).



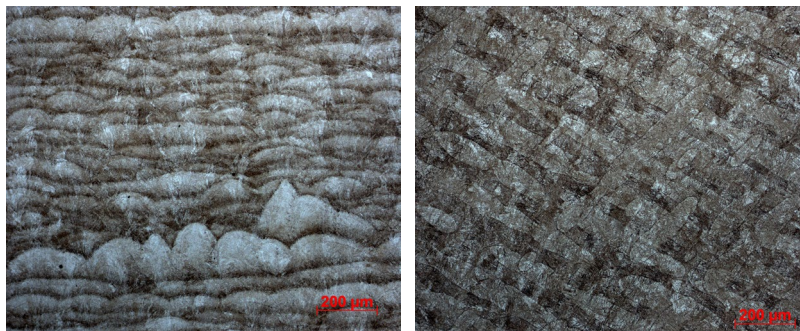
Obr. 34: Pórovitost vzorku SVP – osa řezu x, zvětšení 25x (vlevo), osa řezu y, zvětšení 25x (uprostřed), osa řezu z, zvětšení 200x (vpravo)

Metoda SLM by dle teoretické části DP (viz podkapitola 4.3 Výhody) měla dosahovat velice nízkých hodnot pórovitosti. Vzorky vytištěné touto metodou však obsahovaly celkem velké množství velmi jemných pórů. Tyto póry mohly vzniknout uvězněním plynů v tavenině v průběhu tisku, či mohly zároveň pocházet z plynů uvězněných v částicích kovového prášku při jeho výrobě. Rozprostření těchto pórů bylo zcela náhodné. Přestože vzorky obsahovaly velké množství jemných pórů a celková pórovitost nebyla měřena, lze i tak usuzovat dle výbrusů, že se bude pórovitost pohybovat blízko hodnotám zmíněných v teoretické části.

Mezi vzorky tištěnými s rozdílným směrem stavění nebyl zaznamenán zásadní rozdíl v celkové pórovitosti. Avšak jeden vzorek vytištěný touto metodou vykazoval na výbrusu výrazné makropóry blízko povrchu tištěného dílu. Lze předpokládat, že se jedná nejspíše o ojedinělý případ, neboť na dalších vzorcích nebyly makropóry zaznamenány.

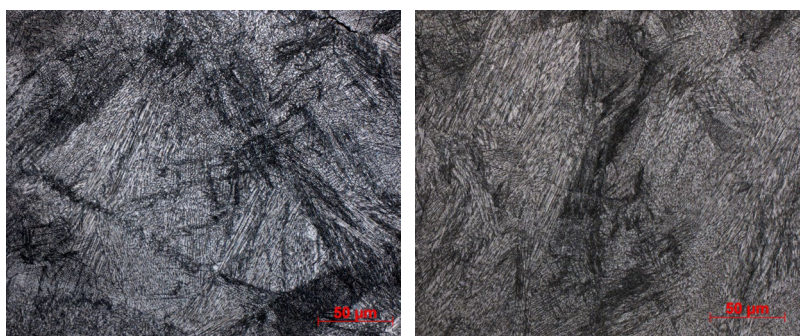
Kromě velice jemné pórovitosti, které se nedá v současné době výrazně zabránit, nebyly na výbrusech zjištěny další výrazné vady, lze proto předpokládat, že vzorky byly tištěny ideálními podmínkami tisku pro danou ocel.

Na snímcích v leptaném stavu vzorků byla viditelná typická struktura ve formě půlkruhových buněk. Zároveň bylo dobře viditelné tepelné ovlivnění jednotlivých vrstev od nově nanesených vrstev tisku (viz Obr. 35). Světlá místa značí neovlivněné či málo ovlivněné regiony. Tmavá místa jsou hranice natavení a regiony značně tepelně ovlivněné. Mikrostruktura se mezi vzorky SHP a SVP nelišila a v obou případech byla značně anizotropní a nehomogenní. Zároveň nebyl zaznamenán rozdíl v mikrostruktuře ani mezi vzorky s rozdílnou osou řezu (vyjma rozdílného pohledu na půlkruhové buňky).



Obr. 35: Mikrostruktura – SHP – osa řezu z (vlevo), SVP – osa řezu z (vpravo) zvětšení 100x

Při větším zvětšení byla dobře pozorovatelná velice jemná mikrostruktura vzorků. Na pořizovaných snímcích je možno vidět hranici natavení včetně kolumnárních zrn a celulárních zrn zmíněných v teorii DP (viz Obr. 36). Rozdíl v mikrostruktuře mezi horizontálním a vertikálním směrem stavění nebyl opět zaznamenán. Struktura je pravděpodobně tvořena převážně martenzitem a malým množstvím zbytkového austenitu. Přestože přítomnost zbytkového austenitu nebyla ověřena (např. XRD), lze jeho obsah ve struktuře předpokládat, neboť ocel H13 má nízkou teplotu  $M_f$ . V tepelně ovlivněných zónách lze očekávat strukturu tvořenou popuštěným martenzitem.



Obr. 36: Mikrostruktura SVP – osa řezu z (vlevo), osa řezu y (vpravo) zvětšení 500x

Nehomogenní struktura pozorovaná na snímcích v leptaném stavu je způsobena rozdílným odvodem tepla v určitých směrech během tuhnutí. Zároveň je struktura ovlivněna částečným opětovným přetavením a tepelným ovlivněním od dalších nanášených vrstev. Celulární zrna se zpravidla nacházely v dolní části půlkruhových buněk v důsledku většího teplotního gradientu během tuhnutí, zatímco kolumnární zrna se nacházely v horní části, kde je teplotní gradient menší. Mikrostruktura je zde tedy částečně orientována směrem k největšímu odvodu tepla. Zjištěná nehomogenita a struktura vytištěných dílů plně koreluje s teorií.



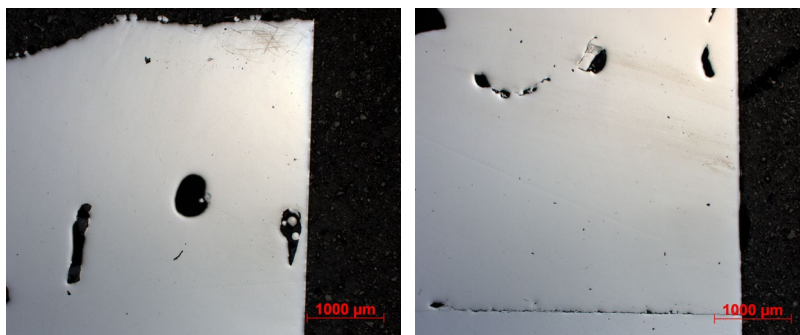
### 7.7.3 Metalografická analýza – LMD

V neleptaném stavu již při prohlídce pouhým okem byly zřetelné velké nespojitosti mezi jednotlivými vrstvami tisku, které v některých místech dosahovaly velikosti až několik mm (viz Obr. 37).



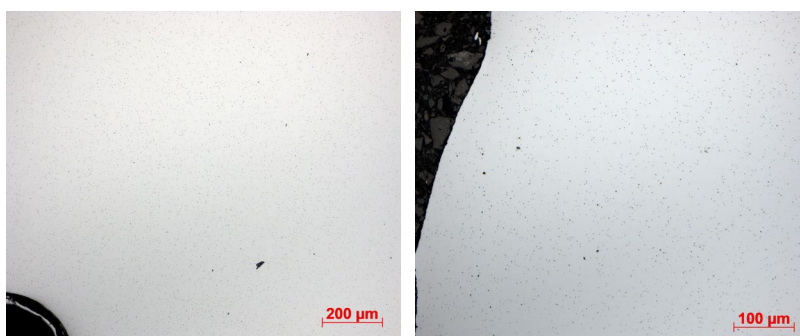
Obr. 37: Nespojitosti LMD návaru

Při menším zvětšení v neleptaném stavu vyjma zmíněných nespojitostí bylo zaznamenáno nedokonalé spojení návaru se substrátem (viz Obr. 38). Rozložení tiskových vad se neměnilo ani v jiných řezech výbrusů a vždy sledovalo hranice jednotlivých nanášených vrstev tisku.



Obr. 38: Nespojitosti vzorku LHP – osa řezu z, zvětšení 25x

Na snímcích při větším zvětšení bylo patrné velké množství jemných pórů (ve skutečnosti se však může jednat stejně jako u SLM i o vměstky) a malé množství hrubých pórů rovnoměrně rozložených napříč vzorkem (viz Obr. 39). Zároveň mezi rozdílnými řezy výbrusů nebyly pozorovány žádné výrazné odchylky.



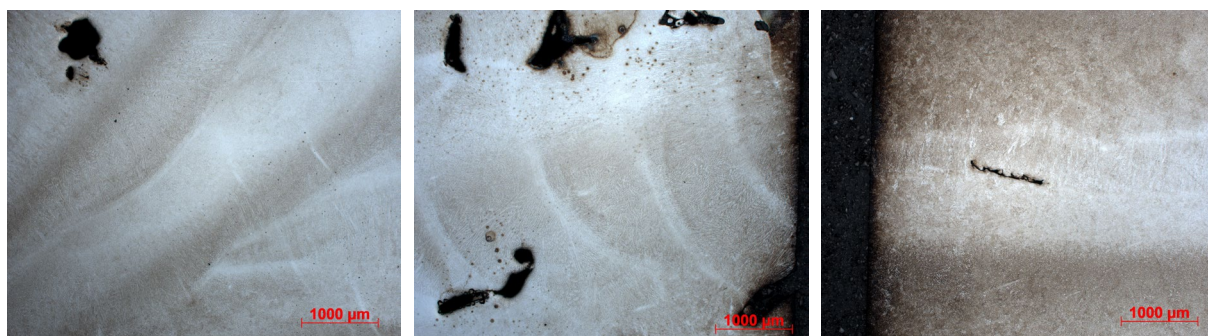
Obr. 39: Pórovitost vzorku LHP – osa řezu x, zvětšení 100x (vlevo), osa řezu z, zvětšení 200x (vpravo)

Velké nespojitosti vytištěného návaru byly jednoznačně způsobeny nevhodnými podmínkami navařování. Jedna z možných příčin byla pravděpodobně nevhodně zvolená rychlost navařování vůči množství podávaného prášku (popřípadě výkon laseru) a nedostatečná ochrana natavené lázně ochranným plynem. Z těchto důvodů povrch nanesené vrstvy pravděpodobně výrazně zoxidoval a vzhledem k vysoké rychlosti navařování a velkému

množství prášku již nedošlo k dokonalému natavení další vrstvy. Zároveň zvolenou výšku navařených vrstev nelze považovat pro tento experiment za ideální, neboť běžná výška tištěné vrstvy se zpravidla pohybuje pod 1 mm. V tomto případě byly vrstvy i přes 5 mm vysoké. Jednotlivé vrstvy tisku byly také tisknuty přímo na sebe, bez odsazení od předchozí spodní vrstvy. Tento fakt pravděpodobně opět výrazně přispěl ke zhoršení nespojitostí, neboť nemohlo dojít k dokonalému zaplnění prostoru mezi vrstvami při daných podmínkách tisku.

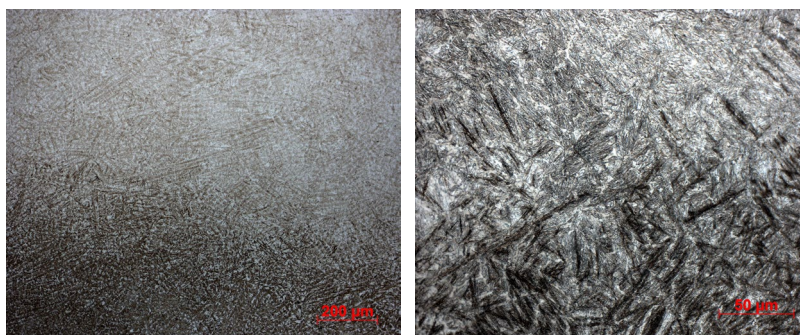
Z výbrusu bylo rovněž patrné, že nedošlo z velké části ke spojení návaru a substrátu, což opět značí nevhodně zvolené podmínky tisku (pravděpodobně příliš velká rychlost či malý výkon laseru).

Dále byly vzorky zkoumány v leptaném stavu. Vzorky při malém zvětšení vykazovaly poměrně jemnou dendritickou strukturu. Na vzorcích byly zároveň dobře pozorovatelné jednotlivé vrstvy tisku, včetně jejich výrazného tepelného ovlivnění. Struktura byla napříč vzorkem značně anizotropní a nehomogenní (viz Obr. 40). Mikrostruktura vzorků se vyjma orientace dendritické struktury napříč rozdílnými osami řezů výrazně neměnila.



Obr. 40: Mikrostruktura LHP – osa řezu x (vlevo), osa řezu z (uprostřed), osa řezu x (vlevo), zvětšení 25x

Při vícenásobném zvětšení byla zaznamenána převážně martenzitická struktura. Tepelně ovlivněné oblasti od předchozích vrstev byly pravděpodobně tvořeny popuštěným martenzitem (viz Obr. 41). Mikrostruktura s největší pravděpodobností obsahuje i malé množství zbytkového austenitu. Pro ověření jednotlivých fází by muselo být provedeno např. XRD.



Obr. 41: Mikrostruktura LHP – osa řezu z, zvětšení 100x (vlevo), zvětšení 500x (vpravo)

I v případě LMD mikrostruktura navařeného vzorku koreluje s teorií DP. Vzorek má velkou anizotropii a heterogenitu. Dendritická struktura je orientována k největšímu odvodu tepla a odpovídá případům s rychlým odvodem tepla. Zároveň na navařeném vzorku byla vidět typická struktura ve formě půlkruhových buněk.

## 7.8 SEM analýza

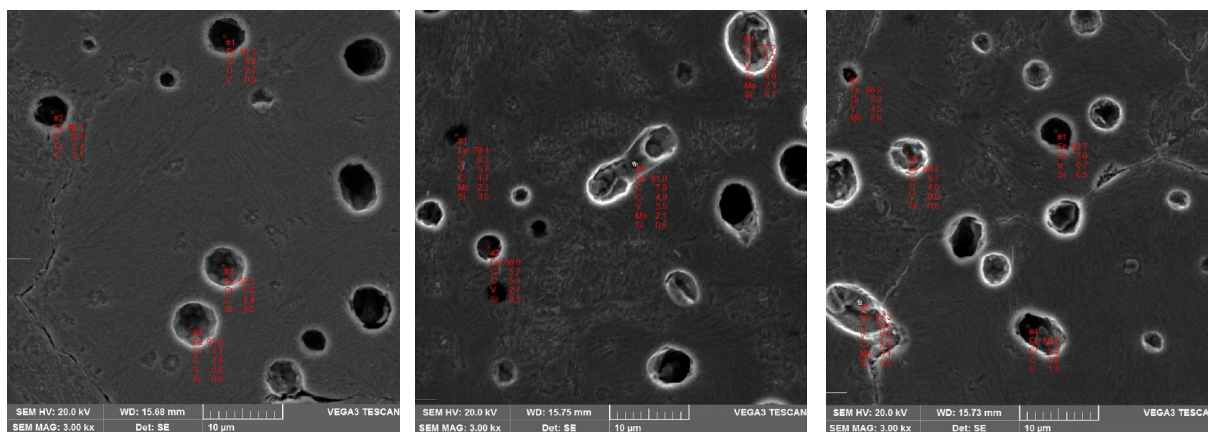
SEM analýza byla provedena na skenovacím elektronovém mikroskopu TESCAN VEGA3.

### 7.8.1 SEM analýza – BMD

Při pozorování vzorků BMD pomocí SEM byly jasně viditelné již zmiňované neznámé částice, nacházející se ve velkém množství v průřezu vzorku (viz Obr. 43). Částice měly převážně kulovitý tvar a byly náhodně rozmístěné. Z důvodu zjištění původu částic byla provedena EDS analýza jednotlivých částic. Chemické složení kulovitých částic se poměrně lišilo (viz Obr. 42).

Většina otestovaných kulovitých částic vykazovala odlišné chemické složení, než je uváděno výrobcem v materiálovém listu. Jelikož prášek nebyl pro metodu BMD otestován jako v případě SLM a LMD, bylo nutné se spoléhat na údaje uváděné výrobcem. Tyto kulovité částice se zpravidla lišily v zastoupení vanadu, kde jeho naměřené hodnoty v částicích kolísaly od 2-10 %. Zbylé otestované částice měly podobné složení jako udávané hodnoty v materiálovém listu. Z těchto důvodů lze tedy předpokládat, že tyto kulovité částice jsou pravděpodobně nedokonale zesintrovaný kovový prášek. Jelikož není známa velikost částic kovového prášku používaného pro tisk H13 metodou BMD, nelze tuto teorii jednoznačně potvrdit. V případě kulovitých částic lišících se složením, nelze jejich původ určit. Tyto částice mohly vzniknout v průběhu sintrování, popřípadě již mohly být součástí kovového prášku a nedošlo pouze k jejich zesintrování.

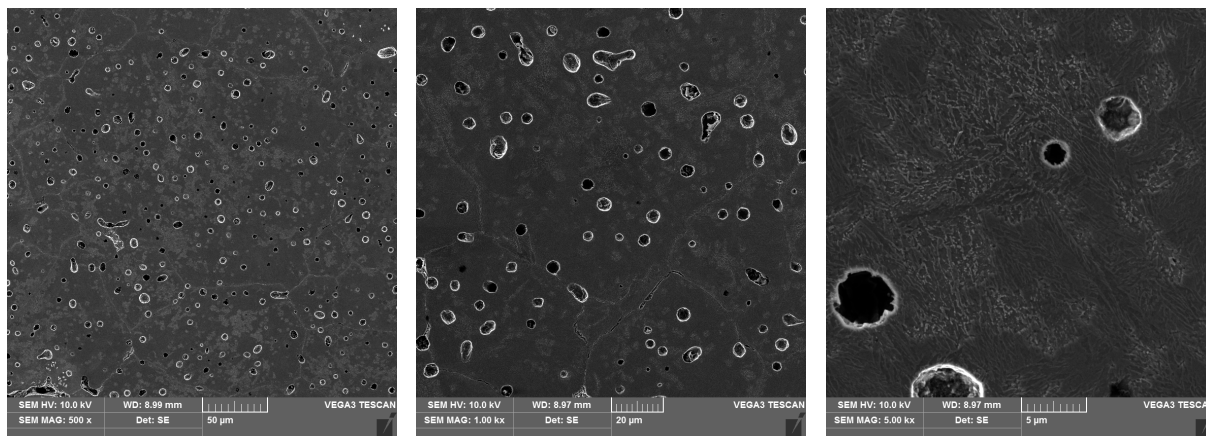
V matrici se však nacházelo i malé množství částic protáhlého tvaru o průměrné velikosti cca 10-20  $\mu\text{m}$ . Protáhlé částice vykazovaly poměrně odlišné složení od kulovitých částic. Zejména byly zvýšené obsahy legujících prvků (vanad, chrom, molybden, viz Obr. 42) a uhlíku (hodnotu uhlíku nelze zcela brát za vypovídající z důvodu metody). Jedním z možných vysvětlení těchto částic může být vznik sloučenin legujících prvků s uhlíkem na úkor železa v průběhu sintrování. Částice se však mohly nacházet již v původním prášku. K ověření výše zmíněných teorií by bylo nutné provést analýzu původního prášku.



Obr. 42: EDS analýza jednotlivých částic

Mimo zmiňované částice byly viditelné i jednotlivé hranice zesintrování. Zároveň na SEM snímcích byla pozorována velice jemná mikrostruktura. Mikrostruktura se pravděpodobně skládala ze směsi martenzitu a bainitu. Stejně jako u optické mikroskopie, nebyl mezi vzorky BHP a BVP zaznamenán žádný rozdíl z hlediska rozložení a množství částic ani z hlediska mikrostruktury. Žádné rozdíly nebyly zaznamenány ani v rozdílných osách řezů vzorků.

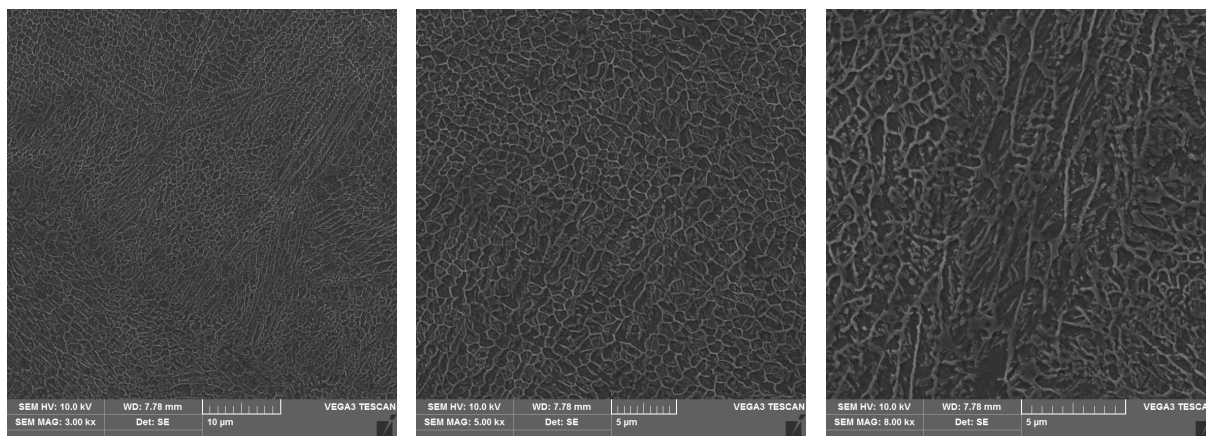




Obr. 43: Mikrostruktura BMD – zvětšení 500x (vlevo), zvětšení 1000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo)

### 7.8.2 SEM analýza – SLM

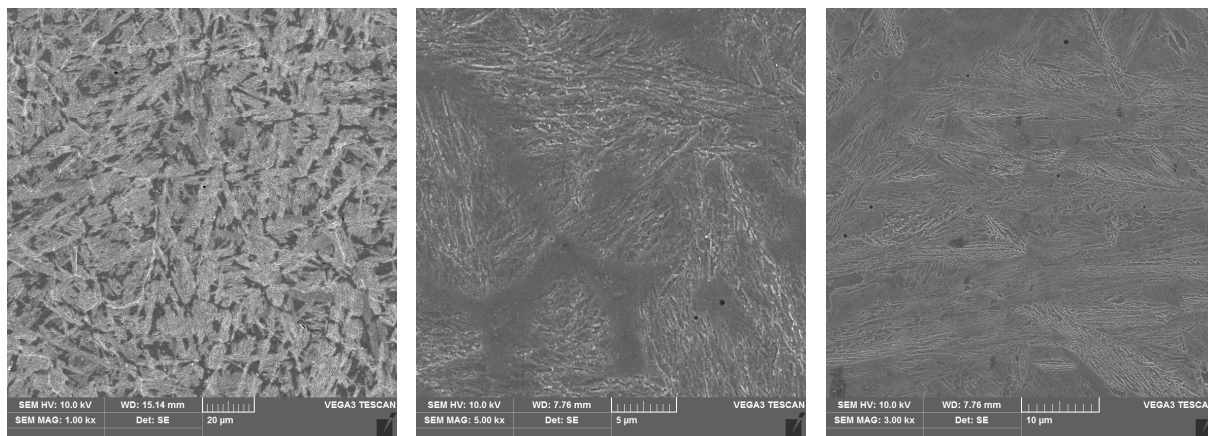
Na snímcích bylo možné zřetelně vidět extrémně jemnou celulární a kolumnární strukturu, přičemž její velikost zpravidla nepřesahovala 1 µm (viz Obr. 44). Tato ultrajemná mikrostruktura je typická pro SLM. Zároveň rozdíly v ose řezu a orientaci tisku již při takto velkém rozlišení zanikají a na snímcích není možné rozlišit směr stavění, či orientaci řezu vzorku.



Obr. 44: Mikrostruktura SVP – zvětšení 3000x (vlevo), zvětšení 5000x (uprostřed), zvětšení 8000x (vpravo)-zdroj

### 7.8.3 SEM analýza – LMD

V případě vzorků vytištěných metodou LMD byla na SEM snímcích zaznamenána jemná struktura, která se pravděpodobně skládala ze směsi martenzitu a bainitu, jejíž poměr se měnil v závislosti na poloze v daném vzorku (viz Obr. 45). Na snímcích byly patrné i původní hranice zrn. Zároveň od metody SLM nebyla pozorována celulární struktura, která i v případě LMD bývá často běžná.



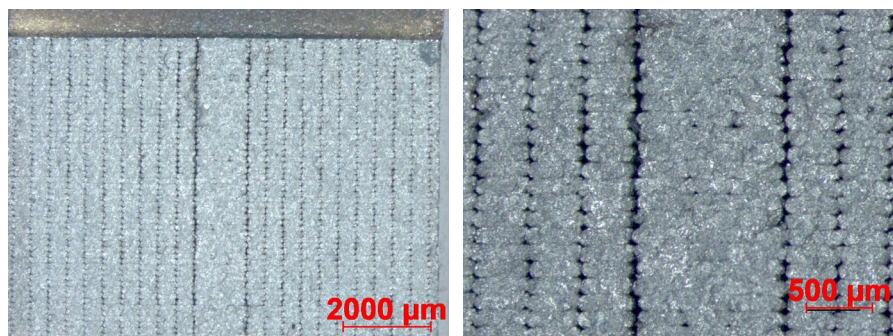
Obr. 45: Mikrostruktura LMD – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 5000x (uprostřed), zvětšení 3000x (vpravo)

## 7.9 Lomová plocha – stereomikroskop + SEM

Rozlomené vzorky po rázové zkoušce byly zkoumány z hlediska lomových ploch nejdříve na stereomikroskopu Nikon SMZ800. Poté byly lomové plochy podrobeny SEM analýze na elektronovém mikroskopu TESCAN VEGA3 a JEOL JSM-6490LV.

### 7.9.1 Lomová plocha – BMD

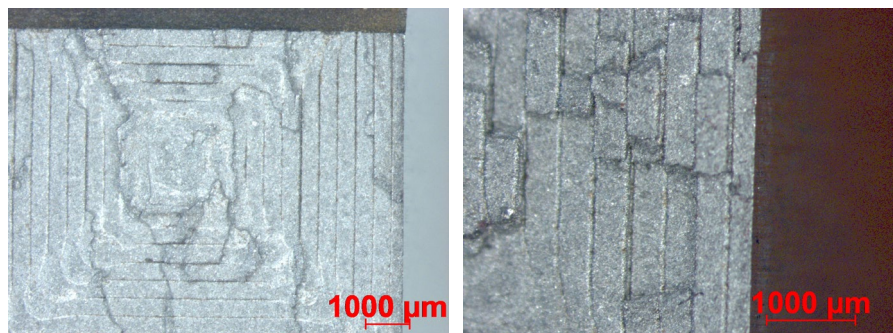
Na snímcích lomové plochy vzorku BHP byl dobře viditelný způsob stavění vrstev včetně poměrně velkých vzduchových mezer mezi sousedními nanášenými vrstvami. Lomová plocha byla plochá, bez vystupujících částí a tvořena pouze jednou vrstvou tisku. Jednotlivé mezery mezi vrstvami byly vyjma středové části vzorku podobné velikosti. Tato středová část byla složena ze třech vrstev, které vykazovaly minimální nespojitosti mezi sebou vůči zbytku vzorku (viz Obr. 46). Všechny přelomené vzorky vytištěné v horizontálním směru měly téměř totožnou lomovou plochu a nevykazovaly výrazné odlišnosti.



Obr. 46: Lomová plocha BHP – zvětšení 10x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo)

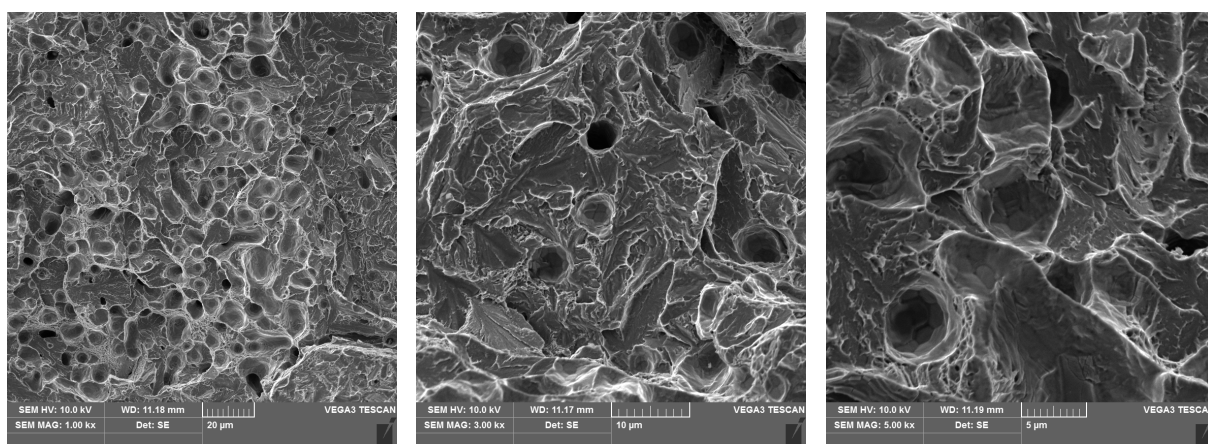
V případě vzorků BVP měla lomová plocha odlišný charakter. Na snímcích vzorků nebyly téměř patrné nespojitosti mezi jednotlivými tištěnými vrstvami. Zároveň lomová plocha byla naproti BHP vzorkům poměrně členitá a obsahovala více vrstev tisku (viz Obr 47). Na snímcích byl patrný mimo odlišného směru stavění i odlišný vzor tisku. Stejně jako v případě BHP měly všechny přelomené BVP vzorky podobný lomový charakter a nevykazovaly výrazné odlišnosti.





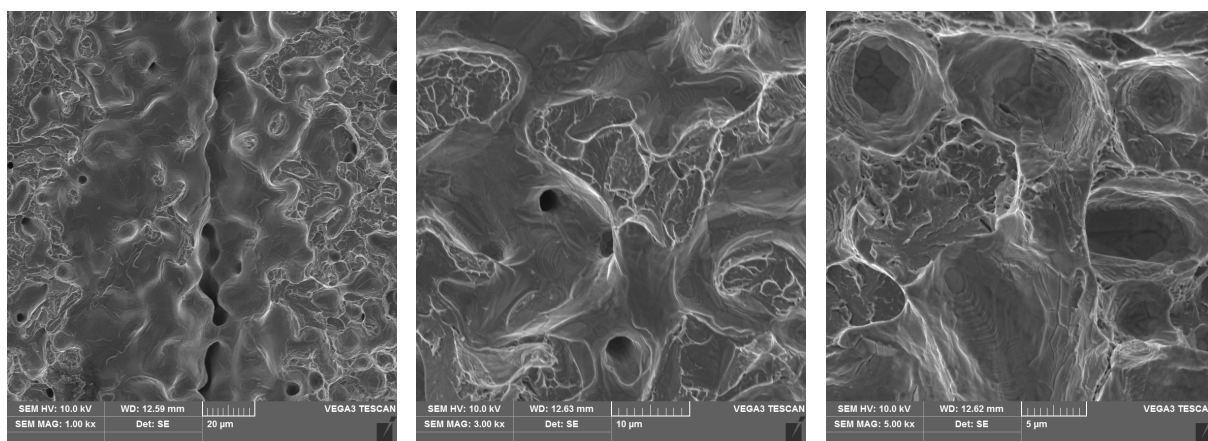
Obr. 47: Lomová plocha BVP – zvětšení 10x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo)

Na snímcích lomových ploch vzorků BHP ze skenovacího elektronového mikroskopu byly pozorované fazety křehkého štěpení včetně malých jamek tvarného porušení. Část lomové plochy je pokryta důlky/jamkami o různé morfologii a mělkými prohlubněmi (viz Obr. 48). Na povrchu lomové plochy jsou viditelné i jednotlivé neznámé částice popsané výše.



Obr. 48: Lomová plocha BHP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo)

V případě vzorků BVP se lomové plochy jen mírně odlišovaly od vzorku BHP. Lomové plochy obsahovaly větší množství mělkých prohlubní/útvárů. Zároveň na lomových plochách byly dobře viditelné nespojitosti mezi sousedními vrstvami tisku, které nebyly viditelné na stereomikroskopu (viz Obr. 49).

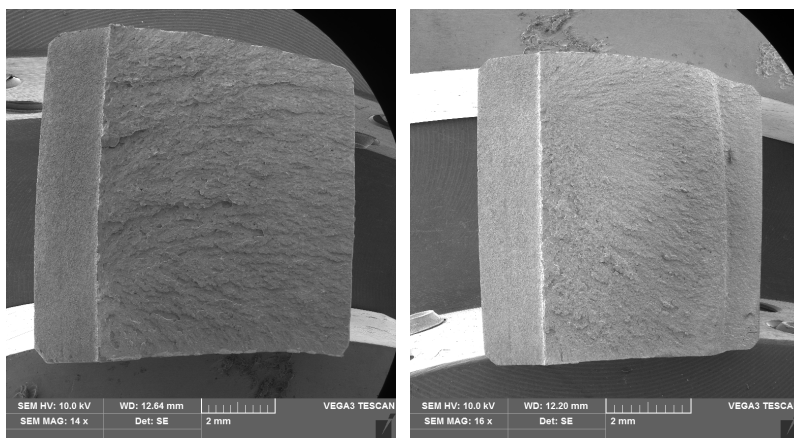


Obr. 49: Lomová plocha BVP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 3000x (uprostřed), zvětšení 5000x (vpravo)

K šíření lomu v obou případech došlo pravděpodobně pouze mezi jednotlivými vrstvami tisku z důvodu nedostatečné koheze sousedních nanesených vrstev a velkých vzduchových mezer mezi nimi. Odlišný charakter lomových ploch při makropohledu lze vysvětlit různou orientací tisku. V případě BHP se lomová plocha nachází v "řezu" jednotlivých vrstev. Naproti tomu u BVP se lomová plocha nachází mezi vrstvami nad sebou. Z těchto důvodů zde při makropohledu nejsou patrné výrazné nespojitosti mezi sousedními vrstvami tisku, ačkoliv se zde tyto nespojitosti opravdu nacházejí (viz Obr. 28 a 49). Vzhledem k výskytu jak štěpných fazet, tak jamkové morfologie, lze tento lom jak v případě BHP, tak v případě BVP popsat jako kvazikřehký. Mělké prohlubně, které jsou poměrně protáhlé, pravděpodobně vznikly nedokonalým propojením materiálu, které mohlo vzniknout například uvězněným plynem či zbylým rozpadlým termoplastickým pojivem. Hluboké důlky byly pravděpodobně utvořeny vytrhnutými částicemi. Z obrázku 49 (vlevo) je patrné nepropojení vedlejších vrstev a je pouze zřetelné natavení jednotlivých zrn při sintrování.

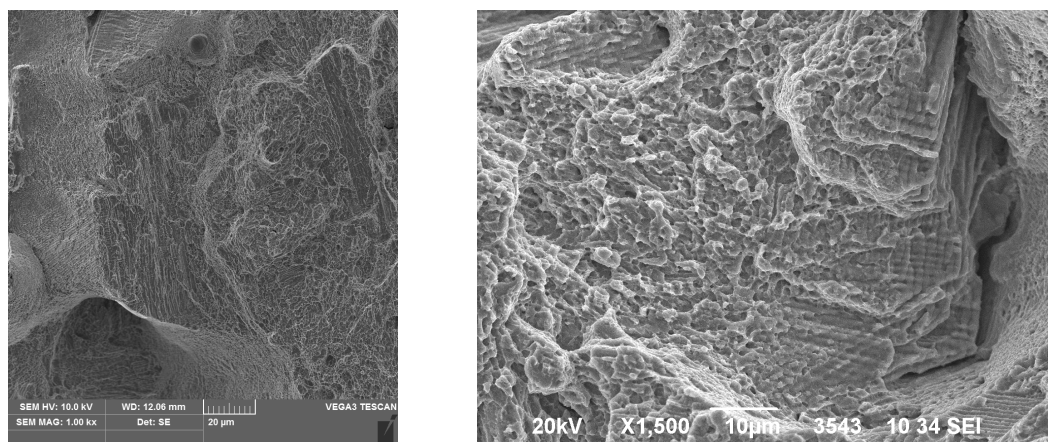
### 7.9.2 Lomová plocha – SLM

Vzorky SHP a SVP se již při makropohledu mírně lišily z hlediska lomové plochy. V případě SHP vzorků měla lomová plocha výraznější reliéf, než v případě SVP (viz Obr. 50).



Obr. 50: Lomová plocha – SHP – zvětšení 14x (vpravo), SVP – zvětšení 16x (vpravo)

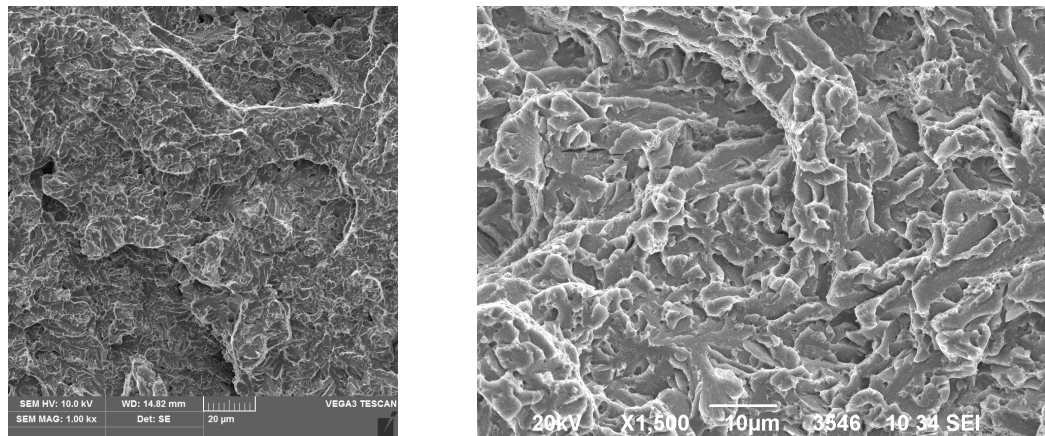
Na lomové ploše vzorku SHP převládá zejména velké množství malých tvárných jamek (viz Obr. 51). Místy lze i pozorovat jednotlivé dendrity s prázdným prostorem mezi jednotlivými osami dendritů. Ojedinele se vykytují i křehké fazety.



Obr. 51: Lomová plocha SHP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 1500x (vpravo)



Na rozdíl od vzorku SHP se na lomových plochách vzorků SVP malé jamky tvárného porušení vyskytovaly pouze zřídka. Lomové plochy tvořily zejména štěpné fazety (viz Obr. 52). Na snímcích je rovněž zjevná vějířovitá kresba fazet.

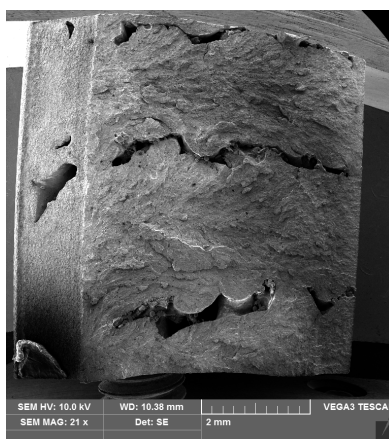


Obr. 52: Lomová plocha SVP – zvětšení 1000x (vlevo), zvětšení 1500x (vpravo)

Přestože jsou vzorky SHP a SVP vytištěny stejnou metodou, parametry tisku a liší se pouze orientací nanášení vrstev, převládá u nich rozdílný způsob porušení. Jelikož vzorek SHP obsahoval téměř po celé ploše velice jemnou jamkovou morfologii tvárného porušení, jedná se v tomto případě o porušení nízkoenergetickou tvárnou separací. V části vzorku však docházelo i k mezidendritickému lomu. Naproti tomu u vzorků SVP, které se vyznačovaly velkým množstvím štěpných fazet, došlo hlavně k transkrystalickému křehkému porušení. Jak u vzorku SHP, tak i u vzorků SVP bylo pozorované nedokonalé metalické spojení.

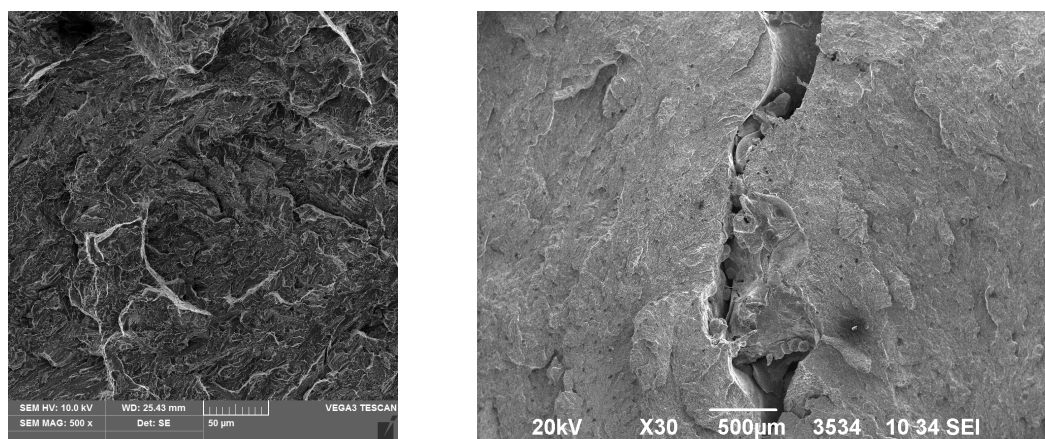
### 7.9.3 Lomová plocha – LMD

Při makropohledu lomové plochy byly dobře pozorovatelné nespojitosti zkoušeného vzorku, které prostupovaly napříč vzorkem kolmo na vrub (viz Obr. 53). Již při takto nízkém zvětšení si bylo možné povšimnout nenatavených částic v těchto nespojitostech.



Obr. 53. Lomová plocha LMD – zvětšení 21x

Na snímcích lomových ploch LHP byly zaznamenány štěpné fazety. Vzorky zároveň nevykazovaly téměř žádnou důlkovou morfologii (viz Obr. 54). Zajímavou oblastí lomové plochy byly však oblasti nespojitostí. V těchto nespojitostech byly zaznamenány nedokonale natavené částice kovového prášku. Zároveň tyto nespojitosti byly částečně vyplněny zřejmě oxidy. Pro ověření byla provedena EDS analýza, která zaznamenala vysoké hodnoty V, Cr, Al, Si, O.



Obr. 54: Lomová plocha LHP – zvětšení 500x (vlevo), zvětšení 30x (vpravo)

Vzhledem k výskytu štěpných fazet, došlo u vzorků LHP k transkrystalickému křehkému porušení. Oxidy, které se utvořily na povrchu a uvnitř nespojitostí vznikly nejspíše v důsledku nedokonalé ochrany návaru inertním plynem při tisku, a to tak, že došlo k zoxidování prvků na úkor železa. Zároveň poměrně větší množství nenatavených částic v pórech naznačuje nevhodně zvolený výkon laseru, popřípadě nevhodně zvolenou rychlost tisku, což potvrzuje předpoklad zmíněný v podkapitole 7.7.3.

## 7.10 Zkouška rázem v ohybu

Pro zjištění vrubové houževnatosti byla provedena zkouška rázem v ohybu na stroji Zwick Roell RKP 450. Vzorky byly opatřeny normovaným V-vrubem. Z důvodu omezeného množství vzorků pro jednotlivé metody tisku, nebyla rázová zkouška provedena pro stejný počet vzorků napříč technologiemi tisku. Ve všech případech došlo ke kompletnímu přeražení zkoušených vzorků.

Tab. 6: Hodnoty ze zkoušky rázem v ohybu

Metoda	Orientace	K [J]	KCV [J/cm <sup>2</sup> ]	Průměr KCV [J/cm <sup>2</sup> ]
BMD	BHP	4,5	5,6	-
-	BHP	4,7	5,9	<b>5,8</b>
-	BHP	4,7	5,9	-
-	BVP	2,1	2,6	-
-	BVP	2,2	2,8	<b>2,8</b>
-	BVP	2,3	2,9	-
SLM	SHP	11,3	14,1	<b>14,1</b>
-	SVP	5,5	6,9	<b>7,8</b>
-	SVP	6,9	8,6	-
LMD	LHP	3,2	4,0	-
-	LHP	4,5	5,6	<b>4,7</b>
-	LHP	3,6	4,5	-

Z tabulky 6 je patrné, že nejlepšího výsledku vrubové houževnatosti bylo dosaženo u vzorku vytištěného metodou SLM v horizontálním směru. Druhou nejlepší hodnotu vykazoval vzorek vytištěný stejnou metodou ve vertikálním směru. Tyto výsledky byly poměrně očekávané, neboť se jednalo o jediné vzorky, které byly vytištěny bez výrazných vad, zejména bez přítomnosti makropórů. Přesto hodnotu  $14,1 \text{ J/cm}^2$  nelze považovat zcela za relevantní vzhledem k tomu, že hodnota vychází pouze z jednoho vzorku. Obvykle se hodnoty vrubové houževnatosti pro ocel H13 vytištěné metodou SLM pohybují pod  $10 \text{ J/cm}^2$ .

Nejhorších výsledků bylo dosaženo u metody BMD, konkrétně u vzorku vytištěného ve vertikálním směru. Takto nízkou hodnotu lze pravděpodobně připsat velké makropórovitosti a nedostatečné kohezi jednotlivých vrstev. Zajímavostí však je, že vzorky BHP, vytištěné stejnou metodou v horizontálním směru dosahují dvojnásobné hodnoty vrubové houževnatosti i přesto, že obsahují stejně velké vady jako vzorky BVP. Jednou z možných příčin výrazně vyšší hodnoty vrubové houževnatosti by mohl být způsob přelomení vzorků. V případě BHP se vzorky lámaly přes jednotlivé vrstvy (viz Obr. 46), kdežto u vzorků BVP docházelo k přelomení přes vrstvy umístěné nad sebou. Tyto vrstvy mají poměrně malou kohezi a mají mezi sebou velké množství mělkých prohlubní, které zeslabují průřez vzorku (viz Obr. 49). Vzorky se také lišily vzorem tisku, kde u vzorků BHP byly vrstvy kladené jedna na druhou, kdežto v případě vzorků BVP byly tisknuty do zmenšujících se čtverců. Tento čtvercový vzor by však teoreticky měl být příznivější proti šíření trhliny než u BHP vzorků.

Druhé nejnižší hodnoty vrubové houževnatosti byly naměřeny u vzorků vytištěných metodou LMD. Tento výsledek byl pravděpodobně zapříčiněn hlavně velkým množstvím nespojitostí a značně nehomogenní mikrostrukturou.

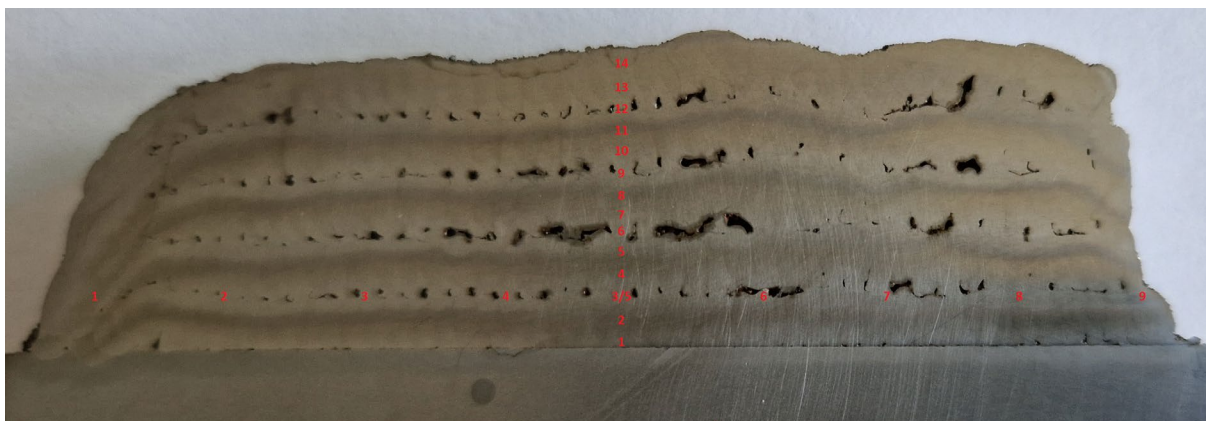
Přestože zkouška rázem v ohybu byla provedena pro značně omezené množství vzorků, i tak lze říci, že směr orientace tisku u jednotlivých metod tisku má značný vliv na hodnotu vrubové houževnatosti.

## 7.11 Zkouška tvrdosti dle Vickerse

Zkouška tvrdosti byla provedena na zařízení Mitutoyo AVK CO 1 při nominálním zatížení  $98,07 \text{ N}$ . Tvrdost jednotlivých vzorků byla změřena třemi náhodnými vtisky v průřezu vzorku. Průměrné hodnoty jsou uvedené v tabulce 8. V případě návaru LMD byl změřen průběh tvrdosti napříč vzorkem.

### 7.11.1 Průběh tvrdosti návaru

Kvůli velké heterogenitě tisku a vzájemnému teplotnímu ovlivnění jednotlivých vrstev byla zdokumentována tvrdost návaru pomocí průběhu tvrdosti napříč vzorkem ve vertikálním a horizontálním směru. Vertikálně byla tvrdost změřena ve čtrnácti bodech, horizontálně v devíti bodech (pátý bod byl využit z vertikálního směru měření). Měření probíhalo ručně z důvodu poměrně velkých nespojitostí. Z těchto důvodů se mohou jednotlivé rozestupy mezi vtisky mírně lišit (viz Obr. 55). Horizontální vtisky byly převážně směřovány mimo tepelně ovlivněnou oblast.



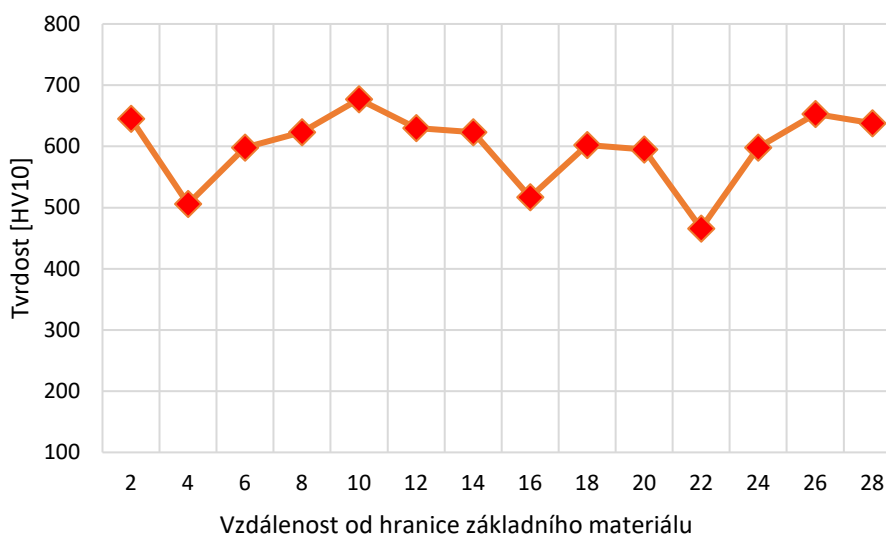
Obr. 55: Průběh tvrdosti – body vtisků

Vtisky 1 až 14 byly provedené na návaru vertikálně. Hodnoty tvrdostí těchto vtisků značně kolísají (viz Tab. 7). Toto kolísání hodnot tvrdostí je způsobeno umístěním jednotlivých vtisků. Vtisky, které byly přímo umístěny v tepelně ovlivněné oblasti (2, 8, 11) vykazují nejnižší tvrdost z důvodu popuštění martenzitu. Nejvyšších tvrdostí bylo dosaženo u vtisků umístěných v jednotlivých vrstvách tisku, které byly minimálně tepelně ovlivněny. Kompletní průběh tvrdosti vertikálně napříč vzorkem zobrazuje obrázek 56.

Tab. 7: LHP – hodnoty tvrdostí

Vtisk		1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Vert.	Tvrdość	645	506	598	623	677	630	623	517	602	595	466	589	653	638
Horz.	[HV10]	522	576	609	589	598	592	589	604	597	-	-	-	-	-

Vtisky vedené horizontálně napříč vzorkem vykazovaly pouze malé rozdíly hodnot tvrdostí mezi sebou. Výjimkou byl pouze vtisk č. 1. Malé kolísání hodnot tvrdostí lze připsat způsobu vedení vtisků, neboť většina byla vedena v druhé vrstvě tisku mimo tepelně ovlivněnou oblast. Z těchto důvodů vykazují naměřené hodnoty malé rozdíly, oproti vertikálně naměřeným hodnotám.



Obr. 56: Průběh tvrdosti LMD návaru

Nejmenší naměřená tvrdost byla u vzorků vytištěných metodou BMD (viz Tab. 8). Hodnoty tvrdosti se lišily mezi směrem tisku minimálně, proto lze předpokládat, že orientace tisku nemá přílišný vliv na výslednou tvrdost. Zajímavostí však je, že bylo dosaženo výrazně vyšší tvrdosti, než udává materiálový list výrobce (viz Obr. 20). Vyšší tvrdost po tisku mohla být zapříčiněna neřízeným ochlazováním v sintrovací peci. Rozdíl mezi naměřenými hodnotami tvrdostí u jednotlivých vzorků je poměrně malý. To lze přisuzovat homogenní struktuře vzorků.

V případě vzorků vytištěných metodou SLM je rozdíl tvrdosti mezi naměřenými vzorky lišící se orientací tisku podobně jako u BMD minimální. Lze tedy opět předpokládat, že ani u metody SLM není tvrdost ovlivněna orientací tisku. Výrazně vyšší tvrdost, než v případě metody BMD, si lze vysvětlit rapidním ochlazováním roztaveného kovu a extrémně jemnou mikrostrukturou vzorků.

Nejvyšší tvrdost byla naměřena u metody LMD. Hodnoty tvrdosti však značně kolísaly (rozdíl mezi nejvyšší a nejnižší naměřenou hodnotou je 211 HV10) vzhledem k umístění daného vtisku (viz průběh tvrdosti návaru).

**Tab. 8: Hodnoty naměřených tvrdostí vzorků**

Metoda	Orientace	Tvrdost [HV10]	Průměrná hodnota tvrdosti [HV10]
BMD	BHP	392	-
-	BHP	380	<b>385</b>
-	BHP	383	-
-	BVP	386	-
-	BVP	391	<b>393</b>
-	BVP	401	-
SLM	SHP	596	-
-	SHP	581	<b>589</b>
-	SHP	589	-
-	SVP	583	-
-	SVP	589	<b>588</b>
-	SVP	593	-
LMD	LHP	viz průběh	<b>597</b>

## 7.12 Tribologie

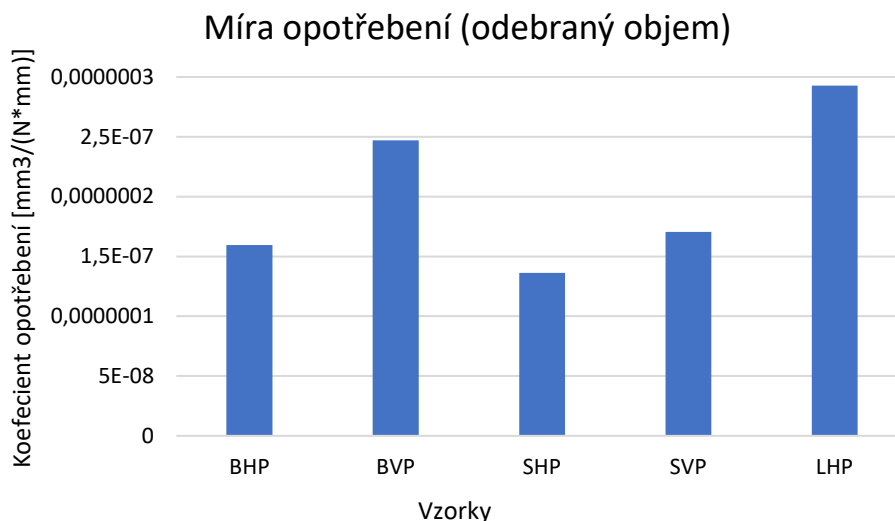
Pro vyhodnocení tribologických vlastností vzorků byla zvolena metoda Pin-on-Disc. Měření bylo provedeno na tribometru Anton Paar TBR3. K měření byla využita kulička z Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o průměru 6 mm. Test byl proveden při zatěžující síle 10 N a o počtu 10000 cyklů. Z důvodu omezeného množství vzorků byl proveden pouze jeden test pro každou metodu tisku a její orientaci. Měření probíhalo na všech vzorcích v rovině kolmé na směr stavění vrstev.

Pro vyhodnocení opotřebení byla zvolena metoda hmotnostního úbytku a metoda množství objemu drážky (měřená šířka drážky). Z důvodu velké pórovitosti jednotlivých vzorků lze metodu hmotnostního úbytku v tomto případě považovat za méně přesnou z důvodu zatečení lihu do četných pórů, což mohlo ovlivnit výslednou hmotnost. Pro měření šířky drážky v případě metody objemu drážky bylo provedeno měření v osmi místech po 45° (viz Obr 59).

Tab. 9: Naměřené hodnoty pro metody vyhodnocení přes odebraný objem a hmotnostní úbytek

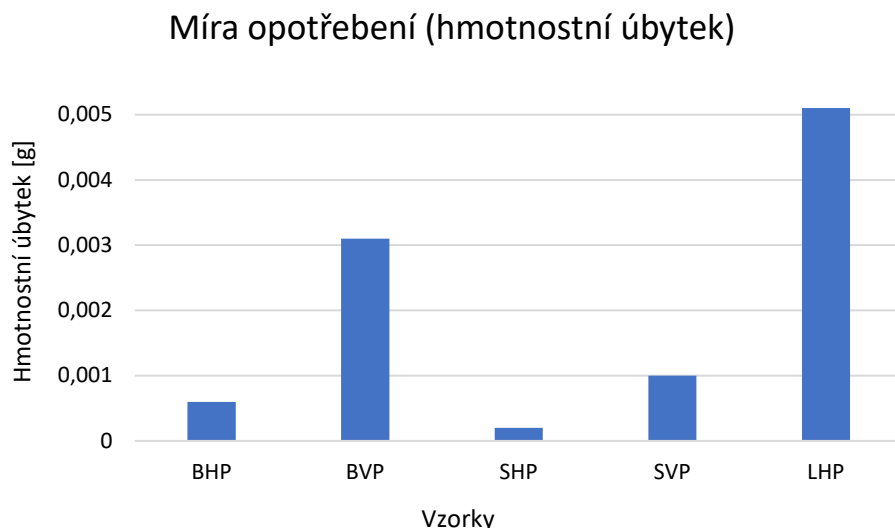
Vzorek	V [mm <sup>3</sup> ]	W [mm <sup>3</sup> /(N*mm)]	Hmotnost před zkouškou [g]	Hmotnost po zkoušce [g]	Úbytek [g]
BHP	0,300902399	1,59634E-07	27,7789	-27,7783	0,0006
BVP	0,465660608	2,47041E-07	16,7896	-16,7865	0,0031
SHP	0,256635395	1,36149E-07	30,6567	-30,6565	0,0002
SVP	0,32151321	1,70568E-07	13,1773	-13,1763	0,0010
LHP	0,551851511	2,92766E-07	27,3876	-27,3825	0,0051

Z tabulky naměřených hodnot pro jednotlivé metody, popřípadě z grafů (viz Obr. 57 a 58) vyplývá, že největší odolnost proti opotřebení má vzorek SHP. Druhá nejlepší hodnota byla změřena na vzorku BHP, následovaný vzorkem SVP. Nejhorší z naměřených vzorků dopadl vzorek LHP.



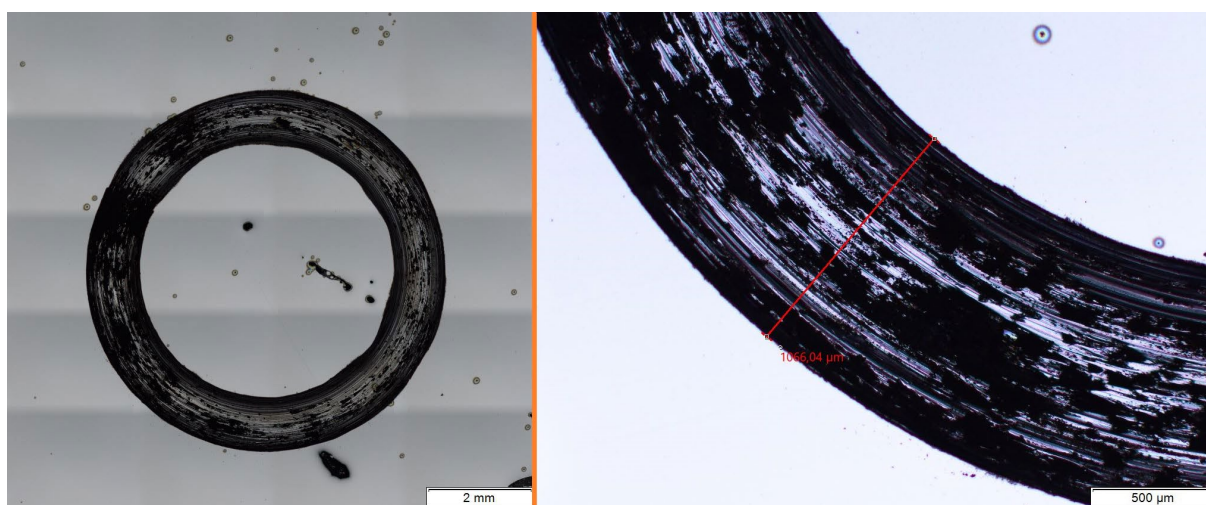
Obr. 57: Graf míry opotřebení – metoda odebraného objemu





**Obr. 58: Graf míry opotřebení – metoda hmotnostního úbytku**

Nejlepší odolnost vzorku SHP proti opotřebení byla poměrně očekávána, neboť dosahuje nejlepších vlastností napříč zmíněnými testy. Má minimální pórovitost, velice jemnou strukturu mikrostruktury a minimální rozdíly tvrdosti napříč vzorkem. Zajímavostí je poměrně dobrá odolnost proti opotřebení vzorku BHP, přestože je vzorek extrémně pórovitý a koheze jednotlivých vrstev je poměrně malá. Vzorek má však poměrně homogenní strukturu a minimální rozdíly v tvrdosti napříč vzorkem. Tyto vlastnosti mohly výrazně přispět k dané odolnosti proti opotřebení. Otázkou zůstává, z jakého důvodu vzorek BVP vyrobený stejnou technologií, pouze rozdílným směrem tisku, vyšel výrazně hůře než vzorek BHP. Jednou z možných příčin je pravděpodobně velice nízká koheze vrstev, neboť hodnoty z rázové zkoušky vyšly téměř poloviční naproti vzorku BHP. Poměrně neočekávaný výsledek je i u vzorku SVP, který v obou metodách vyšel mírně horší než BHP vzorek. SVP vzorek, stejně jako SHP vzorek nevykazoval téměř žádné vady tisku, a přesto jeho hodnoty byly horší než u zmiňovaného BHP vzorku s extrémní pórovitostí a nízkou kohezí vrstev. Výsledky vzorku LHP byly poměrně očekávané z důvodu velikých nespojitostí, značně nehomogenní struktury a velkého kolísání tvrdosti napříč vzorkem.



**Obr. 59: Pin-on-Disc test: stopa mezikruží na vzorku LMD**



## 8 Diskuse

Z provedených analýz vyplývá, že téměř všechny vzorky obsahovaly určitou pórovitost či nespojitosti. Nejmenší pórovitost byla zaznamenána u vzorků vytištěných metodou SLM. Největší nespojitosti byly pozorovány u metody LMD, kde jednotlivé nespojitosti dosahovaly několika mm. Na povrchu těchto nespojitostí bylo zaznamenáno utvoření oxidů včetně nenataveného prášku, který se nacházel uvnitř těchto nespojitostí. Tyto zjištění naznačují nevhodně zvolené parametry tisku a dalo by se jim pravděpodobně předejít vhodně zvolenými parametry. Poměrně velká makropórovitost byla zaznamenána i v případě BMD vzorků. Makropórovitost vzorků BMD je pravděpodobně způsobena podstatou metody, kdy došlo k nedokonalému zaplnění prostoru mezi nanášenými vrstvami. Tuto pórovitost nelze pravděpodobně odstranit. Přestože vzorky byly vyhodnoceny pouze v tepelně nezpracovaném stavu, tak nelze očekávat vymizení jakýchkoliv pórů či necelistvostí po běžném tepelném zpracování. Z těchto důvodů lze považovat v danou chvíli metodu BMD za značně nevhodnou pro tisk jakýkoliv nástrojů z nástrojové oceli H13. Ovšem výrobce si byl těchto vad nejspíše vědom, neboť v současnosti již daný materiál nenabízí a představil jeho upravenou verzi. Lze tedy očekávat, že aktuálně dostupný materiál bude již dosahovat výrazně lepších hodnot než u vzorků zkoumaných v této práci a nebude obsahovat takto velké množství vad. Dále lze přepokládat, že ani v případě vytištění vzorků LMD vhodnými ověřenými parametry tisku by se výsledná pórovitost neblížila hodnotám SLM, neboť bylo zaznamenáno výrazně větší množství mikropórů ve vzorcích oproti metodě SLM. Nižší pórovitost SLM metody je nejspíše dána dokonalejší ochranou natavovaného prášku před oxidací. Vrstvy jsou zároveň tisknuty o menších tloušťkách, což snižuje riziko nedokonalého roztavení prášku a tím i snížení pórovitosti.

Ve všech případech byla zaznamenána martenzitická, či bainitická struktura. Ve strukturách vzorků se pravděpodobně vyskytoval i zbytkový austenit z důvodu poměrně nízké teploty  $M_f$ . Z hlediska homogenity mikrostruktury vykazovaly vzorky, vyjma vzorků vytištěných metodou BMD, poměrně heterogenní strukturu, což přesně koreluje se zjištěnou teorií v diplomové práci. Nehomogenní oblasti struktury u vzorků SLM však byly tak malé, že pravděpodobně neměly výrazný vliv na průběh vlastností při prováděných testech. Naproti tomu u vzorků LMD byly heterogenity pozorovatelné již při malých zvětšeních. LMD vzorky měly výrazně větší nehomogenity než SLM z důvodu značného tepelného ovlivnění od předchozích vrstev. Zmíněná heterogenita u vzorků tištěných SLM a LMD by pravděpodobně byla z většiny odstraněna následným tepelným zpracováním. Vzorky vytištěné LMD a SLM na rozdíl od metody BMD neobsahovaly částice neznámého původu. Lze předpokládat, že tyto částice by pravděpodobně utvářely koncentrátoři napětí v tištěných dílech a zvyšovaly riziko porušení (pokud zanedbáme již zmíněnou velkou pórovitost). K vymizení těchto částic by pravděpodobně nedošlo ani po provedení běžného tepelného zpracování. Z těchto důvodů nelze opět považovat v aktuální chvíli metodu BMD za vhodnou pro tisk dílů z oceli H13, zejména pro výrobu nástrojů.

Nejllepších výsledků z hlediska hodnot vrubové houževnatosti bylo dosaženo u vzorků vytištěných metodou SLM v horizontálním směru ( $14,1 \text{ J/cm}^2$ ). Tento vzorek se zároveň jako jediný porušil tvárně (nízkoenergetická tvárná separace). Ostatní vzorky se porušily křehce či kvazikřehce. Všechny vzorky zároveň vykazovaly na lomových plochách nedokonalé metalické propojení. Nejméně jich však bylo pozorováno na vzorku SLM v horizontálním směru, díky čemu nejspíše dosáhl tento vzorek takto vysoké hodnoty vrubové houževnatosti oproti zbylým testovaným vzorkům. Druhých nejlepších hodnot vrubové houževnatosti bylo dosaženo u vzorků vytištěných vertikálně metodou SLM. Z těchto výsledků byl prokázán vliv orientace tisku na vrubovou houževnatost vzorků. Podobně tomu bylo i u metody BMD,

kde vzorky s vertikálním směrem stavění měly nejnižší hodnoty vrubové houževnatosti ( $2,8 \text{ J/cm}^2$ ), kdežto tištěné vzorky v horizontálním směru dosahovaly více než dvojnásobných hodnot, konkrétně  $5,8 \text{ J/cm}^2$ . Vzorky vytištěné metodou LMD v horizontálním směru dosáhly druhých nejnižších hodnot vrubové houževnatosti. Jak je z výsledků patrné, tak vrubová houževnatost úzce souvisí s výslednou pórovitostí dílů a ostatními nespojitostmi nacházejícími se ve vzorcích. Z těchto výsledků tedy jednoznačně vyplývá, že nevhodnější metoda aditivní výroby pro ocel H13 z hlediska hodnot vrubové houževnatosti je SLM.

Nejvyšších hodnot tvrdosti (677 HV10) bylo dosaženo v návaru metodou LMD. Toto zjištění je poměrně překvapivé, neboť nejvyšší tvrdost byla očekávaná spíše u vzorků SLM, kde je výrazně menší tavná lázeň a dochází k rychlejšímu odvodu tepla. Hodnoty tvrdostí zde však značně kolísaly vzhledem k umístění vtisku a v některých případech se lišily o více než 200 HV10. Jak již bylo několikrát zmíněno, kolísání tvrdosti bylo zapříčiněno velkou heterogenitou vzorku. Druhé nejvyšší hodnoty měly vzorky vytištěné metodou SLM. Konkrétně dosahovaly průměrné tvrdosti 589 HV10 u horizontálních vzorků a 588 HV10 v případě vertikálních vzorků. Zde již ke kolísání hodnot tvrdosti nedocházelo díky velice malým oblastem tepelného ovlivnění, kterými se metoda SLM vyznačuje. Nejnižší hodnoty byly naměřeny u vzorků BMD (průměrně 385 HV10 horizontální vzorky, 393 HV10 vertikální vzorky). Zde je však nutno brát v úvahu, že nižší hodnoty byly pravděpodobně způsobeny výrazně pomalejším ochlazováním vůči metodám SLM a LMD, a tím došlo ke vzniku výrazně měkčí mikrostruktury. Z celkových výsledků bylo zjištěno, že směr orientace tisku na rozdíl od vrubové houževnatosti nemá výrazný vliv na tvrdost. Vhodnost jednotlivých metod pro tisk dílů z nástrojové oceli H13 lze z těchto výsledků obtížně určit, neboť výsledné tvrdosti po tisku byly hlavně ovlivněny rychlostí ochlazování a také tepelným ovlivněním od předchozích vrstev u metod SLM a LMD. Přesto lze konstatovat, že nevhodnější metoda je opět SLM, neboť dosahuje poměrně vysoké tvrdosti a minimálního kolísání hodnot napříč vzorkem.

V případě výsledků vzorků odolnosti proti opotřebení, bylo dosaženo opět nejlepších hodnot u vzorku vytištěného v horizontálním směru metodou SLM. Výrazně hůře však vyšel vzorek vytištěný vertikálně, přestože byl vzorek vytištěn stejnými parametry tisku, měl stejnou mikrostrukturu a vykazoval minimální pórovitost. Vzhledem k tomu, že nebyla nalezena přímá spojitost, která by zhoršovala odolnost proti opotřebení, lze předpokládat, že výrazný rozdíl v odolnosti mezi vertikálním a horizontálním vzorkem byl zřejmě zapříčiněn pouze možnou chybou měření v důsledku malého množství vzorků. Nejhůře vyšel vzorek vytištěný metodou LMD. Jak již bylo zmíněno, špatná odolnost proti otěru byla pravděpodobně zapříčiněna velkou heterogenitou vzorku, četnými nespojitostmi a kolísáním hodnot tvrdostí napříč vzorkem. Poměrně dobrých výsledků bylo dosaženo i v případě vzorků vytištěných horizontálně metodou BMD. Druhý nejhůře vyšel vzorek vytištěný metodou BMD a tištěný ve vertikálním směru. Z výsledků vyplývá, že v případě některých metod má orientace tisku pravděpodobně vliv na odolnost proti opotřebení. Nevhodnější metoda pro tisk z nástrojové oceli H13 z hlediska odolnosti proti opotřebení je opět SLM.

## Závěr

Tato diplomová práce na téma porovnání vlastností kovových dílů vyrobených různými aditivními technologiemi obsahuje základní přehled současné technologie aditivní výroby kovů včetně vybraných metod 3D tisku kovů. V úvodu se práce krátce zabývá historií aditivní výroby a řeší její současné dělení. Dále práce popisuje vybrané metody 3D tisku kovů, které podrobně popisuje z hlediska jejich principu, výhod, nevýhod a dosažitelných vlastností metod. Práce se rovněž krátce zabývá nástrojovou ocelí H13 a jejím současným využitím v aditivní výrobě.

Cílem experimentální části práce bylo porovnání vlastností jednoduchých dílů z oceli H13 po tisku vyrobených vybranými technologiemi aditivní výroby. Konkrétně se jednalo o technologie Bound Metal Deposition, Selective Laser Melting a Laser Metal Deposition. Vytiskované vzorky byly porovnávány z hlediska mikrostruktury, pórovitosti, tvrdosti, vrubové houževnatosti a odolnosti proti otěru. Zároveň v diplomové práci byla provedena analýza lomových ploch a řešen vliv orientace tisku. V závěru práce byly jednotlivé výsledky porovnány a určena vhodnost daných metod pro tisk dílu z oceli H13.

Na základě výsledků provedených analýz lze považovat za nejvhodnější metodu z porovnávaných metod aditivní výroby Selective Laser Melting. Tato metoda dosáhla nejlepších výsledků téměř ve všech provedených testech. Zejména ve zkoušce rázem v ohybu, kde vzorek tištěný v horizontálním směru dosáhl hodnoty  $14,1 \text{ J/cm}^2$ , čímž výrazně předčil všechny zkoumané vzorky. Výrazně lepších výsledků bylo dosaženo zejména v důsledku minimální pórovitosti a necelistvosti těchto vzorků, oproti vzorkům vytisknutým ostatními zkoumanými metodami. Na základě výsledků práce bylo také zjištěno, že vliv orientace tisku ovlivňuje zejména vrubovou houževnatost a částečně odolnost proti otěru, zatímco na tvrdost má minimální vliv.

Důležité je však zmínit, že dané posouzení z hlediska vhodnosti tisku dílů z nástrojové oceli H13 nelze brát zcela za jednoznačně vypovídající, neboť tato práce zkoumala pouze vzorky po tisku, přestože se nástrojová ocel H13 převážně používá pouze po tepelném zpracování. Zároveň vypovídající schopnost je snížena poměrně malým počtem zkušebních vzorků z důvodu jejich počátečního omezeného množství a nevhodně zvolenými parametry tisku v případě metody Laser Metal Deposition, které vedly k velkým vadám tisku. I přes určité zmíněné nedostatky lze tuto práci považovat za přínosnou, neboť nám dává poměrně dobrou představu o možných dosažitelných vlastnostech jednotlivých metod po tisku. Za velký přínos práce lze zároveň považovat i to, že rozšiřuje poměrně malé množství současně dostupných studií týkající se metody Bound Metal Deposition, a to zejména v oblasti tisku z nástrojové oceli H13, neboť na toto téma nebyla v současnosti provedena jiná práce.

Do budoucna by bylo vhodné provést další výzkum na podobné téma, neboť potenciál této oblasti je pro budoucí využití velký a v současnosti stále málo prozkoumaný. Nový výzkum by se měl nejlépe zaměřit na provedení testů na výrazně větším množství vzorků pro zajištění větší věrohodnosti výsledků. Výzkum by bylo vhodné také rozšířit i o jiné metody zkoumání, zejména o tahovou zkoušku, popřípadě i EBSD. Zároveň je nutno zajistit, aby vzorky vytisknuté metodou Laser Metal Deposition byly vytisknuty ověřenými parametry tisku, které vedou ke vzorkům bez výrazných vad.

## Seznam citované literatury

- [1] VTÍPIL, Jaroslav. Aditivní technologie (nejen) v leteckém průmyslu. *MM Průmyslové spektrum* [online]. 11.4.2018 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/aditivni-technologie-nejen-v-leteckem-prumyslu>
- [2] Rozvoj a současná úloha aditivní výroby. *MM Průmyslové spektrum* [online]. 16.11.2016 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.mmspektrum.com/clanek/rozvoj-a-soucasna-uloha-aditivni-vyroby>
- [3] A Closer Look at Bound Metal Deposition™: Let's take a deep dive into the 3D printing technology behind Desktop Metal's Studio System. *Proto3000* [online]. 30.8.2018 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://proto3000.com/3d-printing/metal-3d-printing/deep-dive-bound-metal-deposition/>
- [4] Deep Dive: Bound Metal Deposition (BMD). *Desktop Metal®* [online]. 2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.desktopmetal.com/resources/deep-dive-bmd>
- [5] Metal 3D Printing. *Metal3D* [online]. 2020 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.metal3d.gr/en/metal3d>
- [6] J. WATSON, Alexander. *Development and Characterization of Bound Metal Deposition Including Laser Ablation*. Orono, 2020. Diplomová práce. University of Maine.
- [7] Studio System 2. *Additive Systems* [online]. 2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://additivesystems.cz/produkty/studio-system-2/>
- [8] PEYRE, Patrice. *Additive Manufacturing of Metal Alloys 1: Processes, Raw Materials and Numerical Simulation*. 1. London: Wiley-ISTE, 2022. ISBN 978-1-789-45054-5.
- [9] All About Laser Metal Deposition 3D Printing. *Thomas* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.thomasnet.com/articles/custom-manufacturing-fabricating/all-about-laser-metal-deposition-3d-printing/>
- [10] LANG, Melanie. An overview of laser metal deposition: This emerging technology is not just for very large manufacturers. *The Fabricator* [online]. 6.11.2017 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.thefabricator.com/thefabricator/article/additive/an-overview-of-laser-metal-deposition>
- [11] HERZOG, Dirk, Vanessa SEYDA, Eric WYCISK a Claus EMMELMANN. Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia* [online]. 15.9.2016 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>
- [12] *3D Printing: Breakthroughs in Research and Practice*. 1. Hershey PA: IGI Global, 2016. ISBN 978-1522516774.
- [13] MODUPE MAHAMOOD, Rasheedat. *Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys, and Composite Materials*. 1. Manchester: Springer International Publishing, 2018. ISBN 1619-0181.
- [14] GRAF, Benjamin, Stefan AMMER, Andrey GUMENYUK a Michael RETHMEIER. Design of Experiments for Laser Metal Deposition in Maintenance, Repair and Overhaul Applications. International Through-life Engineering Services Conference [online]. 2013 [cit. 2022-12-03]. Dostupné z: doi:<http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2013.07.031>

- [15] MAHAMOOD, R. M. a E. T. AKINLABI. Effect of Powder Flow Rate on Surface Finish in Laser Additive Manufacturing Process. *IOP Conference Series Materials Science and Engineering* [online]. 2018 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/391/1/012005>
- [16] WOLF, Markus. Improving the Efficiency of the DMLD Process: How particle size and laser spot size influence process quality and efficiency. *Additive Manufacturing* [online]. 1.9.2016 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1002/latj.201600028>
- [17] VERHAEGHE, Geert a Paul HILTON. The effect of spot size and laser beam quality on welding performance when using high-power continuous wave solid-state lasers. *International Congress on Laser Materials Processing and Laser Microfabrication* [online]. 2005 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.2351/1.5060500>
- [18] THAWON, Itthidet a Thongchai FONGSAMOOTR. *Investigation of the Mechanical Properties of Additively Manufactured Metal Parts with Different Relative Densities* [online]. 2022 [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.3390/app12199915>
- [19] MAHAMOOD, Rasheedat M., Esther T. AKINLABI, Mukul SHUKLA a Sisa PITYANA. Characterizing the Effect of Processing Parameters on the Porosity of Laser Deposited Titanium Alloy Powder. *International MultiConference of Engineers and Computer Scientists* [online]. 2014 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [http://www.iaeng.org/publication/IMECS2014/IMECS2014\\_pp904-908.pdf](http://www.iaeng.org/publication/IMECS2014/IMECS2014_pp904-908.pdf)
- [20] MAHAMOOD, R.M. a E.T.AKINLABI. Laser metal deposition of functionally graded Ti6Al4V/TiC. *Materials & Design* [online]. 2015 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.135>
- [21] FROEND, M., V. VENTZKE, F. DORN, N. KASHAEV, B. KLUSEMANN a J. ENZ. Microstructure by design: An approach of grain refinement and isotropy improvement in multi-layer wire-based laser metal deposition. *Materials Science and Engineering* [online]. 20.1.2020 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138635>
- [22] YADROITSEV, Igor, Ina YADROITSAVA, Anton DU PLESSIC a Eric MACDONALD. *Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals* [online]. 1. Elsevier, 2021 [cit. 2022-12-01]. ISBN 9780128240915. Dostupné z: <https://www.elsevier.com/books/fundamentals-of-laser-powder-bed-fusion-of-metals/yadroitsev/978-0-12-824090-8>
- [23] BRANDT, Miland. *Laser Additive Manufacturing: Materials, Design, Technologies, and Applications*. 1. Amsterdam: Elsevier, 2016. ISBN 9780081004333.
- [24] All About Selective Laser Melting 3D Printing. *Thomas* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.thomasnet.com/articles/custom-manufacturing-fabricating/selective-laser-melting-3d-printing/>
- [25] DOKOUPIL, Filip. *Zpracování slitiny 2618 pomocí technologie Selective Laser Melting*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce David Paloušek.
- [26] YEN YAP, Chor, Swee LEONG SING a Z. H. LIU. *Review of selective laser melting: Materials and applications* [online]. 2015 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<http://dx.doi.org/10.1063/1.4935926>
- [27] GOR, Meet, Harsh SONI, Vishal WANKHEDE, Pankaj SAHLOT, Krzysztof GRZELAK, Ireneusz SZACHGLUCHOWICZ a Janusz KLUCZYŃSKI. A Critical Review on Effect of Process Parameters on Mechanical and Microstructural Properties of Powder-Bed Fusion Additive Manufacturing of SS316L. *Materials* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.3390%2Fma14216527>

- [28] 1.2344 / X40CRMOV5-1 / 19554 / H13 / TLH. *ToolSteel* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <http://toolsteel.cz/1-2344-x40crmov5-1-19554-h13-tlh/>
- [29] H13 Tool Steel - Chromium Hot-Work Steels. *Azom* [online]. 10.7.2013 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=9107>
- [30] NAZMI HELMI ALJAMAL, SAMEH. *Process Optimization of Additive Manufacturing of Tool Steels*. Gothenburg, 2019. Diplomová práce. CHALMERS UNIVERSITY OF TECHNOLOGY.
- [31] TROJAN, Karel, Václav OCELÍK, Jiří ČAPEK a Jaroslav ČECH. Microstructure and Mechanical Properties of Laser Additive Manufactured H13 Tool Steel. *Metals* [online]. 24.1.2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.3390/met12020243](https://doi.org/10.3390/met12020243)
- [32] WANG, Jintao, Shouping LIU, Yunpeng FANG a Zhongrui HE. A short review on selective laser melting of H13 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 9.6.2020 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1007/s00170-020-05584-4](https://doi.org/10.1007/s00170-020-05584-4)
- [33] LEI, Fei, Tao WEN a Feipeng YANG. Microstructures and Mechanical Properties of H13 Tool Steel Fabricated by Selective Laser Melting. *Materials* [online]. 6.5.2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.3390/ma15072686](https://doi.org/10.3390/ma15072686)
- [34] YAN, J. J. a D. L. ZHENG. Selective laser melting of H13: microstructure and residual stress. *Journal of Materials Science* [online]. 17.7.2017 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1007/s10853-017-1380-3](https://doi.org/10.1007/s10853-017-1380-3)
- [35] REN, Bo, Dehong LU, Rong ZHOU, Zhenhua LI a Jieren GUAN. Preparation and mechanical properties of selective laser melted H13 steel. *Journal of Materials Research* [online]. 13.12.2018 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1557/jmr.2019.10](https://doi.org/10.1557/jmr.2019.10)
- [36] VÉLE, Filip, Michal ACKERMANN, Václav BITTNER a Jiří ŠAFKA. Influence of Selective Laser Melting Technology Process Parameters on Porosity and Hardness of AISI H13 Tool Steel: Statistical Approach. *Materials* [online]. 14.10.2021 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.3390%2Fma14206052](https://doi.org/10.3390%2Fma14206052)
- [37] SUN, Yiwei, Jialong WANG, Menglin LI, Yuxuan WANG, Changhao LI, Ting DAI, Menglong HAO a Hui DING. Thermal and mechanical properties of selective laser melted and heat treated H13 hot work tool steel. *Materials & Design* [online]. 2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111295>
- [38] Nástrojové oceli: W. NR. 1.2344. *JZK* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.jkz.cz/cs/produkty/nastrojove-oceli/pro-prace-za-tepla/w-nr-12344/>
- [39] BOHLEN, A., H. FREISSE a F. VOLLERTSEN. Additive manufacturing of tool steel by laser metal deposition. *Procedia CIRP* [online]. 2018 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [doi:https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.092](https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.08.092)
- [40] SHER, David. Desktop Metal introduces H13 tools steel for hot and cold work tooling applications. *3D Printing Media Network* [online]. 17.9.2019 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.3dprintingmedia.network/desktop-metal-introduces-h13-tools-steel-for-hot-and-cold-work-tooling-applications/>
- [41] H13 tool steel. In: *Proto3000* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: [https://proto3000.com/wp-content/uploads/2021/11/Proto3000\\_DM\\_MDS\\_H13\\_ToolSteel.pdf](https://proto3000.com/wp-content/uploads/2021/11/Proto3000_DM_MDS_H13_ToolSteel.pdf)



- [42] PETRENEC, Jan. *Možnost replikace rozstříkovacích trysek metodou 3D tisku*. Brno, 2017. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Jan Jedelský.
- [43] The characteristics of additive manufacturing and how to use it in the fabrication of metal pieces. *Ecrimesa Group* [online]. 15.6.2021 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://ecrimesagroup.com/the-characteristics-of-additive-manufacturing-and-how-to-use-it-in-the-fabrication-of-metal-pieces/>
- [44] Introduction to 3D printing - additive processes. *3D Experience* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://make.3dexperience.3ds.com/processes/powder-bed-fusion>
- [45] Binder Jetting jako revoluční nástroj aditivní výroby kovových dílů. *Additive Systems* [online]. 21.9.2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://additivesystems.cz/binder-jetting-jako-revolucni-nastroj-aditivni-vyroby-kovovych-dilu/>
- [46] ECRIMESA GROUP. *COMPARATIVE ANALYSIS of MIM vs FDM vs BINDER JETTING* [online]. 27.7.2021 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://ecrimesagroup.com/comparative-analysis-mim-fdm-binder-jetting/>
- [47] The Advantages & Disadvantages of Material Jetting in Metal 3D Printing. *3DEO* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.3deo.co/manufacturing/intro-to-metal-additive-manufacturing-am-processes-material-jetting/>
- [48] XJET. *XJET3D* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://www.xjet3d.com/technology/>
- [49] GABILONDO, Maitane, Xabier CEARSOLO, Mario ARRUE a Francisco CASTRO. Influence of Build Orientation, Chamber Temperature and Infill Pattern on Mechanical Properties of 316L Parts Manufactured by Bound Metal Deposition. *Materials* [online]. 2022 [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.3390/ma15031183>
- [50] HRADIL, Antonín. *TESTOVÁNÍ DÍLŮ VYRÁBĚNÝCH TECHNOLOGIÍ BOUND METAL DEPOSITION*. Brno, 2021. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Tomáš koutecký.
- [51] Metal X™ System. *Markforged* [online]. [cit. 2022-12-01]. Dostupné z: <https://markforged.com/3d-printers/metal-x>
- [52] BAGHJARI, S.H. a S.A.A. AKBARIMOUSAVI. Experimental investigation on dissimilar pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 420 stainless steel to kovar alloy. *Materials & Design* [online]. 30.12.2013 [cit. 2022-12-03]. Dostupné z: doi:<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.050>
- [53] HRABINA, Martin. *Renovace nástrojových ocelí pro tváření za studena*. Brno, 2015. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce Jaroslav Kubíček.
- [54] *Diehlsteel: WELDING OF TOOL STEEL* [online]. [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: <https://www.diehlsteel.com/technical-information/welding-of-tool-steel/>
- [55] VARMAZIAR, Sadegh a Hossein MOSTAAN. Welding and Corrosion Behavior of AISI H13 Welds: The Effect of Filler Metal on the Microstructural Evolutions. *Archives of Metallurgy and Materials* [online]. 2021 [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: doi:<http://dx.doi.org/10.24425/amm.2021.136388>
- [56] Zpracování nástrojových ocelí. In: *Bolzano* [online]. [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: [https://bbolzano.cz/assets/files/TP/Nastrojove\\_oceli/MOP\\_Zpracovani%20nastrojovych\\_%20oceli.pdf](https://bbolzano.cz/assets/files/TP/Nastrojove_oceli/MOP_Zpracovani%20nastrojovych_%20oceli.pdf)

[57] STANISLAV, Jiří. Optimální postupy tepelného zpracování materiálu pro práci za tepla. *Metal* [online]. 2009 [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: <https://docplayer.cz/28198934-Optimalni-postupy-tepelneho-zpracovani-materialu-pro-praci-za-tepla-jiri-stanislav.html>

[58] *Material Data Sheet: Tool Steel 1.2344 / A681 H13 / H13* [online]. In: . [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: [https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/MDS\\_Fe-Alloy\\_H13\\_0219\\_EN.pdf](https://www.slm-solutions.com/fileadmin/Content/Powder/MDS/MDS_Fe-Alloy_H13_0219_EN.pdf)

[59] *Höganäs: Metal powders for serial production of Additive Manufacturing components* [online]. In: .2016 [cit. 2023-05-22]. Dostupné z: [https://www.hoganas.com/globalassets/downloads/sp/library/additive-manufacturing\\_am-h13-sieve-code-5\\_1758hog.pdf](https://www.hoganas.com/globalassets/downloads/sp/library/additive-manufacturing_am-h13-sieve-code-5_1758hog.pdf)