



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

## ZPRACOVÁNÍ VYSOCE VYTVRDI TELNÉ OCELI TECHNOLOGIÍ L-PBF

PROCESSING OF HIGHLY HARDNENABLE STEEL BY L-PBF TECHNOLOGY

### DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

### AUTOR PRÁCE

AUTHOR

**Bc. Adam Bóssi**

### VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

**Ing. Martin Malý, Ph.D.**

**BRNO 2025**



# Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav konstruování  
Student: **Bc. Adam Bóssi**  
Studijní program: Konstrukční inženýrství  
Studijní obor: bez specializace  
Vedoucí práce: **Ing. Martin Malý, Ph.D.**  
Akademický rok: 2024/25

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

## Zpracování vysoce vytvrditelné oceli technologií L–PBF

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Zpracování ocelí s vysokou tvrdostí technologií 3D tisku kovů je atraktivní téma pro výrobu forem, střížníků, razníků atd. 3D tisk kovů umožňuje výrobu ve tvaru blízkém konečnému výrobku a díky tomu lze výrazně snížit náklady na obrábění a spotřebovaný materiál. Navíc je možné vyrobit geometrii, která je jinými technologiemi nevyrobitelná. Lze tak zvýšit efektivitu nástroje například lepším chlazením a zkrátit tak výrobní cyklus. Vysoce vytvrditelné oceli mají často podmíněnou svařitelnost, proto je nutné stanovit správný proces aditivní výroby pro díly s minimem defektů.

Typ práce: výzkumná  
Výstup práce: publikační výsledek (J, D)  
Projekt: TAČR

### Cíle diplomové práce:

Hlavním cílem práce je stanovení postupu pro spolehlivé zpracování vysoce vytvrditelné oceli bez vnitřních defektů a deformací pro výrobu střížníku technologií Laser Powder Bed Fusion.

Dílčí cíle diplomové práce:

- výběr vhodné vysoce vytvrditelné oceli pro výrobu střížníku,
- optimalizace procesních parametrů pro výrobu bez vnitřních defektů,
- stanovení vhodného tepelného zpracování a vlivu na mikrostrukturu,
- ověření mechanických vlastností,
- návrh geometrie střížníku.

Požadované výstupy: průvodní zpráva, digitální data.

Rozsah práce: cca 72 000 znaků (40 – 50 stran textu bez obrázků).

Časový plán, struktura práce a šablona průvodní zprávy jsou závazné:

<https://www.ustavkonstruovani.cz/texty/magisterske-studium-ukonceni/>

**Seznam doporučené literatury:**

Bidare, P., Jiménez, A., Hassanin, H., & Essa, K. (2022). Porosity, cracks, and mechanical properties of additively manufactured tooling alloys: a review. *Advances in Manufacturing*, 10(2), 175–204. <https://doi.org/10.1007/s40436-021-00365-y>

Rankouhi, B., Agrawal, A. K., Pfefferkorn, F. E., & Thoma, D. J. (2021). A dimensionless number for predicting universal processing parameter boundaries in metal powder bed additive manufacturing. *Manufacturing Letters*, 27, 13–17. <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2020.12.002>

Yin, Y., Tan, Q., Bermingham, M., Mo, N., Zhang, J., & Zhang, M. X. (2022). Laser additive manufacturing of steels. In *International Materials Reviews* (Vol. 67, Issue 5, pp. 487–573). Taylor and Francis Ltd. <https://doi.org/10.1080/09506608.2021.1983351>

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2024/25

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Martin Hartl, Ph.D.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.  
děkan fakulty

## ABSTRAKT

Diplomová práca sa zaoberá spracovaním vysoko-vytvrdivnej maraging ocele MAR-60 technológiou selektívneho laserového tavenia (L-PBF) a jej využitím pre výrobu strižného nástroja. Cieľom bolo nájsť optimálne procesné parametre vedúce k vysokej relatívnej hustote materiálu, nízkej drsnosti povrchu a dobrým mechanickým vlastnostiam. V úvodnej časti sú porovnané tri rôzne práškové ocele, MAR-60, AM Dievar a W360, z hľadiska ich spracovateľnosti. Na základe výsledkov bola ako najvhodnejší kandidát zvolená oceľ MAR-60. V práci boli realizované experimenty na objemové aj kontúrové vzorky, analyzovaný bol vplyv procesných parametrov pomocou DoE a ich dopad na porozitu, tvorbu prasklín a drsnosť povrchu. Následne boli vzorky podrobené rôznym režimom tepelného spracovania a skúškam mechanických vlastností. Výsledkom je návrh demonstračného strižného nástroja spolu s odporúčanými procesnými parametrami aditívnej výroby a tepelného spracovania.

## KLÚČOVÉ SLOVÁ

L-PBF, procesné parametre, MAR-60, AM Dievar, W360, strižný nástroj

## ABSTRACT

This thesis focuses on processing the high-hardness maraging steel MAR-60 using the Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) technology for the production of a sheet metal punching tool. The goal was to identify optimal process parameters to achieve high relative material density, low surface roughness, and desirable mechanical properties. Initially, three different powder steels, MAR-60, AM Dievar, and W360 were compared in terms of printability. Based on the results, MAR-60 was selected as the most suitable material. A series of experiments were conducted on both bulk and contour samples, analyzing the influence of process parameters via Design of Experiments (DoE) and their effects on porosity, cracking, and surface quality. Selected samples underwent various heat treatment regimes and mechanical testing. The outcome is a proposed demonstrator punching tool along with recommended L-PBF process parameters and heat treatment strategy.

## KEYWORDS

L-PBF, process parameters, MAR-60, AM Dievar, W360, sheet metal punch



## BIBLIOGRAFICKÁ CITÁCIA

BÓSSI, Adam. *Zpracování vysoce vytvrditelné oceli technologií L-PBF*. Diplomová práce. Martin MALÝ (vedoucí práce). Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2025.



## POĎAKOVANIE

Touto cestou by som rád poďakoval vedúcemu diplomovej práce Ing. Martinovi Malému, Ph.D. za jeho cenné pripomienky, odborné vedenie, ale aj ľudský prístup, trpezlivosť a ochotu počas riešenia diplomovej práce. Ďalej by som rád poďakoval Ing. Vítovi Šreibrovi, Ing. Ondřejovi Vaverkovi, Ing. Adamovi Fábrymu, Ing. Janovi Jarošovi a doc. Ing. Danielovi Koutnému, Ph.D. a za ich ochotu poradiť a prakticky pomôcť pri práci a obsluhu tlačiarne, ale aj ostatných zariadení v laboratóriách Ústavu konštruovania. V neposlednom rade by som chcel vyjadriť úprimnú vďaku mojej rodine. Bez ich neustálej a neutíchajúcej podpory by moje štúdium nebolo možné.

## PREHLÁSENIE AUTORA O PÔVODNOSTI PRÁCE

Prehlasujem, že diplomovú prácu som vypracoval samostatne pod odborným vedením Ing. Martina Malého, Ph.D. Súčasne prehlasujem, že všetky zdroje obrazových a textových informácií, z ktorých som čerpal, sú riadne citované v zozname použitých zdrojov.

.....

Podpis autora





# OBSAH

<b>1</b>	<b>ÚVOD</b>	<b>15</b>
<b>2</b>	<b>PREHĽAD SÚČASNÉHO STAVU POZNANIA</b>	<b>16</b>
2.1	Rešeršné metódy	16
2.2	Kritická rešerš	18
2.2.1	Nástrojové ocele strižných nástrojov	19
2.2.2	Procesné parametre technológie L-PBF	21
2.2.3	Vplyv procesných parametrov na porozitu	28
2.2.4	Tvorba prasklín	36
2.2.5	Vplyv procesných parametrov na drsnosť povrchu	40
2.2.6	Teplné spracovanie aditívne spracovaných maraging ocelí	45
2.3	Zhrnutie hlavných zistení	49
2.4	Medzera v poznaní	52
<b>3</b>	<b>ANALÝZA PROBLÉMU A CIEĽ PRÁCE</b>	<b>53</b>
3.1	Ciele výskumu	53
3.2	Výskumné otázky	53
3.3	Hypotézy	53
<b>4</b>	<b>MATERIÁL A METÓDY</b>	<b>54</b>
4.1	Metodika	54
4.2	Experimentálne zariadenia a prístrojové vybavenie	55
4.2.1	Výroba vzoriek	55
4.2.2	Príprava metalografických výbrusov	56
4.2.3	Analýza vzoriek	56
4.2.4	Skúšky mechanických vlastností	56
4.3	Materiál a testovacie podmienky	57
4.3.1	Použité práškové materiály	57
4.3.2	Typy vzoriek a výrobné podmienky	58
4.4	Metódy	65
4.4.1	Značenie vzoriek	65
4.4.2	Úvodné objemové vzorky	66
4.4.3	Overovacie objemové vzorky	68
4.4.4	Vzorky vplyvu atmosféry	69
4.4.5	Kontúrové vzorky	69

4.4.6	Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry	70
<b>5</b>	<b>VÝSLEDKY</b>	<b>73</b>
5.1	Komerčne dostupné vysoko-vytvrdiviteľné ocele	73
5.1.1	Výber vysoko-vytvrdiviteľných ocelí	74
5.2	Úvodné objemové vzorky	74
5.2.1	Porozita úvodných vzoriek	75
5.2.2	Vyhodnotenie porozity úvodných vzoriek pomocou DoE	77
5.2.3	Tvorba prasklín úvodných vzoriek	78
5.2.4	Vyradenie nástrojovej ocele W360	80
5.3	Overovacie objemové vzorky	81
5.3.1	Výroba overovacích vzoriek	81
5.3.2	Výsledky overovacích vzoriek	82
5.4	Vzorky vplyvu atmosféry	83
5.4.1	Výroba vzoriek vplyvu atmosféry	83
5.4.2	Výsledky vzoriek vplyvu atmosféry	83
5.4.3	Vyradenie nástrojovej ocele AM Dievar	84
5.5	Kontúrové vzorky	85
5.5.1	Výroba kontúrových vzoriek	85
5.5.2	Podpovrchová a objemová porozita kontúrových vzoriek	85
5.5.3	Drsnosť povrchu kontúrových vzoriek	87
5.5.4	Výber finálnych procesných parametrov	87
5.6	Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry	88
5.6.1	Výroba vzoriek skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry	88
5.6.2	Tvrdosť podľa Rockwella	89
5.6.3	Vrubová húževnatosť	89
5.6.4	Ťahová skúška	90
5.6.5	Mikroštruktúra vzoriek	91
5.7	Návrh strižného nástroja	92
<b>6</b>	<b>DISKUSIA</b>	<b>95</b>
6.1	Interpretácia výsledkov	95
6.1.1	Úvodné objemové vzorky	95
6.1.2	Overovacie objemové vzorky	98
6.1.3	Vzorky vplyvu atmosféry	99
6.1.4	Kontúrové vzorky	99
6.1.5	Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry	101
6.2	Verifikácia hypotéz	103

6.2.1	Hypotéza H1	103
6.2.2	Hypotéza H2	103
<b>7</b>	<b>ZÁVER</b>	<b>105</b>
<b>8</b>	<b>VÝSLEDKY VÝSKUMU PODĽA RIV</b>	<b>106</b>
<b>9</b>	<b>ZOZNAM POUŽITÝCH ZDROJOV</b>	<b>107</b>
<b>10</b>	<b>ZOZNAM POUŽITÝCH SKRATIEK, SYMBOLOV A VELIČÍN</b>	<b>112</b>
10.1	Použité skratky	112
10.2	Použité fyzikálne veličiny	113
<b>11</b>	<b>ZOZNAM OBRÁZKOV</b>	<b>114</b>
<b>12</b>	<b>ZOZNAM TABULIEK</b>	<b>119</b>
<b>13</b>	<b>ZOZNAM PRÍLOH</b>	<b>120</b>

# 1 ÚVOD

Technológia L-PBF (Laser Powder Bed Fusion) je jednou z veľkého množstva rôznych aditívnych technológií, ktoré fungujú na princípe nanášania jednotlivých tenkých vrstiev materiálov ako sú polyméry, kovy, ale aj kompozitné materiály. Táto technológia umožňuje výrobu komplexných geometrií s veľkou presnosťou tavením tenkej vrstvy kovového prášku vysoko-výkonným laserovým lúčom. Vďaka týmto vlastnostiam si technológia L-PBF nachádza uplatnenie nielen v oblasti prototypovania, ale aj pri výrobe funkčných súčiastok pre širokú škálu aplikácií.

V posledných rokoch sa jednou z perspektívnych oblastí využitia technológie L-PBF stáva výroba rôznych tvárniacich nástrojov a foriem, pri ktorých sa tradične uplatňujú vysoko-vytvrdiviteľné nástrojové ocele. Tieto materiály však obsahujú vysoký podiel uhlíku, ktorý spôsobuje výrazné zhoršenie zvárateľnosti a pri spracovaní technológiou L-PBF vedie k vzniku defektov. Keďže princíp technológie L-PBF je z veľkej časti podobný procesu zvárania, tieto ocele nie sú vhodné na aditívne spracovanie. Z tohto dôvodu je potrebné hľadať alternatívy v podobe komerčne dostupných práškových materiálov s nižším obsahom uhlíku, ktoré však dokážu dosiahnuť porovnateľné tvrdosti, ale aj ostatné mechanické vlastnosti, ako klasické nástrojové ocele.

Aditívna výroba nástrojov pritom ponúka viaceré výhody, ktoré sú čoraz žiadanejšie. Ide predovšetkým o možnosť tvorby optimalizovaných a komplexných vnútorných chladiacich kanálikov, ktoré zlepšujú teplotný manažment nástroja a predlžujú jeho životnosť. Technológia L-PBF zároveň umožňuje integrovať snímače priamo do telesa nástroja, čím sa zvyšuje jeho inteligentné riadenie a monitorovanie. Medzi ďalšie výhody patrí možnosť vytvárať zložité geometrie, ktoré nie je možné vyrobiť konvenčnými metódami, redukcia počtu montážnych prvkov, hmotnosti a často aj samotného výrobného času. Tieto výhody robia z technológie L-PBF komerčne atraktívne riešenie pre výrobu nástrojov.

Cieľom tejto práce je preskúmať možnosti spracovania rôznych vysoko-vytvrdiviteľných ocelí technológiou L-PBF pre ich potenciálne využitie pri výrobe strižných nástrojov. Najväčšia pozornosť je pritom venovaná vplyvu procesných parametrov na kvalitu vyrobených vzoriek, predovšetkým z hľadiska vnútorných a povrchových defektov. Na základe získaných výsledkov následne bude vybraný najvhodnejší materiál, na ktorom budú ďalej skúmané tepelné spracovanie a jeho vplyv na výsledné mechanické vlastnosti.

## 2 PREHLAD SÚČASNÉHO STAVU POZNANIA

S cieľom poskytnúť celistvý pohľad na problematiku využitia ocelí s vysokou tvrdosťou spracovaných technológiou L-PBF v strižných nástrojoch bolo potrebné preskúmať viacero súvisiacich oblastí. Okrem procesných parametrov, ktoré ovplyvňujú samotné spracovanie materiálu, bola pozornosť zameraná aj na druhy nástrojových ocelí bežne využívaných v strižných aplikáciách. V tejto súvislosti boli analyzované aj ich komerčne dostupné práškové alternatívy, ako aj následné tepelné spracovanie.

Taktiež je nevyhnutné podotknúť, že kritická rešerš bola počas riešenia diplomovej práce priebežne dopĺňaná v závislosti od aktuálneho štádia výskumu a vzniknutých potrieb. Z tohto dôvodu sa niektoré oblasti môžu zaoberať už len jednou zo skúmaných ocelí.

### 2.1 Rešeršné metódy

Systematická rešerš diplomovej práce bola na základe konzultácií s vedúcim práce rozdelená do štyroch základných oblastí. V prvej časti bolo potrebné zistiť, aké typy nástrojových ocelí sa v súčasnosti používajú pri výrobe strižných nástrojov konvenčnými metódami, teda najmä trieskovým obrábaním. Následne bola rešerš zameraná na komerčne dostupné alternatívy týchto ocelí vo forme práškových materiálov, keďže cieľom práce je ich praktické využitie v aditívnej výrobe. Tretia časť bola venovaná analýze aktuálne používaných procesných parametrov pri spracovaní vysoko-vytvrdivých ocelí pomocou technológie L-PBF, ako aj porovnaní s parametrami bežne používanými pri spracovaní iných typov ocelí či kovových materiálov. V poslednej časti boli preskúmané existujúce metódy tepelného spracovania ocelí s podobným chemickým zložením a vlastnosťami, na základe ktorých bol následne navrhnutý postup tepelného spracovania. Na zmapovanie prvých dvoch oblastí boli využité dostupné online zdroje, najmä pomocou vyhľadávaču Google, konzultácie s vedúcim práce, ale aj odborná literatúra v knižnej podobe. Na preskúmanie oblasti procesných parametrov a tepelného spracovania boli následne formulované tri rešeršné otázky:

- Aké procesné parametre sa používajú pre tlač nástrojových/maraging ocelí technológiou L-PBF?
- Akými spôsobmi je možné predísť tvorbe prasklín pri spracovaní nástrojových/maraging ocelí technológiou L-PBF?
- Ako sa tepelne spracovávajú maraging ocele pre maximalizáciu ich tvrdosti?

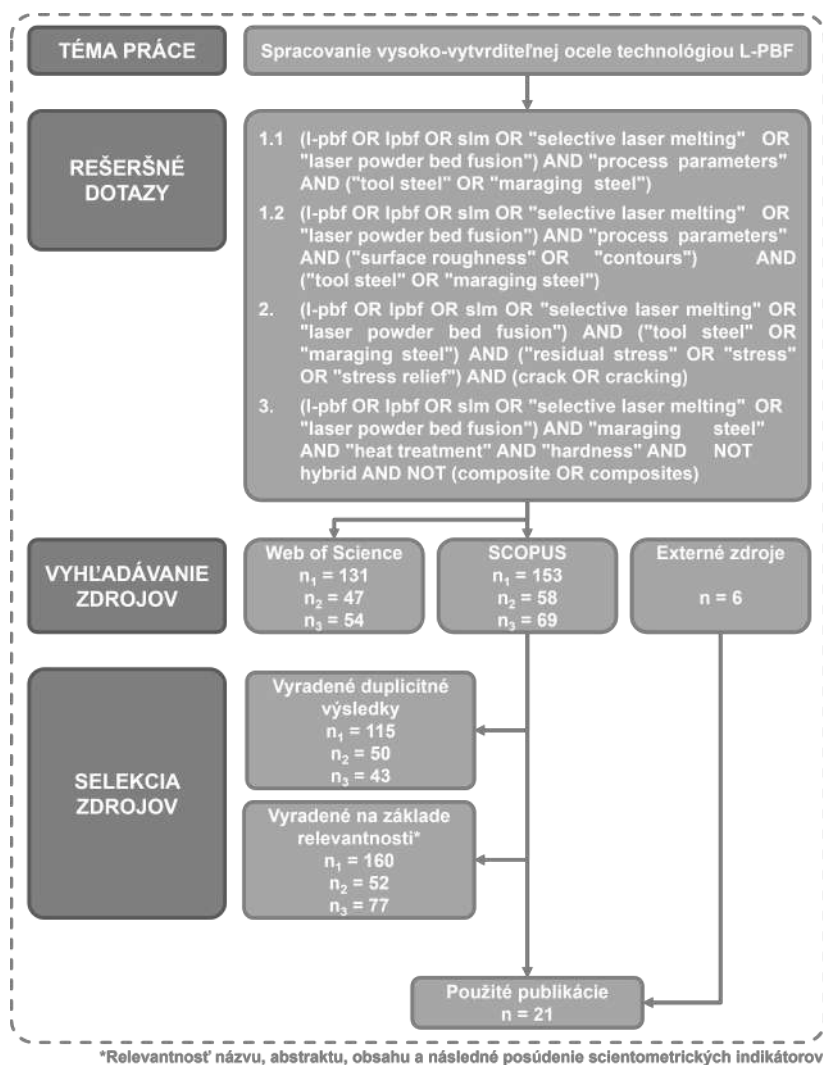
Na základe týchto otázok boli definované kľúčové slová, ktoré boli následne spojené do rešeršných dotazov pomocou stratégie stavebných kameňov za využitia základných booleovských operátorov. Prvotné dotazy boli pomerne úzke a zameriavali sa na konkrétne materiály riešené v tejto práci. Keďže však ide o relatívne nové ocele, v databázach sa

nevyskytovali takmer žiadne relevantné publikácie. Z tohto dôvodu bolo potrebné rešeršné dotazy postupne zovšeobecňovať s výnimkou tretieho dotazu zameriavajúceho sa na tepelné spracovanie maraging ocelí. V tomto prípade bolo nevyhnutné dotaz naopak bližšie konkretizovať, aby bolo obmedzené množstvo získaných zdrojov. Takto upravené dotazy, ktoré je možné vidieť v tab. 2-1, boli následne použité pri vyhľadávaní odborných článkov vo vedeckých databázach Scopus a Web of Science (WoS).

Tab. 2-1 Finálne rešeršné dotazy

	<b>Finálny rešeršný dotaz</b>	<b>Scopus</b>	<b>Wos</b>
1.1	(l-pbf OR lpbf OR slm OR "selective laser melting" OR "laser powder bed fusion") AND "process parameters" AND ("tool steel" OR "maraging steel")	127	106
1.2	(l-pbf OR lpbf OR slm OR "selective laser melting" OR "laser powder bed fusion") AND "process parameters" AND ("surface roughness" OR "contours") AND ("tool steel" OR "maraging steel")	26	25
2.	(l-pbf OR lpbf OR slm OR "selective laser melting" OR "laser powder bed fusion") AND ("tool steel" OR "maraging steel") AND ("residual stress" OR "stress" OR "stress relief") AND (crack OR cracking)	58	47
3.	(l-pbf OR lpbf OR slm OR "selective laser melting" OR "laser powder bed fusion") AND "maraging steel" AND "heat treatment" AND "hardness" AND NOT hybrid AND NOT (composite OR composites)	69	54
		<b>280</b>	<b>232</b>

Z vytvorených rešeršných dotazov a článkov a z vedľajších zdrojov bolo získané dostatočné množstvo vedeckých článkov potrebných na vypracovanie systematickej rešerše. Konkrétne bolo získaných 518 článkov, z toho 280 v databáze Scopus, 232 v databáze WoS a 6 z externých zdrojov. Následne bola nevyhnutná podrobná analýza, znázornená pomocou PRISMA diagramu na obr. 2-1. V prvom kroku boli z výsledkov odstránené duplicitné záznamy, čím sa počet článkov zredukoval na 304. Tieto boli následne posúdené z hľadiska relevantnosti na základe ich názvov a abstraktov. Ďalšie hodnotenie prebehlo podľa scientometrických dát, ako sú množstvo citácií, dátum vydania publikácie, či h-index hlavného, ale aj vedľajších autorov. Výsledkom tohto procesu bolo 46 článkov, ktoré boli detailne preštudované. Konečný výber tvorilo 21 najrelevantnejších zdrojov, ktoré boli využité pri spracovaní systematickej rešerše.



Obr. 2-1 PRISMA diagram - grafické zobrazenie procesu výberu článkov

## 2.2 Kritická rešerš

Ako už bolo spomenuté v predošlej kapitole, kritická rešerš je rozdelená na šesť hlavných častí. Prvá sa zaoberá analýzou aktuálne v praxi používaných ocelí v strižných nástrojoch. Následne boli prebrané základné procesné parametre a ich vplyv na taveninu. Tretia časť sa bližšie pozrela na vplyv procesných parametrov na relatívnu hustotu súčastí vyrobených z nástrojových alebo maraging ocelí. Štvrtá časť sa zaoberala popisom tvorby prasklín v vysoko-vytvrdiviteľných oceliach a taktiež minimalizácií týchto prasklín. Ďalšia časť sa zaoberala vplyvom procesných parametrov na drsnosť povrchu finálnych častí a ako posledné bolo skúmané tepelné spracovanie maraging ocelí.

## 2.2.1 Nástrojové ocele strižných nástrojov

Výrobcovia strižných nástrojov len zriedkavo uvádzajú konkrétne materiály použité v danom nástroji. Preto bolo nevyhnutné využiť na túto časť rešerše odbornú literatúru, dostupné normy alebo štandardy. Tieto zdroje poskytujú prehľad najčastejšie využívaných nástrojových ocelí používaných na výrobu strižných nástrojov a zároveň definujú ich delenie a požiadavky na ich vlastnosti.

### MATERIÁLOVÉ POŽIADAVKY NA OCELE STRIŽNÝCH NÁSTROJOV

Nástrojové ocele určené na strihanie za studena (*NBS*) musia odolávať kombinovanému namáhaniu, ku ktorému dochádza počas procesu strihania. Tieto nástroje sú predovšetkým namáhané tlakom, strihom a následným rázom. Zároveň dochádza k výraznému opotrebeniu reznej hrany, čo kladie nároky na vysokú odolnosť proti adhéznemu a abrazívnemu opotrebeniu. V prípade nesymetrického zaťaženia môže dôjsť aj k ohybovému namáhaniu, ktorému musí materiál nástroja odolať, čo si vyžaduje určitú mieru húževnatosti [1].

Pri návrhu nástroja a výbere vhodnej ocele je zároveň nevyhnutné zohľadniť vlastnosti strihaného materiálu, najmä jeho hrúbku, pevnosť a tvrdosť. Pri strihaní tenkých, avšak tvrdých plechov je nástroj vystavený najmä oteru, vzhľadom na to je rozhodujúca vysoká povrchová tvrdosť a odolnosť rezných hrán. Naopak, pri hrubších a húževnatých materiáloch je kľúčová predovšetkým húževnatosť nástroja, aby odolal vysokému mechanickému zaťaženiu bez vzniku prasklín [1].

V prípade veľkosériovej výroby dochádza v dôsledku opakovaného zaťaženia aj k riziku vzniku mikroprasklín a k postupnému uvoľňovaniu materiálu z funkčných plôch nástroja. Takéto defekty môžu viesť k úplnému zlyhaniu nástroja, preto je mimoriadne dôležité zabezpečiť čo najhomogénnejšiu mikroštruktúru ocele bez výrazného zhlukovania tvrdých karbidických fáz, v ktorých dochádza k častej iniciácii prasklín. Tieto oblasti predstavujú lokálne oslabenie materiálu a pôsobia ako iniciačné body pre únavové poškodenie nástroja [1].

Vzhľadom na to, že sa táto práca zameriava na strižné nástroje určené na delenie plechov pre elektromotory, je nevyhnutné zohľadniť aj špecifiká tejto aplikácie. Strihanie týchto plechov je proces s vysokými nárokmi na presnosť, a preto sa v takýchto prípadoch často uprednostňujú vysoko-vytvrdivé maraging ocele pred tradičnými nástrojovými ocelami. Ich hlavnou výhodou je minimálna deformácia po tepelnom spracovaní, čo je zásadné pri požiadavkách na rozmerovú presnosť výsledného strihu [1].

### NORMA ČSN EN ISO 4957

Podľa európskych noriem ISO sa delia nástrojové ocele na štyri základné kategórie, viď tab. 2-2. Pre využitie v strižných nástrojoch sa najčastejšie používajú ocele z kategórie nástrojových ocelí pre prácu za studena. Tieto ocele sa ďalej delia na legované a nelegované.

Hlavnou nevýhodou nelegovaných nástrojových ocelí je malá prekaliteľnosť a teda nižšia tvrdosť (<60 HRC), pričom martenzitická štruktúra je často len v povrchových vrstvách nástrojov. Na rozdiel od toho legované nástrojové ocele pre prácu za studena majú vyššiu prekaliteľnosť a teda vyššie tvrdosti (60-64 HRC). Medzi najčastejšie legúry patria chróm, volfrám, vanád a molybdén a súčet týchto prvkov, s výnimkou chrómových ocelí, nepresahuje 3 až 5%. Všetky tieto legúry sa pridávajú s cieľom zvýšenia stability karbidických fáz a znižujú pokles tvrdosti pri popúšťaní. Problémom využití vyššie spomínaných nástrojových ocelí pre prácu za studena pri spracovaní technológiou L-PBF je ich obsah uhlíku, ktorý začína na úrovni 0,35 hm.% pri oceliach ako napr. 1.2083 a môže sa vyšplhať až na úroveň 2,1 hm.% ako pri oceli 1.2436 [2, 3].

Tab. 2-2 Rozdelenie nástrojových ocelí podľa normy ČSN EN ISO 4957 [2]

Druh nástrojovej ocele	Popis	Priklady
Nástrojové ocele	Ušľachtilé ocele určené k obrábaniu, manipulácii a meraniu, kt. vykazujú pre toto využitie vysokú tvrdosť, oteruvzdornosť a/alebo húževnatosť	1.1545 1.1555
Nástrojové ocele pre prácu za studena	Legované alebo nelegované nástr. ocele pre využitie, kde je teplota povrchu vo všeobecnosti pod 200 °C	1.2834 1.2436
Nástrojové ocele pre prácu za tepla	Legované nástr. ocele pre využitie, kde je teplota povrchu vyššia ako 200 °C	1.2344 1.2714
Rýchlorezné nástrojové ocele	Nástr. ocele určené pre obrábanie, ktoré vykazujú najvyššiu tvrdosť za tepla a odolnosť proti popúšťaniu pri teplotách okolo 600 °C	1.3207 1.3343

## ŠTANDARD AISI-SAE

Pod záštitou Amerického Inštitútu pre Železo a Oceľ (*American Iron and Steel Institute - AISI*) a Spoločnosťou Automobilových Inžinierov (*Society of Automotive Engineers - SAE*) bol vyvinutý štandard klasifikovania nástrojových ocelí, ktorý ich delí do viacerých kategórií, viď tab. 2-3. Rovnako pri norme ISO sa pre strižné nástroje používajú ocele pre prácu za studena (D, O, A), ale taktiež sa často vyrábajú z nárazu-vzdorných (S) alebo vodou kaliteľných (W) ocelí. Najčastejšie sú to konkrétne ocele D2, O1, A2 alebo W2, pričom pre všetky tieto ocele je typická vysoká tvrdosť na úrovni 57 až 62 HRC [4].

Tab. 2-3 Rozdelenie nástrojových ocelí podľa štandardu AISI-SAE [4]

Druh nástrojovej ocele	Označenie	Hlavné rozlíšenie
Rýchlorezné ocele	M	Obsahuje molybdén
	T	Obsahuje volfrám
Ocele pre prácu za tepla	H1 - H19	Obsahuje chróm
	H20 - H39	Obsahuje volfrám
	H40 a vyššie	Obsahuje molybdén
Ocele pre prácu za studena	D	Vysoký obsah uhlíku a chrómu

	O	Kaliteľná v oleji
	A	Kaliteľná na vzduchu, stredne legovaná
Nárazuvzdorné ocele	S	Nízky obsah uhlíku
Ocele pre formy	P	Veľmi nízky obsah uhlíku
Ocele pre špeciálne účely	L	Nízko legované ocele
	F	Uhlíkovo-volfrámová, nízko legované
Vodou kaliteľné ocele	W	Minimálne množstvo legúr

## 2.2.2 Procesné parametre technológie L-PBF

Technológia laserového tavenia práškoveho lôžka (*Laser Powder Bed Fusion – L-PBF*) predstavuje komplexný aditívny výrobný proces, pri ktorom zohrávajú, s výnimkou spracovávaného materiálu, kľúčovú rolu rôzne procesné parametre. Správne nastavenie procesných parametrov priamo ovplyvňuje kvalitu finálneho dielu, a to z hľadiska relatívnej hustoty, drsnosti povrchu, mikroštruktúry, geometrie, mechanických vlastností, ale aj výskytu rôznych defektov. Tieto parametre je možné rozdeliť do štyroch základných skupín, podľa toho či súvisia s laserom, skenovaním, práškom alebo teplotou, viď obr. 2-2 [5].



Obr. 2-2 Základné delenie procesných parametrov technológie L-PBF [5]

Medzi najdôležitejšie procesné parametre patrí výkon laseru (*Laser Power - LP*), skenovacia rýchlosť (*Scan Speed - LS*), hrúbka vrstvy (*Layer Thickness - LT*), rozteč dráh laseru (*Hatch Distance - HD*). Okrem toho významne ovplyvňujú výsledky aj procesné parametre ako skenovacia stratégia, teplota stavebnej dosky alebo typ inertnej atmosféry. Tieto parametre sa vzájomne ovplyvňujú a preto je ich optimálna kombinácia rozhodujúca pre dosiahnutie výrobkov bez vnútorných defektov [5].

## VPLYV VÝKONU LASERU A SKENOVACEJ RÝCHLOSTI

Za dva najvýznamnejšie procesné parametre technológie L-PBF ovplyvňujúce kvalitu vyrobeného dielu sú rýchlosť laseru a skenovacia rýchlosť. Tieto dva parametre majú zásadný vplyv na množstvo energie dodanej prášku a tým pádom aj na rozmery vyrobených zvarov a ich stabilitu. Ich vzájomné nastavenie je preto kritické pre dosiahnutie výrobkov bez defektov a najčastejšie sa skúma za využitia jednoduchého zvarového testu (*single-track*). V tejto časti rešerše bude často spomenutá lineárna energetická hustota (*Linear Energy Density - LED*). Ide o pomer výkonu laseru a skenovacej rýchlosti [5]:

$$LED = \frac{LP}{LS} \quad (J \cdot mm^{-1}) \quad (1)$$

kde:

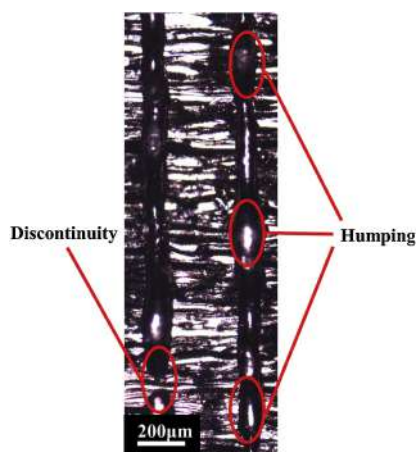
$LP$	$(W)$	výkon laseru ( <i>laser power</i> ),
$LS$	$(mm \cdot s^{-1})$	skenovacia rýchlosť ( <i>laser speed</i> ).

Guo et al. [6] skúmali vplyv výkonu laseru a skenovacej rýchlosti na tvar a stabilitu jednotlivých zvarov vyrobených zo zliatiny Inconel 718. Celkovo autori vyrobili 25 vzoriek s rôznymi kombináciami procesných parametrov. Výkon laseru mal od 50 do 370 W s krokom 80 W a skenovacia rýchlosť mala od 500 do 2 500 mm·s<sup>-1</sup> s krokom 500 mm·s<sup>-1</sup>. Všetky vzorky boli vyrobené pri konštantnej hrúbke vrstvy 30 μm.

Autori na základe morfológie jednotlivých taviacich dráh identifikovali ich štyri odlišné typy zvarov. Pri kombináciách s vysokým výkonom laseru a nízkou skenovacou rýchlosťou boli pozorované široké, stabilné zvary označované ako *Wide-Continuous Track (WCT)*. Príkladmi týchto zvarov sú kombinácie procesných parametrov 370 W / 500 mm·s<sup>-1</sup> alebo 290 W / 500 mm·s<sup>-1</sup>.

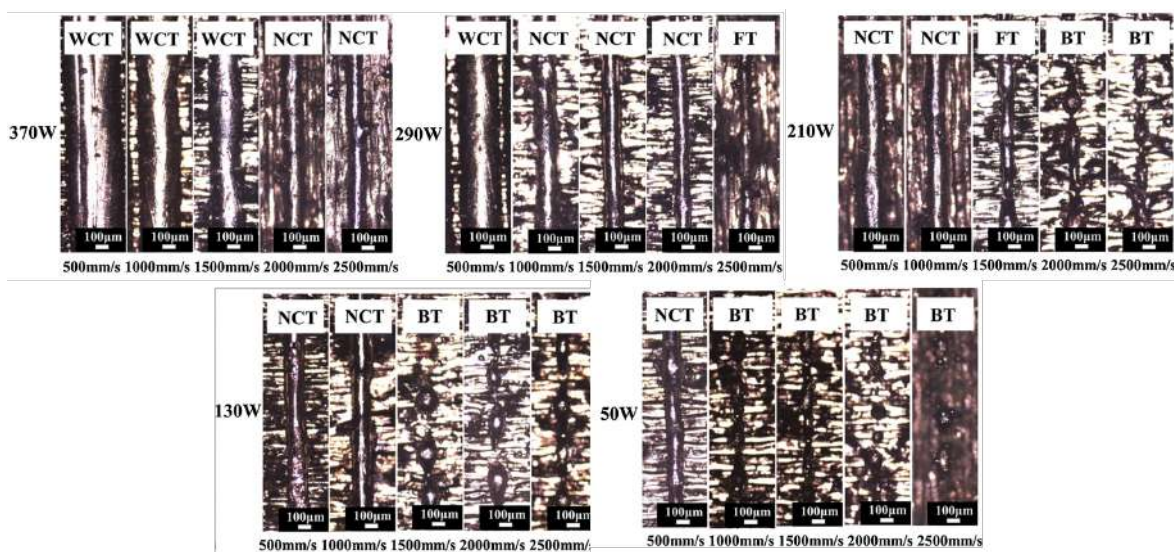
Pri nižšej dodanej lineárnej energii, t. j. pri nižšom výkone laseru alebo vyššej skenovacej rýchlosti, boli taviace dráhy stále stabilné, avšak výrazne užšie. Tento typ bol označený ako *Narrow-Continuous Track (NCT)*.

Pri ďalšom znižovaní energetického vstupu sa stabilita zvarov výrazne zhoršovala. Napríklad pri kombinácii 210 W / 1500 mm·s<sup>-1</sup> boli pozorované kolísavé, nestabilné dráhy s výraznými výstupkami („hrbmi“) a diskontinuitami zvarov, vid' obr. 2-3. Tento typ bol označený ako *Fluctuating Track (FT)*.



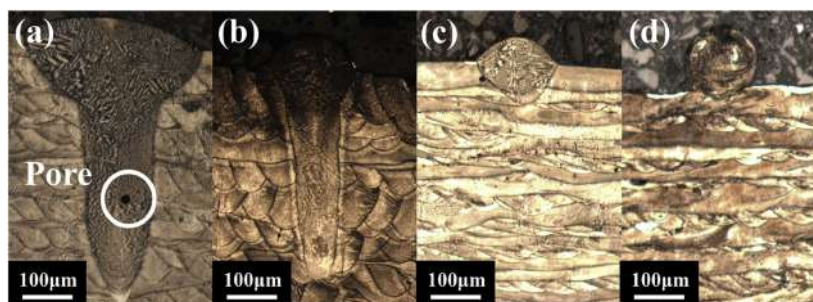
Obr. 2-3 Tvorba diskontinuit a výstupov pri nestabilných zvaroch [6]

Pri najnižších hodnotách výkonu lasera a najvyšších skenovacích rýchlostiach dochádzalo ku guľôčkovaniu taveniny (*balling effect*). Tento efekt vzniká v dôsledku veľmi nízkej dodanej energie, pri ktorej je povrchové napätie výrazne vyššie ako zmáčanlivosť taveniny. Materiál sa tak snaží minimalizovať svoj povrch, čo vedie k tvorbe samostatných kvapiek. Tieto nespojité dráhy boli označené ako *Balling Track (BT)*. Všetky skúmané zvary sú zobrazené na obrázku 2-4.



Obr. 2-4 Morfológia single trackov s ich procesnými parametrami a typmi [6]

Autori následne analyzovali jednotlivé taviace dráhy v priečnom reze, pričom identifikovali štyri charakteristické typy zvarov podľa ich geometrie. Prvým typom boli široké a hlboké zvary s výrazným efektom kľúčovej dierky (*keyhole effect*), označované ako *Wide-Keyhole Bead (WKB)*. Tieto zvary boli typické ostrým prechodom medzi vrchnou a spodnou časťou taveniny. Vrchná časť bola približne 1,5-násobne širšia ako spodná. Tento typ sa vyskytoval pri kombináciách procesných parametrov s vysokými výkonmi lasera (210 - 370 W) a nízkej skenovacej rýchlosti, vid' obr. 2-5 a).

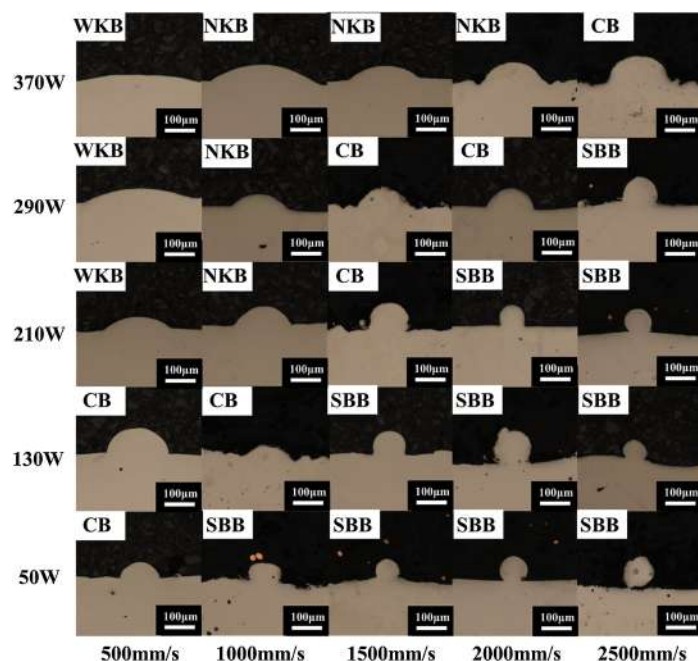


Obr. 2-5 Morfológia zvarov v reze: a) široký hlboký zvar (WKB); b) úzky široký zvar (NKB); c) konduktívny zvar (CB); d) guľôčkovací zvar (SBB) [6]

Druhým pozorovaným typom boli opäť zvary s keyhole tvarom, no s plynulým prechodom medzi vrstvami taveniny, bez náhleho zúženia, vid' obr. 2-5 b). Tento typ sa znova vyskytoval pri vysokých lineárnych energetických hustotách, ktoré však boli nižšie ako pri predošlom type, napríklad pri kombinácií procesných parametrov  $290 \text{ W} / 1\,000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . Označovaný bol ako *Narrow-Keyhole Bead (NKB)*.

Ako ideálny z hľadiska stabilného procesu bol vyhodnotený konduktívny typ zvaru, označovaný ako *Conduction Bead (CB)*. V tomto prípade mal zvar približne eliptický prierez, pričom približne polovica zvaru sa nachádzala v stavebnej podložke, vid' obr. 2-5 c). Konduktívny typ zvaru bol dosiahnutý pri miernych energetických hustotách, napríklad pri kombinácií vyššieho výkonu s vyššou rýchlosťou alebo nižšieho výkonu laseru a nižšej skenovacej rýchlosti.

Posledným pozorovaným typom boli zvary s výrazným guľôčkovacím efektom, ktoré vznikali pri dodaní nedostatočnej lineárnej energie. Tieto zvary boli označované ako *Shallow-Balling Bead (SBB)* a mali takmer perfektný kruhový prierez. Kontakt medzi taveninou a stavebnou doskou bol len minimálny, s veľmi plytkým prevarením, vid' obr. 2-5 d). Všetky prierezy zvarov zo všetkých kombinácií procesných parametrov sú uvedené v obr. 2-6.

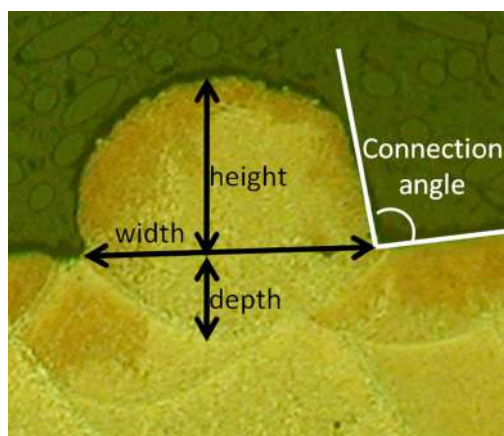


Obr. 2-6 Prierezy a označenie zvarov pri všetkých kombináciách procesných parametrov [6]

Podobné zistenia publikovali aj Kempen et al. [7], ktorí pomocou „single-track“ testu hľadali okno procesných parametrov na spracovanie hliníkovej zliatiny AlSi10Mg. V rámci tohto experimentu menili výkon laseru v rozsahu 170 - 200 W a skenovaciu rýchlosť od 200 do 1 400 mm·s<sup>-1</sup>, pričom hrúbka vrstvy bola konštantná a nastavená na 30 µm. Na posúdenie vhodnosti jednotlivých kombinácií procesných parametrov použitých kombinácií procesných parametrov autori definovali štyri geometrické kritéria, ktoré musel vytvorený zvar spĺňať:

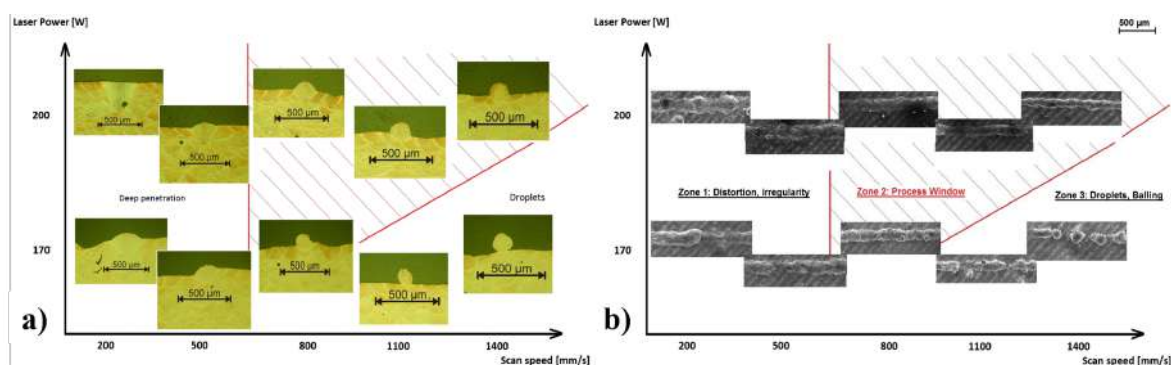
- 1) zvar musí byť neprerušovaný, aby sa predišlo tvorbe pórov a iných defektov,
- 2) zvar musí jemne penetrovať predošlú vrstvu, aby bola zabezpečené pevné prepojenie medzi nasledujúcimi vrstvami,
- 3) zvar musí mať dostatočnú výšku, ktorá je približne polovicou šírky zvaru, aby bolo možné vyrobiť trojrozmerný objekt,
- 4) kontaktný uhol medzi predošlou vrstvou a novým zvarom musí byť približne 90°, aby bola zabezpečená vysoká rozmerová presnosť a nízka porozita vo výslednej súčasti.

Všetky kľúčové rozmery, ktoré slúžili na vyhodnotenie geometrie podľa uvedených kritérií sú znázornené na obr. 2-7.



Obr. 2-7 Rozmery "single tracku" potrebné pre vyhodnotenie daných kritérií [7]

Autormi bolo, na základe ich stanovených kritérií, identifikované okno stabilných zvarov pri miernych kombináciách procesných parametrov, v ktorých sa dodaná lineárna energetická hustota pohybovala v rozsahu  $0,15 - 0,25 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-1}$ . Táto oblasť, spĺňajúca autormi stanovené požiadavky na plynulý a súvislý tavný kúpeľ bez výrazných defektov, je zobrazená na obr. 2-8. Okrem vymedzenia stabilného okna autori zároveň podrobne popísali hraničné oblasti procesného priestoru, konkrétne ľavý horný okraj, kde sa vyskytujú zvary s keyhole tvarom a ľavý dolný okraj, kde bol pozorovaný výrazný guľôčkovací efekt.



Obr. 2-8 Mofológia single trackov s rôznymi kombináciami procesných parametrov: a) rezy zvarmi; b) SEM snímky zvarov zvrchu [7]

Guľôčkovací efekt, ktorý sa vyskytuje pri veľmi nízkej dodanej lineárnej energii (typicky kombinácia vysokej skenovacej rýchlosti a nízkeho výkonu laseru), vzniká z dôsledku straty stability tavného kúpeľa. Kľúčovým faktorom je pomer dĺžky a priemeru taveniny, ktorý pri dorovnaní, resp. prekročení kritickej hodnoty  $\pi$  vedie k tzv. Plateau-Rayleighovej nestabilite. Daná nestabilita je popísaná v rovnici 2. Tento jav číselne popisuje stratu zmáčanlivosti taveniny a jej zhlukovanie do guľôčok, ktoré pozorovali aj Guo et al. [6].

$$\frac{l}{d} \geq \pi \quad (-) \quad (2)$$

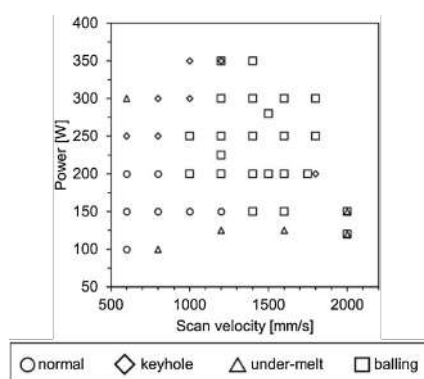
kde:

$l$	(mm)	dĺžka tavného kúpeľa,
$d$	(mm)	šírka/priemer tavného kúpeľa.

Naopak, pri nadmerne vysokej lineárnej energii (typicky pri vysokom výkone laseru a nízkej skenovacej rýchlosti) dochádza k rozšíreniu tavného kúpeľa a výraznému poklesu viskozity taveniny. V takýchto podmienkach hrá významnú úlohu hydrodynamické správanie taveniny, hlavne v dôsledku Marangoniho efektu. Tento efekt je spôsobený teplotnými gradientmi povrchového napätia, ktoré spôsobujú prúdenie taveniny z oblastí s nižším povrchovým napätím (teplejšia tavenina), do oblastí s vyšším povrchovým napätím (chladnejšia tavenina). Toto vedie k vzniku výraznej podpovrchovej nestability a lokálnemu prehĺbeniu tavného kúpeľa, čo priamo vedie k tvorbe úzkych a hlbokých „keyhole“ zvarov. V praxi ide o opačný extrém v porovnaní s „balling“ efektom.

He et al. [8] vo svojej práci skúmali vplyv procesných parametrov na spracovanie nástrojovej ocele H13 pomocou technológie L-PBF. Experiment začal analýzou 40 „single track“ vzoriek, pri ktorých bol výkon laseru nastavený v rozsahu od 100 do 350 W a skenovacia rýchlosť v rozmedzí 600 - 2 000 mm·s<sup>-1</sup>. Ostatné procesné parametre boli konštantné. Hrúbka vrstvy bola stanovená na úrovni 30 μm, priemer laseru na úrovni 100 μm, predohrev stavebnej dosky na úrovni 80 °C a výroba prebiehala v inertnej atmosfére argónu.

Morfológia vzoriek bola hodnotená na základe šírky a hĺbky zvaru, ako aj výšky vystupujúceho materiálu nad stavebnou doskou. Na základe týchto parametrov boli všetky vzorky klasifikované, pričom výsledky sú znázornené na obr. 2-9.



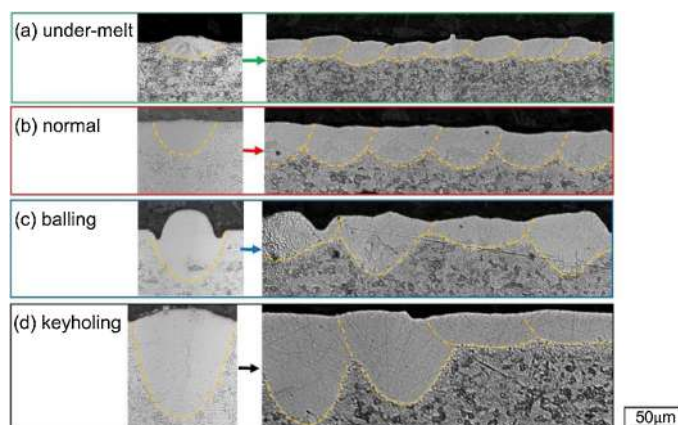
Obr. 2-9 Defekty "single track" zvarov na základe procesných parametrov [8]

Aj keď výsledky neboli až také jednoznačné ako v predchádzajúcich štúdiách, autori pozorovali určité trendy. Pri extrémne vysokých výkonoch v kombinácii nízkymi skenovacími rýchlosťami sa vyskytovali „keyhole“ zvary. Pri skenovacích rýchlostiach nad úrovňou 1 200 mm·s<sup>-1</sup>, s výnimkou štyroch vzoriek, bolo pozorované guľôčkovanie taveniny. Najstabilnejšie zvary boli pozorované pri kombináciách výkonu laseru do 200 W a nižších skenovacích rýchlostiach do 1 000 mm·s<sup>-1</sup>.

Zaujímavým zistením bol aj výskyt viacerých defektov súčasne v jednej vzorke. Napríklad zvary vyrobené so skenovacíou rýchlosťou na úrovni 2 000 mm·s<sup>-1</sup> vykazovali defekty spojené s nedostatkom dodanej energie a to guľôčkovací efekt a zároveň podtavením materiálu. Naopak, pri kombinácii výkonu laseru 350 W a skenovacej rýchlosti

1 200 mm·s<sup>-1</sup> sa v jednej vzorke vyskytovali „keyhole“ defekty, ale aj guľôčkovanie vykazoval guľôčkovanie.

Okrem „single track“ zvarov autori vyrobili aj „multi track“ vzorky, ktoré boli tvorené z viacerých paralelných dráh vyrobených s roztečou medzi susednými dráhami v rozsahu od 0,07 do 0,012 mm. Pri niektorých z týchto vzoriek bol pozorovaný interakčný efekt medzi susednými zvarmi, kde napríklad tretí zvar už netvoril „keyhole“ defekt, ale len široký zvar v normálnej hĺbke, vid' obr. 2-10 d).



Obr. 2-10 "Multi track" vzorky: a) podtavenie materiálu; b) normálne zvary; c) "balling" efekt; d) "keyhole" zvary [8]

### 2.2.3 Vplyv procesných parametrov na porozitu

Ako ukázala predchádzajúca kapitola, správanie tavného kúpeľa je výrazne ovplyvnené v závislosti od kombinácie procesných parametrov. Pri nevhodne nastavených parametroch vznikajú rôzne defekty ako guľôčkovanie, prehĺbenia zvaru do keyhole tvaru a pod. Tieto javy však neovplyvňujú len morfológiu povrchu, ale majú aj priame dôsledky na vnútornú štruktúru materiálu, pričom kľúčová je najmä porozita, ktorá následne priamo ovplyvňuje mechanické vlastnosti materiálu.

#### NÁSTROJOVÉ OCELE

Impaziente et al. [9] skúmali vplyv procesných parametrov na porozitu nástrojovej ocele H13 pri jej spracovaní technológiou L-PBF. V rámci ich práce menili výkon laseru v rozsahu 150 - 300 W, skenovaciu rýchlosť od 500 do 1 000 mm·s<sup>-1</sup> a rozteč dráh od 80 do 120 µm. Všetky stavby prebiehali pri konštantnej teplote stavebnej dosky 200°C, hrúbky vrstvy 30 µm a každá kombinácia procesných parametrov bola vyrobená trikrát, čo umožnilo overenie opakovateľnosti výsledkov. Na kategorizáciu vzoriek autori použili okrem objemovej energetickej hustoty (*Volumetric Energy Density - VED*) aj plošnú energetickú hustotu (*Surface Energy Density - SED*), definované vzťahmi:

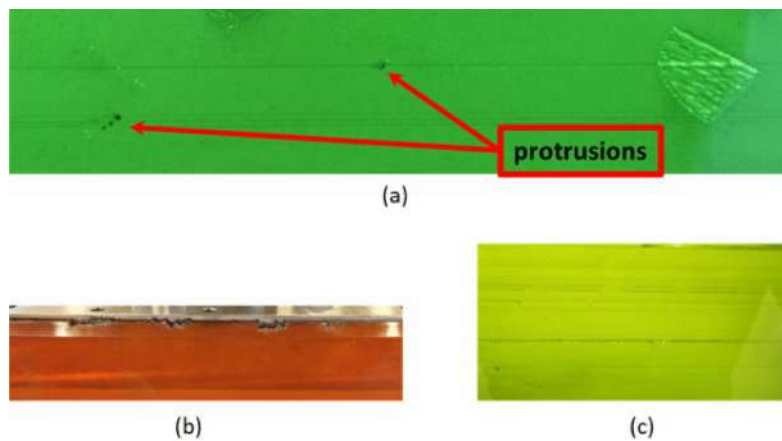
$$SED = \frac{LP}{LS \cdot HD} \quad (J \cdot mm^{-2}) \quad (3)$$

$$VED = \frac{LP}{LS \cdot HD \cdot LT} \quad (J \cdot mm^{-3}) \quad (4)$$

kde:

$LP$	( $W$ )	výkon laseru ( <i>laser power</i> ),
$LS$	( $mm \cdot s^{-1}$ )	skenovacia rýchlosť ( <i>scan speed</i> ),
$HD$	( $mm$ )	rozteč dráh laseru ( <i>hatch distance</i> ),
$LT$	( $mm$ )	Výška vrstvy ( <i>layer thickness</i> ).

Počas výroby vzoriek autori zaznamenali veľký výskyt vzoriek, pri ktorých zatuhnutá tavenina presahovala nad úroveň práškovej vrstvy, vid' obr. 2-11 a), čo mohlo výrazne ovplyvniť proces výroby kontaktom daných výstupkov s britom nanášača a jeho poškodením, vid' obr. 2-11 b), alebo jeho nadvihnutím. Toto môže následne viesť k nanášaniu nerovnomerných vrstiev prášku, vid' obr. 2-11 c), a ovplyvneniu výroby ostatných vzoriek.



Obr. 2-11 a) Nárast taveniny nad úroveň naneseného prášku; b) poškodenie britu nanášača; c) nerovnomerná vrstva prášku [9]

Z celkovo 81 plánovaných vzoriek sa podarilo úspešne dokončiť len 33 vzoriek. Žiadna zo vzoriek s výkonom laseru 300 W nebola dokončená, pričom aj pri výkone 225 W boli úspešne dokončené len tri kombinácie parametrov. Naopak pri výkone 150 W bola nedokončená len jedna vzorka, pričom jej nedokončenie bolo spôsobené obletujúcou taveninou so vzorky vyrábanej s výkonom laseru 300 W. Tieto výsledky ukazujú, že nárast taveniny nad úroveň vrstvy naneseného prášku vzniká predovšetkým pri dodaní nadmerného množstva energie.

Autori taktiež pozorovali nárast porozity so zvyšujúcou sa výškou vzorky. Zatiaľ čo v dolných častiach vzoriek (pri vyhrievanej stavebnej doske na teplotu 200°C) bola porozita pomerne nízka, vo vrchných častiach vzoriek sa zvyšovala. Napríklad pri vzorke vyrobenej s výkonom laseru 225 W, skenovacíou rýchlosťou 750 mm·s<sup>-1</sup> a roztečou dráh laseru 100 μm dosahovala porozita v spodnej časti hodnotu 0,27%, zatiaľ čo vo výške 35 - 40 mm vzrástla na 0,65%. Tento jav bol výraznejší pri vzorkách s vyššou dodanou energetickou hustotou.

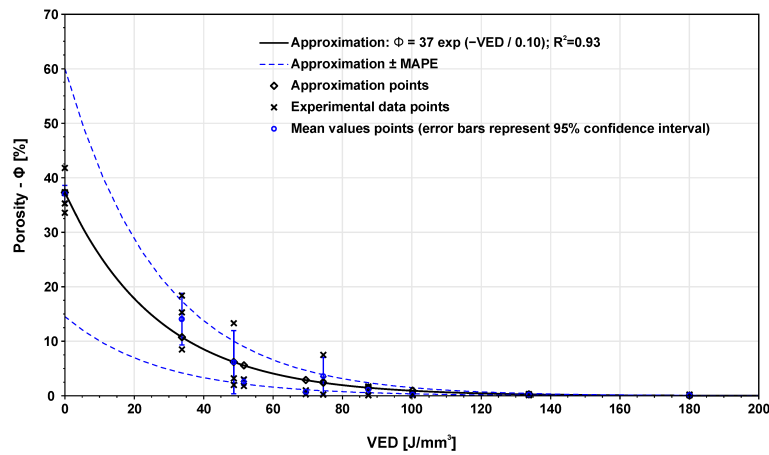
Najnižšia nameraná porozita, na úrovni 0,08%, bola dosiahnutá pri kombinácii procesných parametrov 150 W, 500 mm·s<sup>-1</sup> a 120 μm, pričom aj ďalšie kombinácie procesných parametrov dosahovali relatívnu hustotu nad 99,9%, vid' tab. 2-4. Naopak celkovo najvyššiu porozitu, na úrovni 0,69%, vykazovala vzorka s kombináciou procesných parametrov 150 W, 1 000 mm·s<sup>-1</sup> a 120 μm, ktorá dosahovala najnižšiu dodanú objemovú energetickou hustotu na 41,7 J·mm<sup>-3</sup>.

Tab. 2-4 Prehľad päť kombinácií procesných parametrov s najnižšou porozitou [9]

<b>Kombinácia (LP-LS-HD)</b> (W) - (mm·s <sup>-1</sup> ) - (μm)	<b>SED</b> (J·mm <sup>-2</sup> )	<b>VED</b> (J·mm <sup>-3</sup> )	<b>Porozita</b> (%)
150-500-120	4,3	83,3	0,08
150-1000-100	2,1	50,0	0,09
150-1000-80	2,1	62,5	0,09
150-750-80	2,9	83,3	0,11
150-750-100	2,9	66,7	0,15

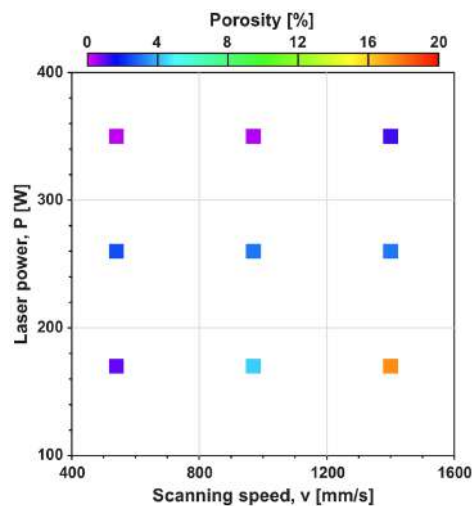
Véle et al. [10] sa vo svojej práci taktiež zaoberali vplyvom procesných parametrov na porozitu nástrojovej ocele H13, pričom použili štatistický prístup pomocou *Design of experiment (DoE)*. V experimente skúmali dva hlavné faktory a to výkon laseru pri hodnotách 170 W, 260 W a 360 W a skenovaciu rýchlosť s hodnotami 540 mm·s<sup>-1</sup>, 970 mm·s<sup>-1</sup> a 1 400 mm·s<sup>-1</sup>. Všetky kombinácie procesných parametrov boli opakované trikrát v troch rôznych stavbách, čo celkovo predstavuje 27 vzoriek. Hrúbka vrstvy bola konštantných 30 μm. rozteč dráh laseru bola 120 μm, výhrev stavebnej dosky na 200°C a ako skenovacia stratégia bol použitý meander s rotáciou vrstvy 90°.

Najnižšia porozita pod úrovňou 0,2% bola dosiahnutá pri viacerých vzorkách s kombináciami procesných parametrov, ktoré zodpovedali objemovej energetickej hustote minimálne 100,2 J·mm<sup>-3</sup> až po 180 J·mm<sup>-3</sup>. Autori ďalej poznamenali aj veľkú variabilitu porozity v závislosti od objemovej energetickej hustoty. Pri hodnotách pod 87,5 J·mm<sup>-3</sup> bola porozita výrazne premenlivá, zatiaľ čo pri vyšších dodaných energiách bola variabilita nameraných porozít minimálna. Toto podľa autorov naznačuje vyššiu procesnú stabilitu pri vysokých hodnotách VED. Tento trend je viditeľný na obr.2-12, kde je vidieť exponenciálna závislosť porozity od objemovej energetickej hustoty s koeficientom determinácie (R<sup>2</sup>) na úrovni 0,93.



Obr. 2-12 Matematická závislosti medzi porozitou a dodanou objemovou energetickou hustotou [10]

Na získanie čo najlepšej predstavy vzťahu medzi výkonom laseru a skenovacíou rýchlosťou autori vytvorili mapu porozity v priestore LP-LS, kde sú vyznačené všetky priemerné hodnoty porozity pre každú testovanú kombináciu procesných parametrov, vid' obr. 2-13. Z tejto mapy sa taktiež dá určiť, že najhoršia porozita bola podľa očakávaní pri kombinácii procesných parametrov s veľmi nízkym výkonom laseru 170 W a najvyššej testovanej skenovacej rýchlosti (1 400 mm·s<sup>-1</sup>)



Obr. 2-13 Priemerná porozita vzoriek zobrazená v priestore LP-LS [10]

## MARAGING OCELE

Bai et al. [11] vo svojej práci podrobne analyzovali vnútorné defekty vznikajúce pri spracovaní maraging ocele 18Ni300 pomocou technológie L-PBF. Primárne sa zamerali na typy pozorovanej porozity a mechanizmy jej vzniku. Autori na základe dostupnej literatúry stanovili procesné parametre pre kontrolnú vzorku (vzorka č. 2) a následne vždy zvyšovali alebo znižovali hodnotu len jedného procesného parametru, aby identifikovali jeho vplyv na tvorbu defektov. Skúmané boli štyri hlavné procesné parametre a to výkon laseru, skenovacíu rýchlosť, rozteč dráh laseru a hrúbku vrstvy. Použité kombinácie sú uvedené v

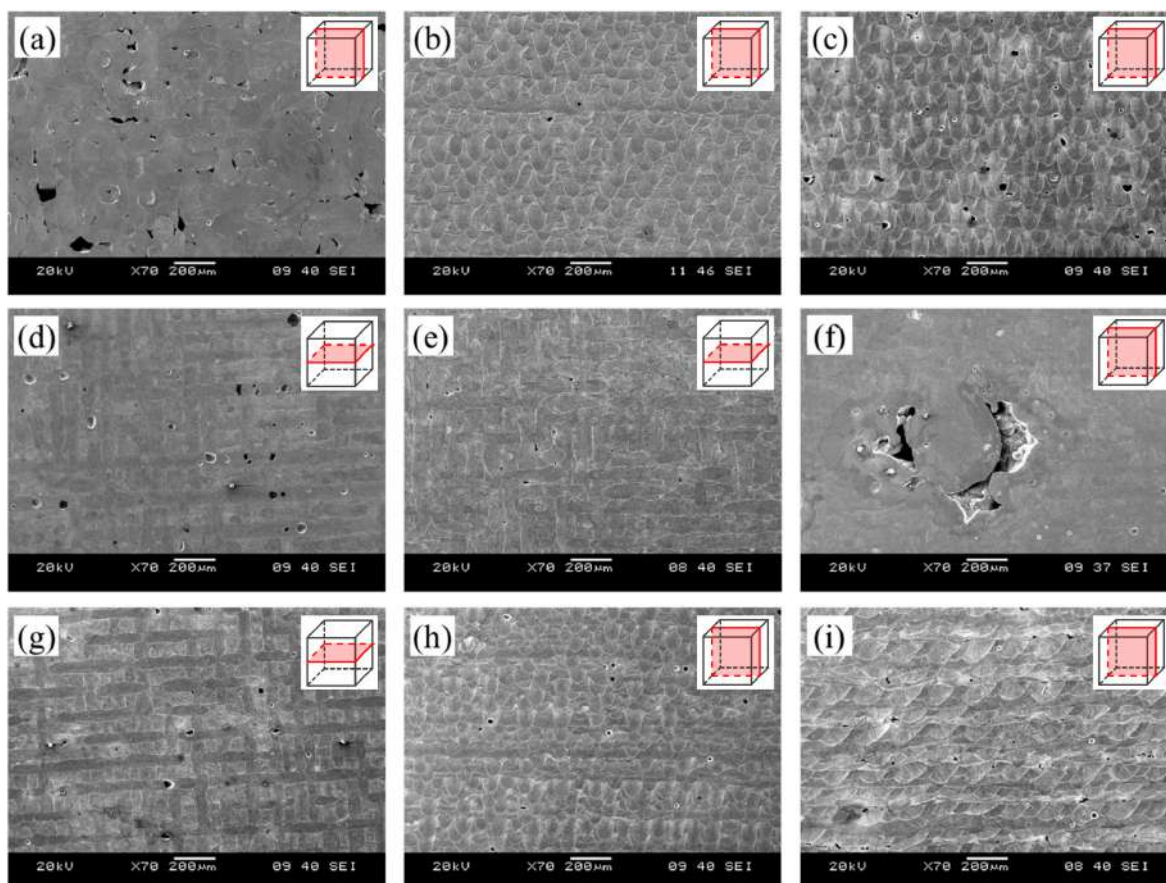
tab. 2-5. Počas celej stavby použitá modifikovaná skenovacia stratégia meander, pri ktorej rotácia dráh nenastala pri každej vrstve, ale pri každej druhej vrstve o 90°.

Tab. 2-5 Skúmané procesné parametre a ich zodpovedajúce hodnoty VED [11]

<b>Vzorka</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-3</sup> )	<b>HD</b> (μm)	<b>LT</b> (μm)	<b>VED</b> (J·mm <sup>-3</sup> )
1	<b>100</b>	500	85	35	67,23
2	160	500	85	35	107,56
3	<b>200</b>	500	85	35	134,45
4	160	<b>300</b>	85	35	179,27
5	160	<b>900</b>	85	35	59,76
6	160	500	<b>50</b>	35	182,86
7	160	500	<b>120</b>	35	76,19
8	160	500	85	<b>20</b>	188,24
9	160	500	85	<b>50</b>	75,29

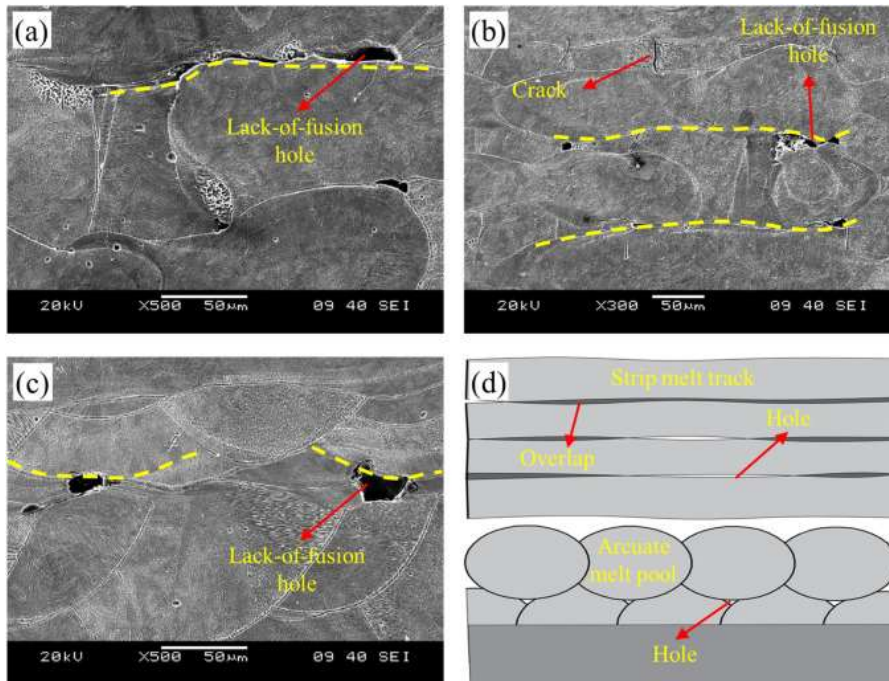
Na obr. 2-14 sú zobrazené SEM snímky porozity a defektov zo všetkých kombinácií procesných parametrov. Na kontrolnej vzorke č. 2 je možné pozorovať minimálnu porozitu a stabilné zvary. Pri ostatných vzorkách boli pozorované dva hlavné druhy porozity:

- Nepravidelné póry s ostro ohraničeným tvarom, vid' obr. 2-14 a), e), f), i).
- Pravidelné guľaté póry, vid' obr. 2-14 c), d), g), h)



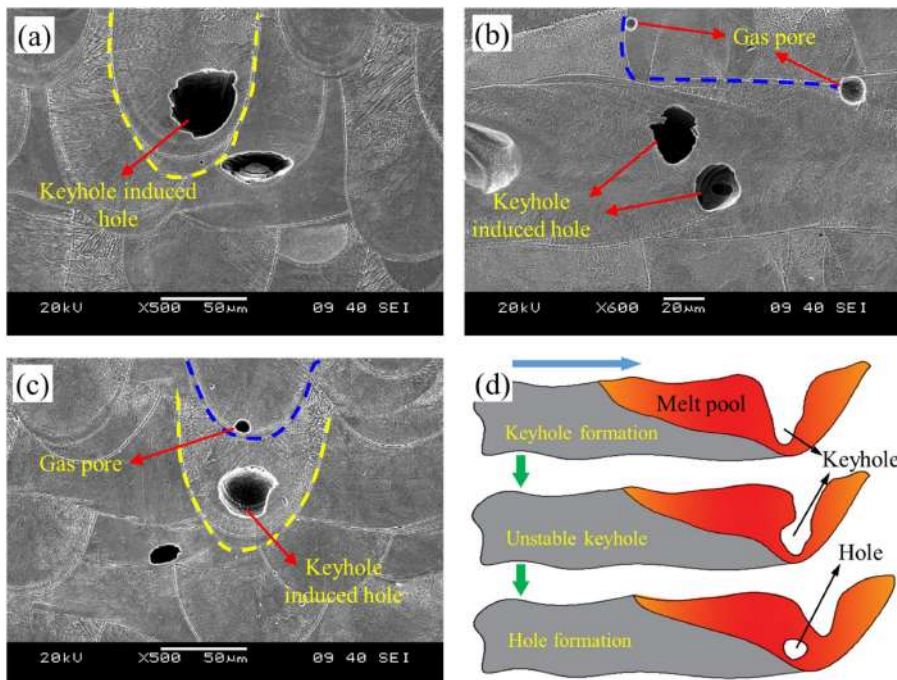
Obr. 2-14 Rôzne morfológie pórov pozorovaných pomocou SEM: a) vzorka 1 - nepravidelné póry; b) vzorka 2 - kontrolná vzorka bez významných defektov; c) vzorka 3 - guľaté póry; d) vzorka 4 - guľaté póry; e) vzorka 5 - nepravidelné póry; f) vzorka 6 - nepravidelný pór; g) vzorka 7 - guľaté póry; h) vzorka 8 - guľaté póry; i) vzorka 9 - nepravidelné póry [11]

Nepravidelné póry vznikali pri kombináciách procesných parametrov, ktoré výrazne znížovali dodanú objemovú energetickú hustotu. Tento typ defektov je známy ako *Lack-of-Fusion (LoF)* porozita a je spôsobená nedostatočným natavením predchádzajúcich vrstiev alebo susedných tavných stôp. V dôsledku toho vznikajú medzery medzi vrstvami alebo v oblasti ich prekrytia, ktoré sa počas tuhnutia nevyplnia taveninou. LoF porozita sa najčastejšie vyskytuje na hraniciach medzi jednotlivými vrstvami a vyznačujú sa pretiahnutým, nepravidelným tvarom, vid' obr. 2-15 a)-c). Mechanizmus ich vzniku je znázornený na obr. 2-5 d). Zároveň môže podobná porozita, ktorá je tiež označovaná ako LoF porozita, vznikat' aj v okolí guľôčok taveniny, ktoré sa formulujú pri nízkej energii v dôsledku guľôčkovacieho efektu, príklad takejto porozity je znázornený na obr. 2-14 f).



Obr. 2-15 a), b), c) SEM snímky LoF porozity; d) schéma tvorby LoF porozity [11]

Naopak pravidelné guľaté póry vznikali pri zmene procesných parametrov, ktorá danú hustotu výrazne zvýšili. Dané póry vznikajú kvôli keyhole efektu, ktorý bol vysvetlený v kap. 2.2.2. Dodaná objemová energetická hustota je vtedy tak vysoká, že sa tavný kúpeľ prehĺbuje a zužuje, pričom v jeho strede je tavenina odtláčaná do bokov a zároveň sa vyparuje. V obidvoch prípadoch sa však v tavenine tvoria guľaté póry. Schéma tohto mechanizmu je znázornený na obr. 2-16 d) a príklady tejto porozity sú znázornené na obr. 2-16 a) - c).



Obr. 2-16 a), b), c) príklady keyhole porozity zo SEM; d) schéma tvorby keyhole porozity [11]

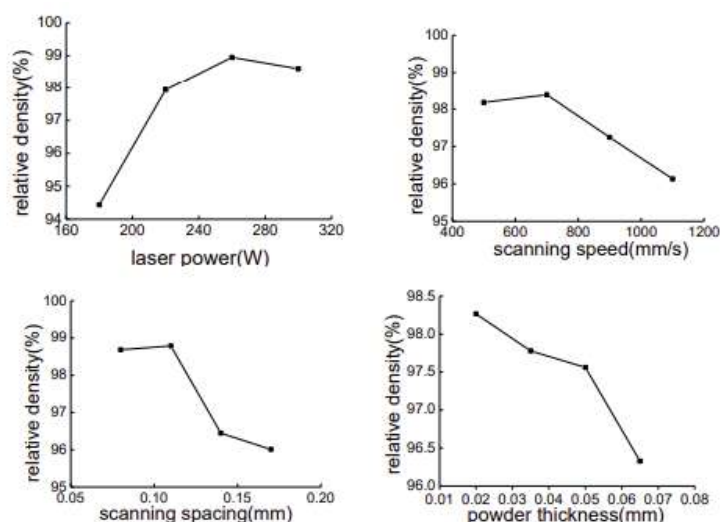
Huang et al. [12] sa vo svojej práci zamerali na vplyv štyroch kľúčových procesných parametrov, výkonu lasera, skenovacej rýchlosti, rozteče dráh a hrúbky vrstvy na relatívnu hustotu kockových vzoriek vyrobených z maraging ocele 18Ni300. V experimente bola použitá  $4 \times 4$  matica kombinácií procesných parametrov, viď tab. 2-6, a výsledky analyzovali pomocou analýzy rozptylu (*Analysis of Variance - ANOVA*). Celkovo bolo vyrobených a vyhodnotených 16 vzoriek.

Tab. 2-6 Hraničné hodnoty a kroky procesných parametrov [12]

	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-3</sup> )	<b>HD</b> (mm)	<b>LT</b> (μm)
<b>Max.</b>	300	500	0,17	0,065
<b>Min.</b>	180	1100	0,08	0,020
<b>Krok</b>	40	200	0,03	0,015

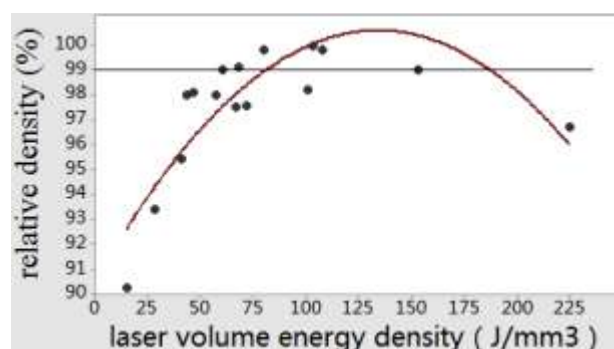
Najnižšia porozita bola získaná pri výkone lasera 260 W, skenovacej rýchlosti  $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , rozteče dráh 0,11 mm a hrúbky vrstvy 0,02 mm. Autori boli schopní pomocou analýzy rozptylu skúmať vplyv jednotlivých procesných parametrov na vývoj relatívnej hustoty, viď obr. 2-17.

- **Výkon lasera (LP)** - Pri zvyšovaní výkonu z 180 W na 260 W relatívna hustota narastala, no po prekročení tejto hranice začala opäť klesať,
- **Skenovacia rýchlosť (LS)** - Relatívna hustota spočiatku rástla až od hodnoty  $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , následne pri vyšších rýchlostiach klesala a vzorky začali vykazovať LoF porozitu,
- **Rozteč dráh (HD)** - Pri hodnotách 0,08 až 0,11 mm boli dosahované najvyššie relatívne hustoty, pričom pri ďalšom raste rozteče vznikali medzi stopami medzery a preto narastala aj porozita,
- **Hrúbka vrstvy (LT)** - Najnižšia porozita bola dosiahnutá pri 0,02 mm. Pri hrubších vrstvách porozita prudko narastala, keďže vzorkám nebola dodávaná dostatočná energia.



Obr. 2-17 Závislosť relatívnej hustoty na jednotlivých procesných parametroch [12]

Autori taktiež analyzovali vplyv objemovej energetickej hustoty na relatívnu hustotu, pričom sa im podarilo definovať rozsah energií od  $75 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  do  $185 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ , kde bola relatívna hustota vždy nad 99%, vid' obr. 2-18. Pri hodnotách  $185 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  začala hustota opäť klesať a prevládala tvorba keyhole porozity.



Obr. 2-18 Vplyv objemovej energetickej hustoty na relatívnu hustotu vzoriek [12]

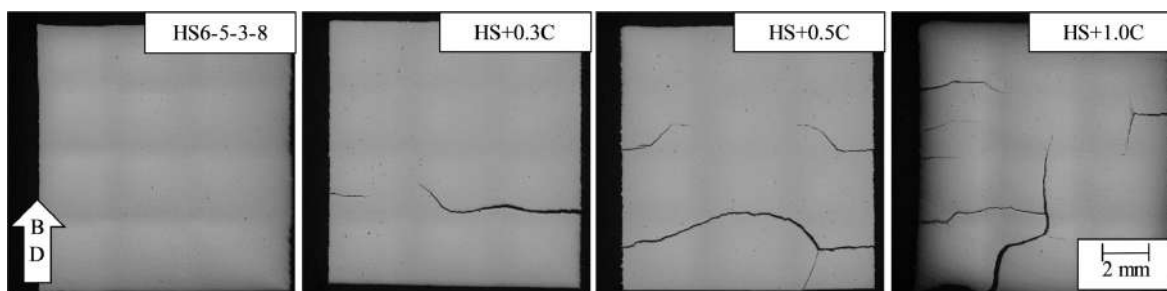
## 2.2.4 Tvorba prasklín

Spracovanie vysoko-vytvrditeľných ocelí technológiou L-PBF je často sprevádzané tvorbou prasklín, ktoré výrazne obmedzujú praktickú využiteľnosť týchto materiálov. Praskliny sú obzvlášť závažný problém pri oceliach s vyšším obsahom uhlíku, a to najmä z dôvodu podobnosti procesu L-PBF so zvaráním, pri ktorom dochádza k výraznému tepelnému ovplyvneniu materiálu. Z tohto dôvodu je nevyhnutné definovať mechanizmu vzniku prasklín pri technológii L-PBF a účinné stratégie na elimináciu ich tvorby.

Saewe et al. [13] sa vo svojej práci zamerali na vplyv obsahu uhlíku na spracovateľnosť rýchloreznej ocele HS6-5-3-8 (1.3294) počas aditívnej výroby technológiou L-PBF. Samostatná oceľ s obsahom uhlíku 1,3 hm.% bola spracovaná bez trhlín a s relatívnou hustotou na úrovni 99,95%. Autori následne sledovali vplyv dodatočného zvyšovania

obsahu uhlíku na tvorbu prasklín pridaním 0,3 hm.%; 0,5 hm.% a 1,0 hm.% uhlíku do prášku. Domnievali sa, že zvýšením obsahu uhlíku v skúmanej oceli zastabilizujú tvorbu austenitickej fázy a taktiež dôjde k menšej tvorbe krehkého a tvrdého martenzitu, čím by zabránili tvorbe prasklín. Všetky vzorky boli vyrábané s výkonom laseru 200 W, skenovaciou rýchlosťou  $740 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , roztečou dráh  $100 \mu\text{m}$ , hrúbkou vrstvy  $30 \mu\text{m}$  a teplotou predohrevu  $350^\circ\text{C}$ .

Pri výsledkoch bola pozorovaná jasná korelácia medzi zvyšujúcim sa obsahom uhlíku a výskytom trhlín. Kontrolná vzorka bez pridaného uhlíku neobsahovala žiadne praskliny, ale vzorka s pridaným 0,3 hm.% uhlíku už vykazovala výrazné praskliny. To isté platilo aj pri ostatných vzorkách s pridaným uhlíkom, pričom praskanie bolo s narastajúcim množstvom uhlíka vždy výraznejšie, viď obr. 2-19.



Obr. 2-19 Vplyv prídavku uhlíka na tvorbu prasklín v rýchloreznej oceli HS6-5-3-8 [13]

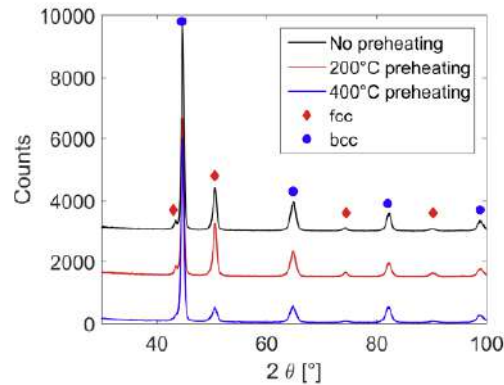
Po bližšej analýze vzoriek pomocou SEM a EDS (*Energy-dispersive X-ray spectroscopy*) autori síce potvrdili svoju hypotézu, kedy zvýšením obsahu uhlíku zastabilizovali tvorbu austenitickej fázy a znížili tvorbu martenzitu. Zároveň zvýšením obsahu uhlíku podporili tvorbu extrémne tvrdých karbidov, ktoré vznikajú medzi dendritmi v dôsledku segregácie legujúcich prvkov ako sú vanád, volfrám, molybdén a chróm. Tieto tvrdé karbidické precipitáty sú hlavným dôvodom tvorby trhlín.

Mertens et al. [14] skúmali vplyv rôznych teplôt predohrevu na vznik zvyškových napätí a fázové zloženie nástrojovej ocele H13 vyrábanej technológiou L-PBF. Všetky vzorky boli vo forme kociek s rozmermi  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  a boli vyrobené pri konštantných procesných parametroch, kde výkon laseru bol 170 W, skenovacia rýchlosť  $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , hrúbka vrstvy  $30 \mu\text{m}$  a rozteč dráh laseru  $105 \mu\text{m}$ . Vo všetkých vzorkách vyrobených s týmito procesnými parametrami bola dosiahnutá relatívna hustota vyššia ako 99%.

Fázová analýza bola zrealizovaná pomocou röntgenovej difrakcie (*X-Ray Diffraction - XRD*), pričom boli identifikované dve kryštalografické mriežky, BCC (*Body-Centered Cubic*) a FCC (*Face-Centered Cubic*). Výsledky ukázali, že diely vyrobené bez predohrevu obsahovali najväčší pomer BCC štruktúry, čo znamená prítomnosť tvrdého a krehkého martenzitu. Naopak pri predohreve na  $200^\circ\text{C}$  bol zaznamenaný najnižší podiel BCC fáz a najvyšší podiel FCC štruktúr, čo naznačuje výrazne vyšší obsah zvyškového austenitu.

Najzaujímavejším výsledkom bola vzorka s predohrevom  $400^\circ\text{C}$ , kde opäť stúpol podiel BCC štruktúr. Tento výsledok je spôsobený tvorbou bainitu namiesto martenzitu, keďže pri

predohreva na 400°C teplota vzorky nikdy neklesne pod teplotu martenzit štart ( $M_s$ ), ktorá je pre oceľ H13 približne 350°. Výsledná fáza je síce detegovaná ako BCC štruktúra, ale v realite ide o bainit, ktorý má jemne deformovanú BCC mriežku, ktorá je často označovaná aj ako BCT (*Body-Centered Tetragonal*). Všetky výsledky z XRD analýzy sú uvedené na obr. 2-20.

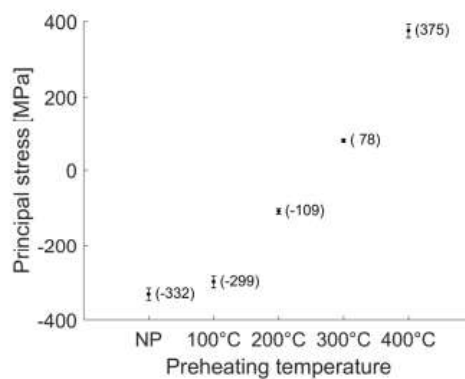


Obr. 2-20 Difraktogramy vzoriek s rôznou teplotou predohrevu: čierna - bez predohrevu; červená - 200°C; modrá - 400°C [14]

Zvyškové napätia na povrchu vzoriek boli taktiež analyzované pomocou XRD. Najvyššie tlakové napätia na povrchu boli pozorované pri výrobe bez predohrevu -332 MPa a pri predohreva 100°C na úrovni -299 MPa. Tieto hodnoty zodpovedajú martenzitickej transformácii, ktorá je objemovo expanzívna a teda z povrchu tlačí do objemu (v objeme ide o ťahové napätia, ktoré tvoria praskliny).

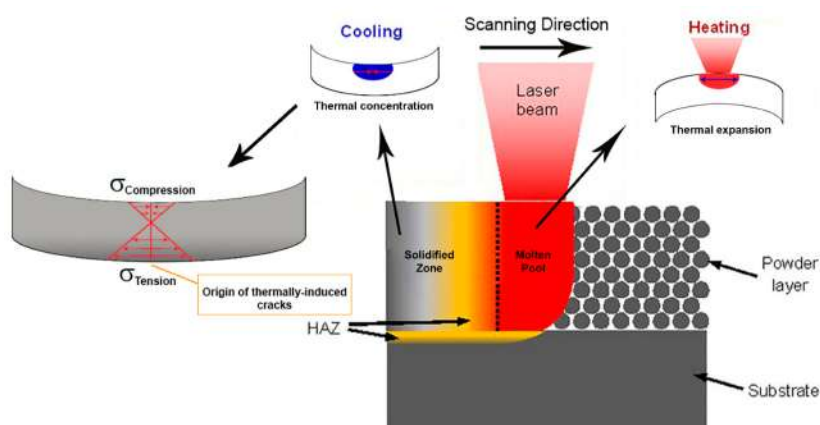
Pri predohreva stavebnej dosky 200°C a 300°C boli napätia najnižšie -109 MPa, resp. 78 MPa, čo je vysvetliteľné oveľa väčším podielom zvyškového austenitu. Ten má lepšie plastické vlastnosti a zmierňuje, tak akumuláciu napätia vo výtlačkoch.

Pri najvyššom predohreva 400°C však napätie dosiahlo extrémnu ťahovú hodnotu 375 MPa, čo autori pripísali bainitickej transformácii. Bainit vzniká pri teplote nad  $M_s$  a je sprevádzaný objemovou kontrakciou (opak martenzitickej transformácie). Vývoj napätí v závislosti od teploty je zobrazený na obr. 2-21.



Obr. 2-21 Hodnoty povrchových zvyškových napätí v závislosti od teploty predohrevu [14]

Narvan et al. [15] vo svojej práci analyzovali vplyv predohrevu stavebnej dosky na tvorbu prasklín v kvádrových vzorkách s rozmermi  $10 \times 10 \times 15 \text{ mm}^3$  vyrobených z nástrojovej ocele H13. Praskliny vznikali ako dôsledok extrémnych tepelných gradientov generovaných počas procesu spracovania materiálu. Vrchná časť vrstvy je priamo zahrievaná laserom, zatiaľ čo spodné oblasti práškoveho lôžka sú zahrievané nepriamo procesmi ako je radiácia tepla, dotyk už roztaveného prášku a podobne. Týmto vzniká nerovnomerné zahrievanie a následné ochladzovanie taveniny, ktorá tuhne skôr v spodnej časti ako vo vrchnej, čím vznikajú dva rôzne druhy napätia. Vo vrchnej časti vrstvy vzniká tlakové napätie, zatiaľ čo v tej spodnej ťahové, vid' obr. 2-22. Tieto napätia sa vo vyrábanej súčasti hromadia vo forme zvyškových. Pri oceliach s vysokým obsahom uhlíku sa pri rýchlom tuhnutí taveniny, ktoré je typické pre technológiou L-PBF, tvoria tvrdé a krehké martenzitické štruktúry. Tie sú náchylné na vznik trhlín a v prípade dostatočné nahromadenia zvyškových napätí v súčasti dochádza k tvorbe prasklín.



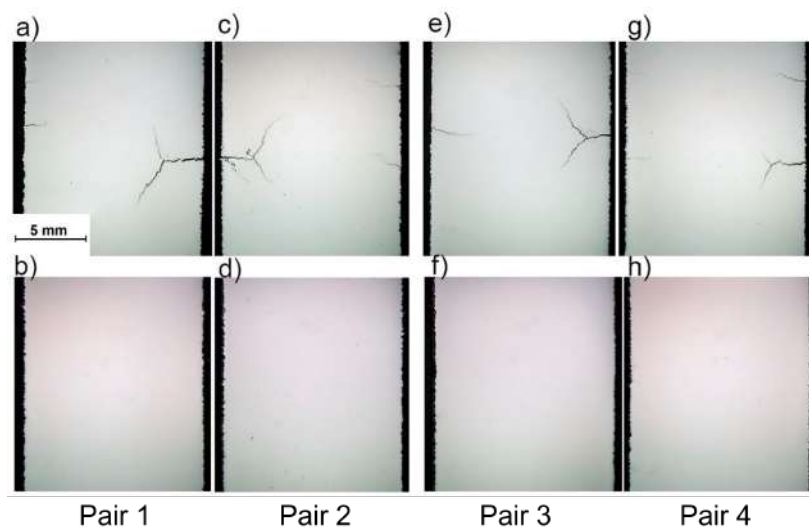
Obr. 2-22 Schéma vzniku prasklín v dôsledku tepelných gradientov počas procesu L-PBF [15]

Na overenie vplyvu predohrevu navrhli autori test, pri ktorých boli rovnaké kombinácie procesných parametrov aplikované pri výrobe vzoriek bez a s predohrevom stavebnej dosky na teplotu  $200^\circ\text{C}$ . Vyrobené boli štyri páry vzoriek s rôznymi kombináciami procesných parametrov, ktoré sú uvedené v tab. 2-7.

Tab. 2-7 Kombinácie procesných parametrov skúmaných vzoriek [15]

Pár vzoriek	LP (W)	LS ( $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )	HD (mm)	LT ( $\mu\text{m}$ )
1	300	800	0,12	40
2	300	1 000	0,08	40
3	300	1 000	0,12	40
4	300	1 200	0,08	40

Výsledky ukázali, že vzorky vyrobené bez predohrevu vykazovali výraznú tvorbu prasklín, vid' obr. 2-23 a), c), e), g), zatiaľ čo ich ekvivalenty vyrobené s predohrevom stavebnej dosky nevykazovali žiadnu tvorbu prasklín, vid' obr. 2-23 b), d), f), g).



Obr. 2-23 Vplyv predohrevu na tvorbu prasklín v nástrojovej oceli H13 [15]

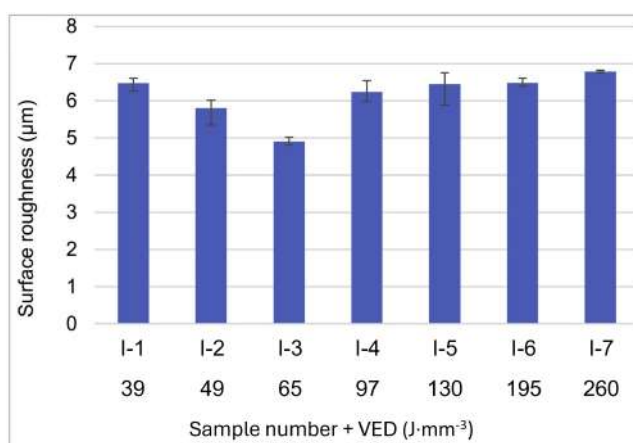
## 2.2.5 Vplyv procesných parametrov na drsnosť povrchu

Jedným z najväčších nedostatkov aditívnych technológií, vrátane technológie L-PBF, je zvýšená drsnosť povrchu súčastí, ktorá negatívne ovplyvňuje ich mechanické vlastnosti, opotrebenie alebo trenie. Aby mohla byť technológia L-PBF širšie využívaná v priemysle, je nutné priblížiť drsnosť povrchu na úroveň tradičných subtraktívnych výrobných technológií.

Pal et al. [16] skúmali vplyv procesných parametrov na drsnosť povrchu vertikálnej stien výtlačkov vyrobených z titárovej zliatiny Ti-6Al-4V. Vzorky mali tvar kociek s rozmermi  $8 \times 8 \times 8 \text{ mm}^3$ . V prvej fáze experimentu bolo vyrobených sedem vzoriek a v druhej ďalších päť. Cieľom prvej časti experimentu bolo stanovenie vplyvu objemovej energetickej hustoty na drsnosť povrchu pri rôznych skenovacích rýchlostiach v rozsahu od  $150$  do  $1\,000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ . Ostatné procesné parametre boli pevne určené. Výkon laseru  $75 \text{ W}$ , rozteč dráh  $77 \mu\text{m}$  a hrúbka vrstvy  $25 \mu\text{m}$ .

Drsnosť vertikálnych stien bola výrazne ovplyvnená skenovacíou rýchlosťou, resp. jej objemovou energetickou hustotou. Pri nízkych rýchlostiach sa na bočných plochách usadzovalo veľké množstvo nepravidelne rozmiestnených, čiastočne natavených častíc. Tieto častice sa na povrch zachytávali v dôsledku nízkej viskozity tavného kúpeľa, ktorý ich nebol schopný úplne absorbovať. So zvyšujúcou sa rýchlosťou sa tento jav redukoval, pretože častice mali viac času na úplne roztavenie a vstup do kúpeľa. Pri veľmi nízkych rýchlostiach však bola viskozita taveniny vysoká, čo bránilo efektívnemu pretekaniu taveniny do prášku, čo viedlo k prichyteniu neroztaveného prášku na povrch. Najlepšia rovnováha medzi oboma extrémami bola pozorovaná na vzorke (I-3) so skenovacou rýchlosťou  $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a VED  $65 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ , vid' obr. 2-24. Pri rýchlostiach  $800$  až

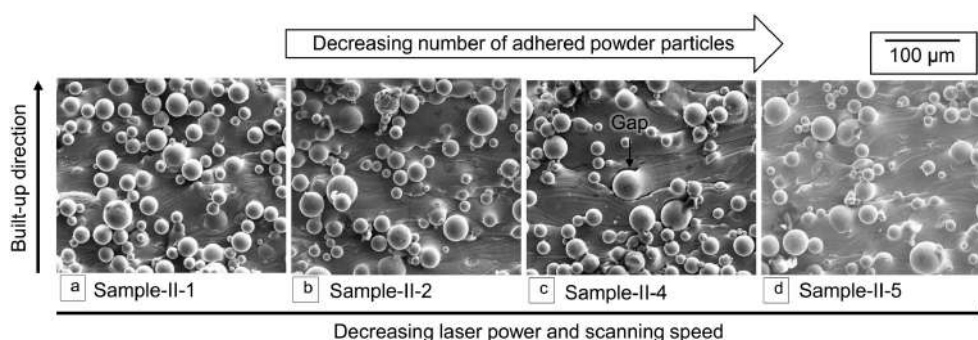
1 000 mm·s<sup>-1</sup> boli zároveň pozorované mikropraskliny vzniknuté v dôsledku prudkého chladenia taveniny.



Obr. 2-24 Drsnosť povrchu vertikálnych stien pri rôznych kombináciách procesných parametrov [16]

V druhej fáze experimentu sa autori sústredili na kvantifikáciu prichytených práškových častíc na vertikálnych stenách. Parametre zostali rovnaké ako v prvej fáze s výnimkou výkonu laseru, ktorý sa menil v rozsahu od 55 do 95 W a skenovacej rýchlosti v intervale 440 až 760 mm·s<sup>-1</sup>. Tieto hodnoty boli voči sebe nastavované tak, aby bola objemová energetická hustota udržiavaná na približne konštantnej úrovni 65 J·mm<sup>-3</sup>.

Autori pozorovali jasnú koreláciu medzi počtom prichytených častíc a kombináciou výstupného výkonu a skenovacej rýchlosti. Vzorka (II-1) s najvyšším výkonom laseru a rýchlosťou vykazovala približne 1 000 prichytených častíc na 1 mm<sup>2</sup> povrchu vzorky. Na druhú stranu vzorka (II-5) s najnižšími hodnotami týchto parametrov mala na povrchu zachytených 445 mm<sup>2</sup> častíc na 1 mm<sup>2</sup>. Tento rozdiel je zreteľne viditeľný na obr. 2-25.

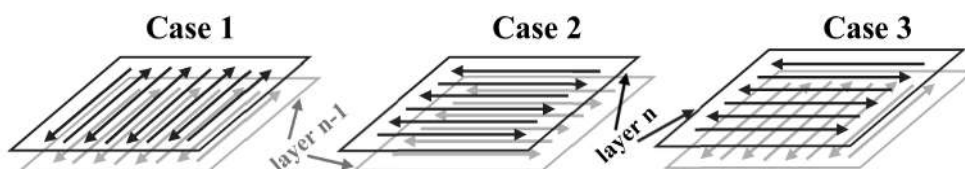


Obr. 2-25 Porovnanie vertikálnych stien vzoriek z pohľadu prichytených častíc prášku [16]

Li et al. [17] sa vo svojej práci zamerali na vplyv expozičného času, skenovacej stratégie a orientácie výtlačkov na drsnosť povrchu (Ra) súčastí vyrobených z hliníkovej zliatiny AlSi10Mg. Všetky vzorky mali tvar kociek s rozmermi 10 × 10 × 10 mm<sup>3</sup> a boli vyrobené

s výkonom laseru 200 W, hrúbkou vrstvy 25  $\mu\text{m}$  a roztečou dráh 80  $\mu\text{m}$ . V prvom experimente bol menený expozičný čas<sup>1</sup> v rozsahu od 100 až 220  $\mu\text{s}$  s krokom 20  $\mu\text{s}$ .

V druhom experimente boli skúmané tri rôzne verzie skenovacej stratégie meander, vid' obr. 2-26 a ich vplyv na drsnosť povrchu. Pri prvej verzii skenovacej stratégie (*Case 1*) sa skenovanie medzi vrstvami nemenilo a teda každá vrstva sa začínala v tom istom smere a vždy na tej istej strane. Druhá stratégia (*Case 2*) bola geometricky identická s prvou, ale skenovanie bolo orientované v smere pohybu nanášača. V tretej stratégii (*Case 3*) bola medzi každou vrstvou rotácia o 90°, čím sa pravidelne menil smer skenovania.



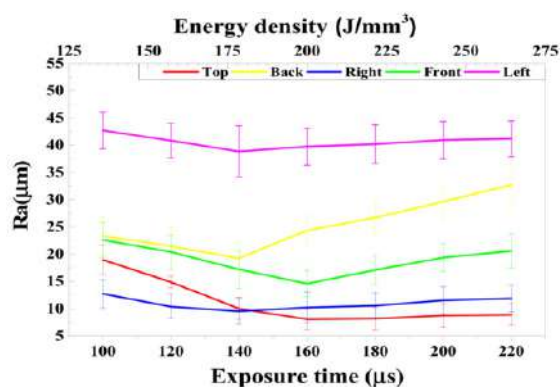
Obr. 2-26 Schémy použitých modifikácií skenovacej stratégie meander [17]

Výsledky prvého experimentu ukázali výrazné rozdiely v drsnosti medzi jednotlivými stranami kociek. Vrchný povrch vykazoval najnižšie hodnoty Ra, pričom drsnosti povrchu na bočných stenách boli výrazne vyššie a silne závislé od smeru prúdiacej atmosféry a pohybu nanášača. Taktiež bola pozorovaná výrazná asymetria medzi ľavou a pravou stranou vzoriek, ale aj medzi prednými a zadnými plochami. Vyššia drsnosť povrchu na ľavej strane kocky bola spôsobená smerom prúdenia ochrannej atmosféry (sprava vľavo), ktorá prináša odprsknutý alebo čiastočne natavený materiál k tejto strane kocky. Tieto častice majú odlišnú morfológiu než pôvodný prášok a ich natavenie vyžaduje rozdielne množstvo energie.

Asymetria medzi prednou a zadnou stranou bola autormi pripísaná pohybu nanášača, ktorý prášok nanášal len jedným smerom (zozadu dopredu), čím dochádzalo k zhutňovaniu prášku pri zadnej hrane vyrábaných kociek. Takto zhutnený prášok mal vyššiu hustotu a na jeho natavenie bolo potrebné dodať väčšie množstvo energie. Okrem toho autori zaznamenali vplyv expozičného času, resp. dodanej objemovej energetickej hustoty na vznik konkrétnych defektov. Pri príliš nízkych expozičných časoch bol pozorovaný guľôčkovací efekt, zatiaľ čo pri príliš dlhých časoch bola znížená stabilita tavného kúpeľa, čo spôsobovalo jeho vlnenie, ale aj prichytávanie častíc na bočných stenách.

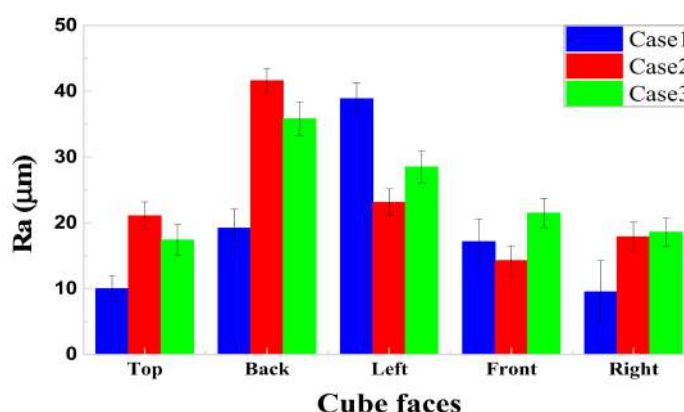
---

<sup>1</sup> V praxi ide zmenu skenovacej rýchlosti, ktorú však autori neuviedli a namiesto nej uviedli expozičný čas (*exposure time*) spracovávaného prášku laseru.



Obr. 2-27 Vplyv expozičného času (VED) na drsnosť rôznych strán vzoriek [17]

V druhej fáze experimentu autori pozorovali výrazný vplyv skenovacej stratégie na drsnosť povrchu. V prvej a druhej modifikácii vždy začalo skenovanie na ľavej strane, resp. zadnej strane, čo spôsobilo prehrievanie jednej steny a postupné prehlbovanie tavného kúpeľa. Tento efekt je vidieť na obr. 2-28, pre modifikáciu 1 (Case 1 - modrá) na ľavej strane vzorky a rovnako pre modifikáciu 2 (Case 2 - červená) na zadnej strane vzorky. Verzia 3 (Case 3 - zelená) s rotáciou medzi vrstvami  $90^\circ$  poskytla najrovnomernejšie výsledky, keďže smer začiatku skenu sa pravidelne menil a rôzne tepelné efekty sa rovnomerne rozložili medzi všetky steny. Napriek tomu boli aj pri tejto stratégii pozorované efekty spojené s vplyvom prúdiacej atmosféry a smeru pohybu nanášača, popísaných vo výsledkoch prvej fázy, kde ľavá a zadná strana vykazovali vyššiu drsnosť povrchu.



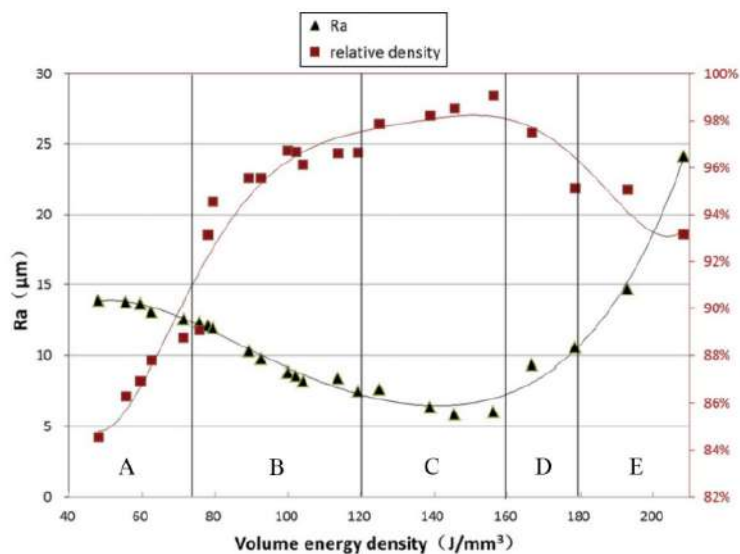
Obr. 2-28 Rozdiely v drsnosti medzi stranami vzoriek pri rôznych skenovacích stratégiách [17]

Wang et al. [18] v ich práci analyzovali vplyv procesných parametrov na drsnosť vrchného povrchu a porozitu dielov vyrobených z nehrdzavejúcej ocele 316L. V rámci experimentu bolo vyrobených 32 kvádrových vzoriek, s rozmermi  $10 \times 10 \times 5 \text{ mm}^3$ , pri ktorých sa menil výkon lasera od 100 do 150 W, skenovacia rýchlosť od 250 do  $1300 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a rozteč dráh v rozsahu 60 až 100  $\mu\text{m}$ . Hrúbka vrstvy bola pevne stanovená na 30  $\mu\text{m}$ .

Výsledky ukázali, že na kvalitu povrchu mali najvýraznejší efekt výkon lasera a skenovacia rýchlosť. Najvyššia hodnota drsnosti povrchu  $R_a = 24,16 \mu\text{m}$  bola nameraná pri výkone 150 W, rýchlosti  $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a rozteči dráh 60  $\mu\text{m}$ , ktorým pripadá objemová energetická hustota  $208,33 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Naopak, najnižšiu drsnosť  $R_a = 4,79 \mu\text{m}$  dosiahli pri prakticky

rovnakých parametroch, kde jedinou zmenou bola zvýšená rozteč dráh na 80  $\mu\text{m}$ , čo znížilo VED na 156,25  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ .

Okrem toho autori skúmali aj vzťah medzi objemovou energetickou hustotou a porozitou, resp. drsnosťou povrchu, viď obr. 2-29. Pri nízkych hodnotách VED pod 75  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$  dochádzalo k nedostatočnému nataveniu prášku, čo spôsobilo extrémne nízku relatívnu hustotu a zároveň pomerne zlú drsnosť povrchu. Pri náraste VED do oblasti 75 až 120  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$  bola charakteristická výskytom guľôčkovacieho efektu, ktorý síce zlepšil oba skúmané parametre, ale stále sa vzorky predstavovali výraznou nestabilitou. Najlepšie výsledky drsnosti povrchu aj relatívnej hustoty boli dosiahnuté v rozsahu VED 120 - 160  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . V tejto oblasti autori nepozorovali žiadne výrazné povrchové defekty, guľôčkovanie a ani keyhole porozitu. Pri ďalšom zvyšovaní VED nad hranicou 160  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$  sa oba skúmané parametre začali zhoršovať, keďže dochádzalo k prehrievaniu taveniny.



Obr. 2-29 Vzťah medzi dodanou objemovou energetickou hustotou a drsnosťou povrchu, resp. relatívnou hustotou [18]

Autori následne testovali vplyv pretavenia vyrobených vrstiev (*Laser Surface Remelting - LSR*) na drsnosť vrchných povrchov ako metódu na zníženie drsnosti povrchu. Porovnané boli tri vzorky:

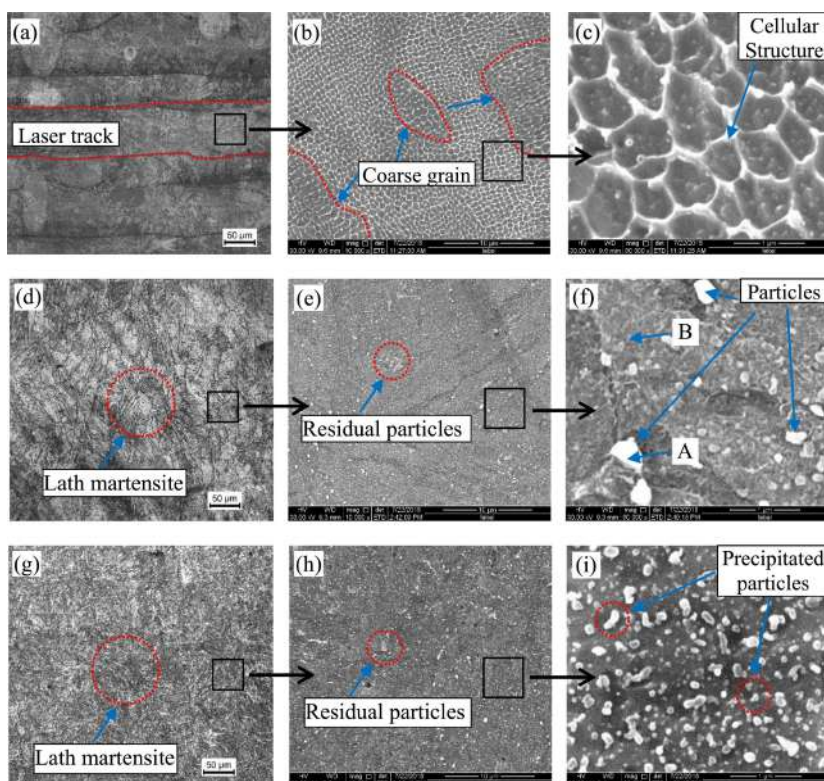
- bez pretavenia -  $R_a = 14,33 \mu\text{m}$ ,
- s dvojnásobným pretavením -  $R_a = 8,20 \mu\text{m}$ ,
- s päťnásobným pretavením -  $R_a = 3,34 \mu\text{m}$ .

Výsledky potvrdili, že pretavenie má výrazne pozitívny vplyv na zníženie drsnosti povrchu a aj zvýšenie relatívnej hustoty. Hlavnou nevýhodou tohto prístupu je však výrazne predĺženie celkového času výroby.

## 2.2.6 Tepelné spracovanie aditívne spracovaných maraging ocelí

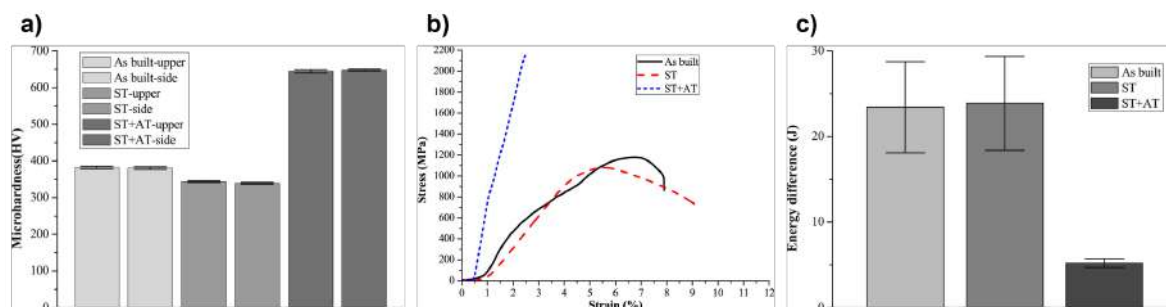
Bai Y. et al. [19] vo svojej práci analyzovali vplyv tepelného spracovania na mikroštruktúru a mechanické vlastnosti maraging ocele 18Ni300 spracovanej technológiou L-PBF. Vzorky boli vyrobené pri výkone laseru 160 W, skenovacej rýchlosti  $400 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a rozteči dráh  $70 \mu\text{m}$ , pričom takto dosiahli relatívnu hustotu 99,19%. Následne boli vzorky rozdelené do troch skupín podľa použitého tepelného spracovania. Prvá skupina zostala bez tepelného spracovania (*as-built* - AB), druhá bola podrobená rozpúšťaciemu žihaniu (*Solution Annealing* - SA) pri teplote  $840^\circ\text{C}$  po dobu 1 hodiny a tretia skupina prešla kombinovaným spracovaním SA ( $840^\circ\text{C}$ , 1 h) + umelého starnutia (*Aging* - A) pri teplote  $480^\circ\text{C}$  po dobu 6 hodín.

Vzorky po výrobe vykazovali jemnozrnnú bunkovú štruktúru s jemnou segregáciou prvkov na hraniciach buniek, vid' obr. 2-30 a) - c). Po rozpúšťacom žihaní sa bunková štruktúra takmer úplne rozpadla a zanechala za sebou iba malé pozostatky segregácie, zároveň zmizli aj stopy laserového tavenia. Zbytok mikroštruktúry bol tvorený lamelárnym martenzitom, ktorý vznikol transformáciou z pôvodného zvyškového austenitu, vid' obr. 2-30 d) - f). Po následnom starnutí boli hranice lamelárneho martenzitu ťažko pozorovateľné a v mikroštruktúre sa objavilo veľké množstvo jemných, rovnomerne rozptýlených guľovitých precipitátov ( $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  a  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ), vid' obr. 2-30 g) - i).



Obr. 2-30 Vývoj mikroštruktúry maraging ocele 18Ni300: a) - c) počas výroby; d) - f) po rozpúšťacom žihaní; g) - i) po SA a A [19]

Tieto zmeny sa výrazne prejavili aj na mechanických vlastnostiach. Vickersova mikrotvrdosť vzoriek v stave po výrobe bola 381 HV. Po rozpúšťacom žíhaní klesla na 342 HV v dôsledku uvoľnenia zvyškových napätí a rozrušenia pôvodnej jemnej štruktúry. Po umelom starnutí mikrotvrdosť vzrástla až na 646 HV, čo je výsledok precipitácie sekundárnych fáz zabraňujúcich šíreniu dislokácií. Pre výsledky mikrotvrdoti vid' obr. 2-31 a).



Obr. 2-31 Výsledky skúšok mechanických vlastností pre rôzne režimy tepelné spracovania: a) mikrotvrdosť podľa Vickersa; b) ťahová skúška; c) skúška vrubovej húževnatosti [19]

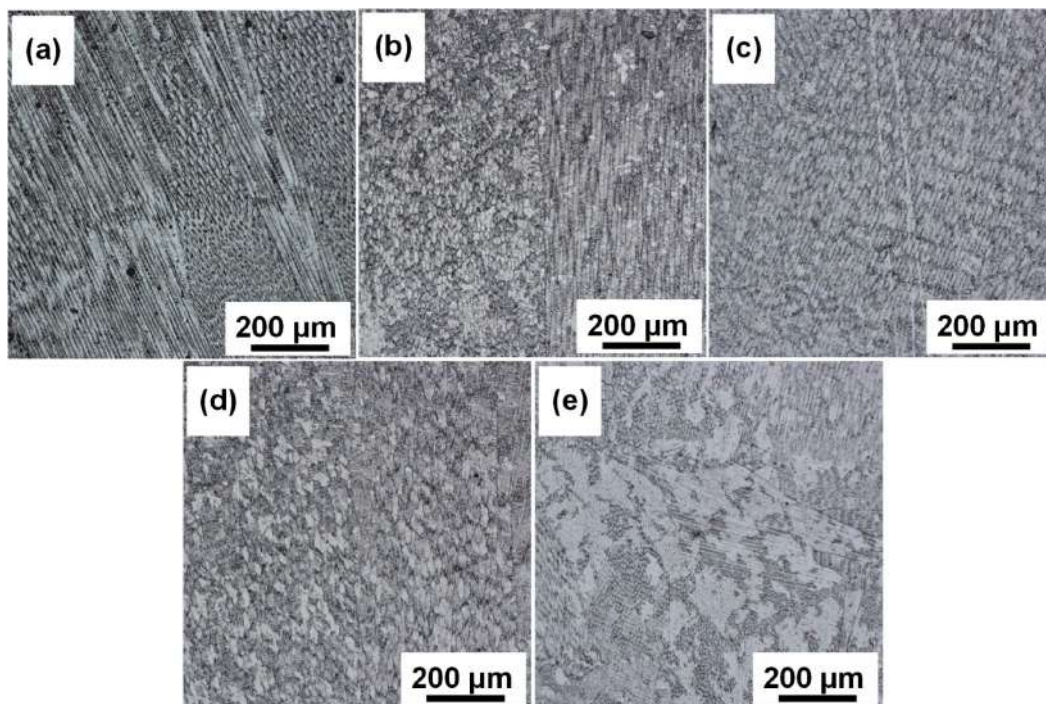
Podobný trend bol pozorovaný aj pri skúške ťahom. Vzorky bez tepelného spracovania mali vzorky medzu pevnosti v ťahu ( $R_m$ ) 1 178 MPa a ťažnosť (A) 7,9%. Po rozpúšťacom žíhaní klesla medza pevnosť na 1 080 MPa a ťažnosť vzrástla na 10,2%. Po rozpúšťacom žíhaní a umelom starnutí sa medza pevnosti zvýšila na 2 164 MPa, zatiaľ čo ťažnosť prudko klesla na 2,5%, čo poukazuje na krehké správanie materiálu. Pre ťahový diagram vzoriek vid' obr. 2-31 b).

Skúšky vrubovej húževnatosti potvrdili tieto výsledky. Vzorky bez tepelného spracovania a po rozpúšťacom žíhaní vykazovali porovnateľnú húževnatosť s absorbovanou energiou okolo 24 J. Po umelom starnutí sa však húževnatosť výrazne znížila a vzorky absorbovali menej ako 5 J, vid' obr. 2-31 c).

Yao et al. [20] vo svojej práci skúmali vplyv tepelného spracovania na maraging oceľ 18Ni300 spracovanú pomocou aditívnej technológie L-DED (*Laser Direct Energy Deposition*). Po vyrobení vzoriek s relatívnou hustotou nad 99% sa autori zamerali na hodnotenie vplyvu rôznej dĺžky na umelého starnutia na mikroštruktúru a mechanické vlastnosti materiálu. Všetky vzorky boli najprv podrobené rozpúšťaciemu žíhaníu pri teplote 830°C po dobu 1 hodiny, po ktorom boli vzorky chladené na vzduchu. Následne boli vzorky podrobené umelému starnutiu pri teplote 490°C po dobu 1, 4, 7 a 10 hodín.

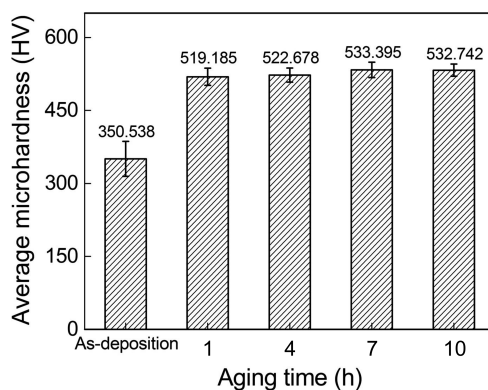
Mikroštruktúrna analýza ukázala výrazne rozdiely v závislosti od dĺžky starnutia. Vzorky bez tepelného spracovania vykazovali kolumnárne zrná, ktoré rásli zo smeru stavebnej dosky, vid' obr. 2-32 a). Po 1 hodine umelého starnutia boli v štruktúre stále viditeľné zvyšky kolumnárnych zrn, avšak už sa začali objavovať prvé precipitáty na hraniciach a vo vnútri zrn, vid' obr. 2-32 b). Po 4 hodinách starnutia boli kolumnárne zrná prakticky úplne nahradené jemným lamelárnym martenzitom, vid' obr. 2-32 c). Pri 7 a 10 hodinovom starnutí sa vo vzorkách vytvorilo výrazne väčšie množstvo martenzitu a zároveň sa výrazne zvýšila

hustota intermetalických precipitátov ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ), ktoré prispievajú k spevneniu materiálu. Okrem toho sa v týchto stavoch výrazne znížila porozita materiálu. Finálne mikroštruktúry po 7 a 10 hodinách umelého starnutia sú zobrazené na obr. 2-32 d), f).



Obr. 2-32 Morfológie mikroštruktúry: a) po výrobe; b) umelé starnutie (1 h); c) umelé starnutie (4 h); d) umelé starnutie (7 h); e) umelé starnutie (10 h) [20]

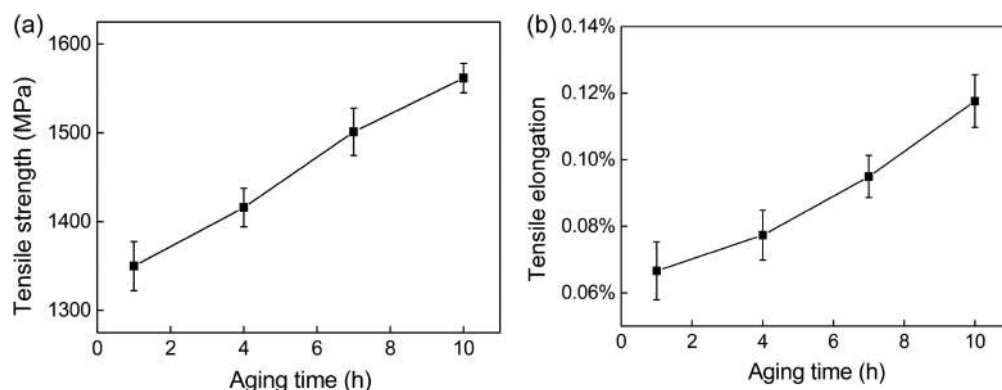
Následne autori skúmali mechanické vlastnosti. Ako prvá bola vykonaná skúška mikrotvrdości podľa Vickersa, ktorá ukázala výrazný rozdiel pri vzorkách po výrobe bez tepelného spracovania, ktorá mala mikrotvrdość 350,5 HV. Ostatné vzorky s rôznymi dĺžkami umelého starnutia medzi sebou vykazovali len minimálne rozdiely tvrdosti, pričom ich hodnoty sa pohybovali v rozmedzí od 519 do 533 HV, vid' obr. 2-33.



Obr. 2-33 Priemerná mikrotvrdość vzoriek pred tepelným spracovaním a po rôznych dobách umelého starnutia [20]

Na záver bola vykonaná ťahová skúška. Pevnosť v ťahu sa zvyšovala takmer lineárne od hodnoty 959 MPa po 1 hodine starnutia až po 1 561 MPa po 10 hodinách, vid' obr. 2-34 a).

Podobné správanie mohlo byť pozorované aj pri ťažnosti vzoriek, ktorá vzrástla z približne 0,065% na necelých 0,12%, vid' obr. 2-34 b).

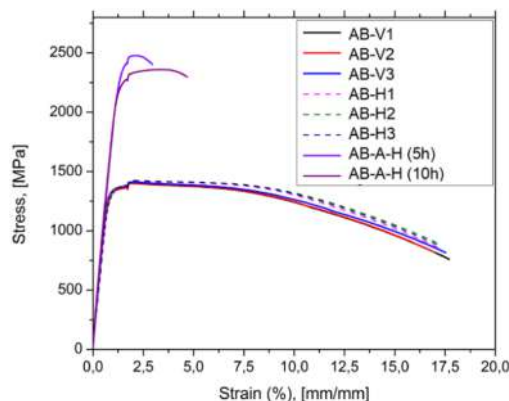


Obr. 2-34 Vplyv rôznych dĺžok starnutia na: a) medzu pevnosti; b) ťažnosť [20]

Deirmina et al. [21] skúmali vplyv tepelného spracovania na maraging oceľ MAR-60 spracovanú technológiou L-PBF s cieľom maximalizovať jej tvrdosť. Vzorky v stave po výrobe mala oceľ jemnú bunkovú až dendritickú mikroštruktúru s martenzitom ako dominantnou fázou a so stopovým množstvom zvyškového austenitu na hraniciach buniek. Zvyškový austenit v mikroštruktúre vznikal v dôsledku segregácie legúr (Mo, Ni, Ti) do okrajových oblastí. Tvrdosť v tomto stave bola na úrovni 45 HRC, pevnosť v ťahu približne 1 450 MPa a pomerne vysoká ťažnosť až 18%.

Následne autori podrobili vzorky priamemu umelému starnutiu pri teplote 525°C po dobu 5 a 10 h. Po 5 hodinovom priamom umelom starnutí sa v mikroštruktúre precipitovali jemné intermetalické častice ( $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ), ktoré veľmi účinne bránia pohybu dislokácií a tým výrazne spevňujú martenzitickú maticu materiálu. Vďaka týmto časticiam narástla tvrdosť materiálu na 60 až 61 HRC a pevnosť v ťahu sa zvýšila na 2 470 MPa, ale ťažnosť materiálu klesla na 2%.

Pri predĺžení priameho umelého starnutia na 10 hodín došlo k miernemu poklesu tvrdosti na približne 58 HRC a pevnosti na 2 360 MPa, ale zároveň k nárastu ťažnosti na približne 4%. Toto zhoršenie mechanických vlastností bolo spôsobené tzv. „overagingom“, teda príliš dlhému starnutiu, kedy precipitáty v danej oceli rastú a zároveň sa vytvára reverzný austenit. Výsledky ťahových skúšok sú zobrazené na obr. 2-35.



Obr. 2-35 Ťahová skúška pre MAR-60 pre rôzne tepelné spracovania [21]

## 2.3 Zhrnutie hlavných zistení

Tradičné nástrojové ocele musia odolávať kombinovanému namáhaniu tlakom, strihom, rázom, opotrebením a v niektorých prípadoch aj ohybom. Z tohto dôvodu sa vyžaduje od týchto ocelí vysoká pevnosť, tvrdosť, ale aj určitá miera húževnatosti a homogénna mikroštruktúra bez nerovnomerných zhlukov tvrdých fáz. Pri výbere vhodnej ocele na výrobu strižného nástroja je nevyhnutné zohľadniť aj vlastnosti a geometriu finálnych výstrižkov. Hrubsie plechy si vyžadujú húževnatejšie nástroje, zatiaľ čo pri tenkých plechoch sa kladie dôraz na tvrdosť reznej hrany. V špecifických aplikáciách, ako je strihanie elektrotechnických plechov pre elektromotory, sa čoraz častejšie používajú maraging ocele, ktoré vynikajú minimálnou deformáciou po tepelnom spracovaní [1].

Podľa platných noriem a technických štandardov patria ocele používané na výrobu strižných nástrojov medzi vysoko legované ocele s obsahom uhlíka v rozsahu približne 0,35 až 2,1 hm.%. Ich tvrdosť sa pohybuje v rozmedzí od 55 do 64 HRC [2], [3], [4]. Takto vysoký obsah uhlíka zásadne znižuje zvárateľnosť týchto ocelí a spôsobuje tvorbu defektov pri spracovaní technológiou L-PBF. Z tohto dôvodu nie je ich aditívna výroba reálne uskutočniteľná bez tvorby výrazných defektov, a preto je nutné uvažovať o alternatívach s nižším obsahom uhlíka, ktoré umožnia spracovanie s minimálnymi chybami.

Procesné parametre technológie L-PBF výrazne ovplyvňujú kvalitu výsledného dielu. Medzi tie najvýznamnejšie parametre patrí výkon laseru, skenovacia rýchlosť, hrúbka vrstvy a rozteč dráh laseru. Ich vzájomná kombinácia určuje výslednú mikroštruktúru, mechanické vlastnosti, porozitu, ale aj drsnosť povrchu. Vzťah medzi dodanou energiou je preto kľúčovým faktorom pri optimalizácii výroby akéhokoľvek materiálu [5].

Nevhodné nastavenie parametrov vedie buď k nedostatočnému nataveniu prášku, čo sa prejavuje nestabilnými tavnými dráhami, diskontinuitami a guľôčkovacím efektom, alebo naopak k nadmernému prehĺbeniu tavného kúpeľa sprevádzanému keyhole efektom, ktorý spôsobuje zachytávanie plynov a tvorby guľatých pórov. Najstabilnejšie výsledky boli

dosiahnuté pri konduktívnom type zvaru s eliptickým prierezom, ktorý minimalizuje výskyt vnútorných defektov [6], [7], [8].

Tvorba porozity úzko súvisí so správaním tavného kúpeľa a je priamym dôsledkom nevhodne zvolenej kombinácie procesných parametrov. Pri ich nesprávnom nastavení vznikajú buď nepravidelné póry spôsobené dodaním nedostatočnej energie prášku (lack-of-fusion porozita), alebo guľaté póry vznikajúce pri nadmernom prehriatí materiálu v dôsledku keyhole efektu. Takéto defekty výrazne zhoršujú mechanické vlastnosti výrobkov, najmä pevnosť a únavovú životnosť. Výsledky viacerých štúdií potvrdzujú, že minimálna porozita sa dosahuje len v úzkom rozmedzí procesných parametrov [9], [10], [11], [12].

Súhrn kombinácií výkonu lasera, skenovacej rýchlosti, ale aj a ďalších parametrov, ktoré viedli k relatívne nízkej porozite sú uvedené v tab. 2-8 V prípade nástrojových ocelí výsledky výrazne záviseli od konkrétneho chemického zloženia ocele, no na základe pozorovaných trendov je možné definovať približný rozsah vhodnej objemovej energetickej hustoty na úrovni okolo  $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Zároveň sa ukazuje ako nevyhnutný predohrev platformy minimálne na  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ , ktorý prispieva k zníženiu teplotných gradientov a zvyšuje stabilitu procesu. Hoci sa hrúbka vrstvy naprieč štúdiami najčastejšie pohybovala okolo  $30 \mu\text{m}$  a často bola použitá skenovacia stratégia typu meander, ostatné parametre sa medzi jednotlivými autormi výrazne líšili.

Podobné závery možno vyvodit' z tab. 2-8, aj pri maraging oceliach, pričom väčšina literatúry sa zameriava výlučne na 18Ni300. Veľká časť autorov explicitne neuviedla použitú skenovaciu stratégiu a úroveň predohrevu stavebnej dosky. Na základe trendov v dostupných štúdiách však možno predpokladať, že sa aj v tomto prípade je najčastejšie využívaná skenovacia stratégia meander a určitá úroveň predohrevu, ktorá prispieva k zníženiu teplotných gradientov.

Tab. 2-8 Prehľad vybraných publikovaných kombinácií procesných parametrov a ich výsledná porozita

Zdroj <sup>2</sup>	Skúmaný materiál	Sken. stratégia	LP (W)	LS ( $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ )	HD ( $\mu\text{m}$ )	LT ( $\mu\text{m}$ )	VED ( $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ )	Výhrev ( $^\circ\text{C}$ )	Porozita (%)
[9]	H13	Meander	150	500	120	30	83,33	200	0,08
[10]	H13	Meander	350	970	120	30	100,2	200	0,20
[13]	1.3294	Meander	200	740	100	30	90,09	350	0,05
[15]	H13	Meander	300	1 000	80	40	93,75	200	0,03
[22]	Fe85Cr4Mo8V2C1	Meander	150	400	44	30	312,50	500	0,20
[11]	18Ni300	Meander	160	500	85	35	107,56	-	<1,00
[12]	18Ni300	-	260	700	110	20	169,83	-	0,01

<sup>2</sup> V tabuľke sú zahrnuté aj literárne zdroje, ktoré neboli podrobne rozobrané v kapitole 2.2.3, nakoľko obsahovali prevažne opakujúce sa informácie s výnimkou použitých procesných parametrov.

[23]	18Ni300	-	335	810	90	40	114,88	-	0,31
[24]	18Ni300	-	300	700	120	50	71,43	50	0,10
[25]	18Ni300	Meander	180	600	100	30	100,00	-	0,39

Ako bolo predpokladané už v úvodnej časti práce, obsah uhlíku má zásadný vplyv na spracovateľnosť ocelí technológiou L-PBF. S narastajúcim množstvom uhlíka rastie aj podiel martenzitických fáz v štruktúre materiálu, čo vedie k zvýšeniu krehkosti, avšak pri určitom obsahu uhlíka dochádza k stabilizácii zvyškového austenitu, pričom nadbytočný uhlík sa začína precipitovať vo forme karbidických fáz. Tieto fázy môžu sú ešte krehkejšie než martenzit, čím výrazne zvyšujú riziko vzniku prasklín [13].

Na elimináciu vzniku trhlín je nutné znížiť teplotné gradienty, ktoré sa vytvárajú počas procesu tavenia a tuhnutia. V praxi je to možné dosiahnuť dvoma spôsobmi: znížením dodanej energie alebo použitím predohrevu stavebnej dosky. Prvý prístup síce redukuje tepelný stres, avšak vedie k nedostatočnému nataveniu prášku a tým k zvýšenej porozite. Naopak predohrev platformy sa v literatúre opakovane ukázal ako efektívna a spoľahlivá metóda, ktorú využíva väčšina autorov skúmajúcich spracovanie nástrojových ocelí (viď tab. 2-8) [15].

Treba však dodať, že zvyšovanie teploty predohrevu nie je univerzálne vhodné. Pri určitých úrovniach môže dôjsť k zásadným zmenám v mikroštruktúre, ktoré výrazne ovplyvňujú aj mechanické vlastnosti finálneho dielu. Napríklad pri prekročení martenzitickej štartovacej teploty sa môže namiesto martenzitu formovať bainit, čo vedie k zmene úplne iným mechanickým vlastnostiam [14].

Drsnosť povrchu predstavuje ďalší kľúčový parametrov dielov vyrobených technológiou L-PBF a je výrazne ovplyvňovaná rovnakými procesnými parametrami ako porozita. Pri mnohých priamych komerčných aplikáciách výtlakov je práve zvýšená drsnosť povrchu jedným z hlavných obmedzení ich priameho nasadenia. Najvýraznejší vplyv na tento parameter majú výkon laseru a skenovacia rýchlosť, pričom ich znižovaním dochádza k poklesu počtu prichytených častíc na povrchu výtlakov a tým pádom k zlepšovaniu drsnosti povrchu [16].

Okrem základných parametrov sa ako významný faktor ukázala aj skenovacia stratégia. Najlepšie výsledky z hľadiska drsnosti boli dosiahnuté pri pravidelnej rotácii skenovacích čiar medzi vrstvami, ktorá zabezpečila rovnomernejšie rozloženie tepla a tým aj stabilnejšie podmienky tavenia. Zároveň bol pozorovaný aj vplyv externých faktorov, ako sú smer prúdiacej inertnej atmosféry a smer nanášania prášku, ktoré spôsobujú asymetriu drsnosti medzi jednotlivými stranami výtlaku [17].

Z porovnania s výsledkami hodnotenia porozity vyplýva, že optimálne podmienky pre minimalizáciu drsnosti povrchu sa nachádzajú pri mierne nižšej objemovej energetickej hustote ako podmienky vhodné pre minimalizáciu porozity. Ďalšou možnosťou zlepšenia kvality povrchu je pretavovanie existujúcich vrstiev, ktoré vedie k výraznému zníženiu

drsnosti aj porozity. Tento proces je však časovo náročný a nie vždy vhodný pre sériovú výrobu [18].

Maraging ocele po spracovaní technológiou L-PBF vyžadujú tepelné spracovanie na dosiahnutie požadovaných mechanických vlastností. Bez tepelného spracovania majú výtlačky typicky bunkovú mikroštruktúru so segregáciou legúr na hraniciach buniek, nižšiu tvrdosť a pevnosť. Cieľom tepelného spracovania je rozklad tejto bunkovej štruktúry, transformácia mikroštruktúry na martenzit a následná precipitácia spevňovacích intermetalických fáz ( $\text{Ni}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ) [19], [20].

Najčastejšie používaný postup zahŕňa rozpúšťacie žihanie pri teplotách okolo 830 – 840 °C po dobu 1 hodiny, nasledované starnutím pri teplotách 480 – 525 °C po dobu 5 až 10 hodín. Tento postup vedie k výraznému zvýšeniu tvrdosti a pevnosti, pričom sa v mikroštruktúre objavuje lamelárny martenzit s jemne rozptýlenými precipitátmi. Tvrdosť je typicky najvyššia po 6 - 7 hodinách starnutia, pričom dlhší čas vedie k miernemu poklesu tvrdosti v dôsledku rastu veľkosti precipitátov („overaging“) a zvýšeniu ťažnosti [19], [20], [21].

## 2.4 Medzera v poznaní

Spracovanie nástrojových a maraging ocelí technológiou L-PBF je v porovnaní s hliníkovými, titánovými alebo niklovými zliatinami relatívne novou oblasťou výskumu. Z tohto dôvodu je dostupná literatúra obmedzená, čo platí najmä pre špecifické typy pomerne nových ocelí skúmaných v tejto práci. Väčšina publikácií týkajúcich sa nástrojových ocelí sa zameriava na oceľ H13 a pri maraging oceliach sa zameriavajú najmä na oceľ 18Ni300.

Nevhodne zvolené kombinácie procesných parametrov môžu negatívne ovplyvniť výslednú kvalitu výtlačku, napríklad vysokou porozitou, tvorbou prasklín alebo zvýšenou drsnosťou povrchu. Vzhľadom na to, že pre skúmané materiály nie sú dostupné žiadne overené parametre v literatúre, tak je nevyhnutné navrhnuť a experimentálne overiť vhodné kombinácie procesných parametrov, ktoré zabezpečia požadovanú kvalitu súčastí.

Okrem samotného procesu výroby zohráva významnú úlohu aj následné tepelné spracovanie. Na základe rešerše je možné odhadnúť určité správanie týchto ocelí, avšak dostupné údaje buď pochádzajú z iných, maraging ocelí, alebo z obmedzene publikovaných zdrojov (konferenčný príspevok o MAR-60), ktorých detailnosť nie je dostačujúca a výsledky sú neoverené.

Z týchto dôvodov je potrebné zistenia z rešerše experimentálne overiť a doplniť o nové poznatky, ktoré umožnia definovať optimálne procesné parametre pre výrobu a spracovanie daných nástrojových a maraging ocelí pomocou technológie L-PBF.

## 3 ANALÝZA PROBLÉMU A CIEĽ PRÁCE

### 3.1 Ciele výskumu

Hlavným cieľom diplomovej práce je stanovenie a preskúmanie procesných parametrov pre spracovanie nástrojovej ocele bez vnútorných defektov a deformácií pre výrobu strižných nástrojov technológiou L-PBF (Laser Powder Bed Fusion).

Medzi čiastkové ciele práce patrí:

- Výber vhodnej ocele s vysokou tvrdosťou pre výrobu strižných nástrojov,
- Optimalizácia procesných parametrov pre výrobu bez vnútorných defektov,
- Stanovenie vhodného tepelného spracovania,
- Overenie mechanických vlastností,
- Návrh geometrie demonštračného strižného nástroju.

Vo výskumnej časti diplomovej práce ide o aplikovaný (priemyslový) kvantitatívny výskum.

### 3.2 Výskumné otázky

**O1:** Je možné predikovať vhodné kombinácie procesných parametrov (LP, LS, LT, HD atď.) pre spracovanie nástrojových a maraging ocelí pomocou existujúcich predikčných modelov ako napríklad od Rankouhi et al. [27]?

**O2:** Aké mechanické vlastnosti je možné dosiahnuť pre vysoko-vytvrditel'nú ocel' vyrobenú technológiou L-PBF s optimalizovanými PP a následným TZ?

### 3.3 Hypotézy

**H1:** Bezrozmerné čísla definované ako napríklad tie od Rankouhi et al [27] umožňujú spoľahlivú predikciu vhodných kombinácií procesných parametrov vedúcich k výtlačkom s vysokou relatívnou hustotou (>99,5 %) aj pre nástrojové a maraging ocele.

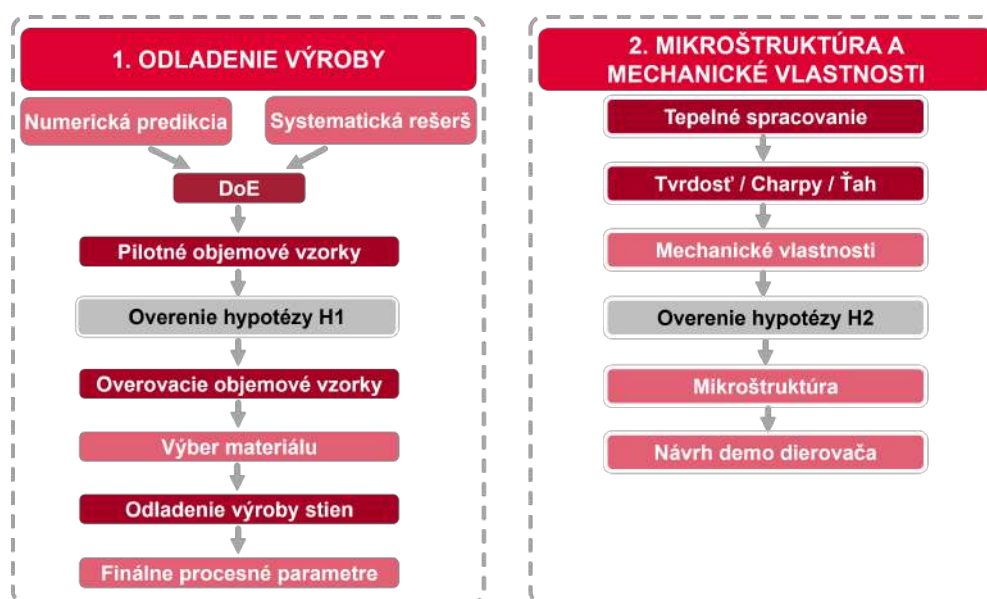
**H2:** Kombináciou optimalizovaných procesných parametrov a vhodného tepelného spracovania je možné dosiahnuť mechanické vlastnosti porovnateľné s tradične vyrobenými nástrojmi (>55 HRC,  $R_{p0,2} > 1500$  MPa) [2], [3], [4].

## 4 MATERIÁL A METÓDY

Kapitola opisuje metodiku a experimentálne prístupy skúmania vplyvu procesných parametrov pri spracovaní rôznych vysoko-vytvrdivých ocelí technológiou L-PBF, vrátane hodnotenie mikroštruktúry a mechanických vlastností materiálov.

### 4.1 Metodika

Výskumný problém bol stanovený ako relačný, keďže cieľom bolo určiť vzťahy medzi základnými procesnými parametrami technológie L-PBF a ich vplyvom na porozitu, drsnosť povrchu. Následne bolo nevyhnutné určiť vplyv tepelného spracovania na mikroštruktúru a tým pádom aj mechanické vlastnosti. Na riešenie daného problému bola zvolená empirická metóda, ktorá využívala experiment a následné merania výsledkov na kvantitatívne popísanie sledovaných defektov vo vzorkách, mikroštruktúru, ale aj mechanické vlastnosti. Schéma postupu a metodiky využitej pri riešení diplomovej práce je zobrazená na obr. 4-1.



Obr. 4-1 Schéma metodiky riešenia diplomovej práce

Postup riešenia diplomovej práce bol rozdelený na dve hlavné fázy. V prvej fáze bolo kľúčové odladenie výroby a tým pádom získanie základných procesných parametrov pre tri rôzne materiály. Zároveň bolo nevyhnutné počas tejto fázy vyradiť dva z troch skúmaných materiálov na základe ich spracovateľnosti technológiou L-PBF a vybrať tak finálny materiál, ktorý bude skúmaný počas zvyšku práce.

Po optimalizácii základných procesných parametrov nasledovala druhá fáza diplomovej práce, zameraná na návrh vhodného tepelného spracovania. Jeho cieľom bolo zvýšiť povrchovú tvrdosť vzoriek pri súčasnom zachovaní čo najvyššej húževnatosti materiálu. Na

overenie vplyvu navrhnutého tepelného spracovania boli vykonané skúšky mechanických vlastností a to konkrétne skúška rázom v ohybe pomocou Charpyho kladiva, meranie tvrdosti podľa Rockwella a skúška ťahom. Pre detailné pochopenie a popísanie účinkov tepelného spracovania na štruktúru finálneho materiálu bola vykonaná základná mikroštruktúrna analýza vzoriek v stave po výrobe a po tepelnom spracovaní.

## 4.2 Experimentálne zariadenia a prístrojové vybavenie

### 4.2.1 Výroba vzoriek

Výroba všetkých vzoriek skúmaných v tejto diplomovej práci prebiehala na kovovej 3D tlačiarňi SLM 280 HL od spoločnosti SLM Solutions AG (Lübeck, Nemecko). Tlačiareň funguje na princípe laserového tavenia práškoveho lôžka (Laser Powder Bed Fusion – L-PBF). Každá nanosená vrstva prášku je tavená vysoko-výkonným yterbiovým vláknovým laserom YLR 700 WC vyrobeným spoločnosťou IPG Photonics (Oxford, Massachusetts, USA). Stavby prebiehajú v prúdiacej inertnej atmosfére dusíku (N<sub>2</sub>) alebo argónu (Ar), ktorá zabraňuje oxidácii čerstvo roztaveného materiálu a zároveň odvádza spaliny a iné nečistoty do externého filtračného systému. Všetky stavby v tejto práci prebehli v argónovej atmosfére. Tradične má stavebný priestor tlačiarne veľkosť 280 × 280 × 365 mm<sup>3</sup>, avšak v špeciálnych prípadoch sa dá stavebná doska zmenšiť pomocou redukčného rámu na 100 × 100 mm<sup>2</sup> a zároveň bol tento redukčný rám využitý pri riešení diplomovej práce z dôvodu vysokej ceny skúmaných materiálov a teda jeho nízkeho dostupného množstva. Základné parametre zariadenia SLM 280 HL sú zhrnuté v tabuľke 4-1. Tlačové dáta na výrobu vzoriek boli pripravené v softvéri Materialise Magics 23.01 (Leuven, Belgicko).

Tab. 4-1 Základné parametre zariadenia SLM 280 HL [26]

Parameter	Hodnota
Rozmery stavebného priestoru	280 × 280 × 365 mm <sup>3</sup> alebo 100 × 100 × 365 mm <sup>3</sup>
Rozmery zariadenia	2600 × 1200 × 2760 mm <sup>3</sup>
Celková suchá hmotnosť zariadenia	1300 kg
Výkon laseru	1000 W
Maximálna skenovacia rýchlosť	10 m·s <sup>-1</sup>
Priemer lasérového lúču	80 - 115 μm
Hrúbka vrstvy	20 - 100 μm
Maximálny predohrev platformy	200 °C

## 4.2.2 Príprava metalografických výbrusov

Všetky analýzy, pri ktorých bola skúmaná porozita alebo mikroštruktúra vyžadovali na vyhodnotenie prípravu metalografických výbrusov. Ide o deštruktívnu a časovo náročnú, ale veľmi presnú metódu mikroskopickej analýzy vzoriek v jednom reze. Prvým krokom prípravy metalografických výbrusov bolo zalisovanie skúmaných vzoriek do živice BAKELIT pre zapekanie za tepla od firmy Advanced Metallography (Mammelzen, Nemecko) pomocou zariadenia PR4X od spoločnosti LECO Corporation (St. Joseph, Michigan, USA) do pukov s priemerom 32 mm. Takto zalisované vzorky boli následne spracované v automatickej brúske a leštičke QPOL 250 A2-ECO taktiež od spoločnosti Advanced Metallography. Ďalším krokom prípravy metalografických výbrusov je samotné brúsenie, pri ktorom boli postupne použité brúsne papiere zrnitosti od 120 do 4000. Následne boli vzorky leštené za využitia leštiacej diamantovej pasty o veľkosti zrn 3  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$ . Takto pripravené vzorky boli podľa potreby priamo analyzované alebo ďalej leptané a následne analyzované.

## 4.2.3 Analýza vzoriek

### KEYENCE VHX-6000

Veľká časť analýz vzoriek bola zrealizovaná na svetelnom mikroskope Keyence VHX-6000 vybaveného objektívom VH-Z250R so zväčšením v rozsahu 250x až 2500x od firmy Keyence Corporation (Osaka, Japonsko). Toto zariadenie umožňuje 2D a 3D meranie, vrátane možnosti pozorovania vzoriek pod uhlom. Mikroskop taktiež disponuje poloautomatickým režimom merania, ktorý využíva krokové motory na pohyb vo všetkých troch osiach. Pohyb v osi Z má rozlíšenie 0,1  $\mu\text{m}$ , zatiaľ čo v osiach X a Y má rozlíšenie 1  $\mu\text{m}$ .

Pri meraní metalografických vzoriek bolo využité najmenšie, 250-násobné, zväčšenie. Avšak ani pri tomto zväčšení sa nezместil celý povrch vzoriek do jedného záberu a preto museli byť zložené z viacerých snímok. Pre vyhodnotenie metalografických výbrusov, tak na vyhodnotenie drsnosti povrchu bolo použité 3D meranie, aby bolo zabezpečené zaostrenie celej snímky.

## 4.2.4 Skúšky mechanických vlastností

### ŤAHOVÉ SKÚŠKY

Ťahové skúšky boli zrealizované na univerzálnom testovacom zariadení Shimadzu AGX-V2 od spoločnosti Shimadzu Corporation (Kjóto, Japonsko). Zariadenie bolo vybavené silomerom triedy 1 podľa normy ISO 7500-1, čo zaručuje presnosť merania s maximálnou odchýlkou  $\pm 1\%$ . Meranie predĺženia vzorky bolo zabezpečené extenzometrom v súlade

s normou ISO 6892-1. Maximálna pracovná sila tohto zariadenia je 100 kN. Všetky ťahové skúšky boli vykonané pri teplote 23 °C s konštantnou rýchlosťou zaťažovania 0,375 mm·min<sup>-1</sup>.

### SKÚŠKA RÁZOM V OHYBE

Dynamické skúšky rázom v ohybe boli vykonané v spolupráci s Ústavom materiálových vied a inžinierstva (ÚMVI) na VUT v Brne na kyvadlovom Charpyho kladive MFL PSW 300E od firmy MFL Prüf- und Meßsysteme GmbH (Mannheim, Nemecko). Všetky skúšky boli vykonané pri teplote 22 °C. Zariadenie bolo vybavené s beranom s maximálnou energiou nárazu 300 J a uhlom výkyvu 30°, čo zodpovedá nárazovej rýchlosti 1,5 m·s<sup>-1</sup>. Skúšky boli vykonané v súlade s normou ČSN EN ISO 148-1.

### SKÚŠKA TVRDOSTI PODĽA ROCKWELLA

Meranie tvrdosti bolo zrealizované pomocou zariadenia DuraJet G5 od spoločnosti ZwickRoell GmbH & Co. KG (Ulm, Nemecko) v súlade s normou ČSN EN ISO 6508-1 a konkrétne na stupnici HRC (Rockwell C), ktorá je preferovaná pre tvrdé materiály, ako sú práve nástrojové ocele. Zariadenie sa nachádza na Ústave materiálových vied a inžinierstva (ÚMVI). Skúška prebiehala prvotným prichytením vzorky upínacím kužeľom, ktorý pevne pritlačil vzorky k podložke a následnou indentáciou diamantového kužeľu do vzorky s predbežným zaťažením o hodnote 98,07 N a následným celkovým zaťažením 1,471 kN. Predbežné zaťaženie sa vykonáva na vyrovnanie povrchu a odstránenie drobných nerovností na povrchu vzorky. Taktiež sa ním definuje nulová hodnota hĺbky indentácie. Následným celkovým zaťažením sa zisťuje tvrdosť skúmaného povrchu.

## 4.3 Materiál a testovacie podmienky

Táto časť práce sa venuje popisu použitých práškových materiálov a ich chemickému zloženiu. Zároveň sú tu uvedené rozmery a typy vyrábaných vzoriek, použité procesné parametre, uloženiu vzoriek na stavebnej doske, ale aj ďalšie kľúčové faktory ovplyvňujúce výslednú kvalitu vzoriek.

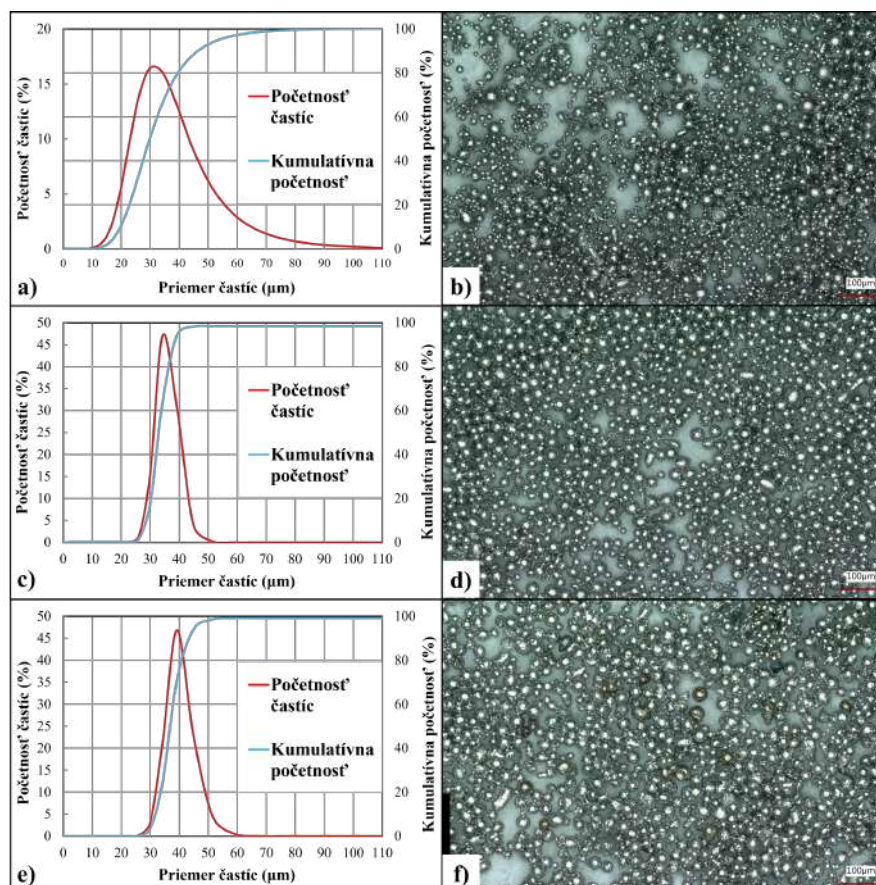
### 4.3.1 Použité práškové materiály

Na výrobu vzoriek boli použité tri rôzne materiály. Dva z týchto materiálov sú ich výrobcami kategorizované ako nástrojové ocele a to W360 od spoločnosti BÖHLER Edelstahl GmbH & Co KG (Kapfenberg, Rakúsko) a oceľ AM Dievar od firmy Uddeholm (Hagfors, Švédsko). Tretí materiál MAR-60 patrí do kategórie maraging ocelí od firmy Sandvik AB (Štokholm, Švédsko). Všetky použité prášky boli vyrobené atomizáciou pomocou inertných

plynov. Chemické zloženie legujúcich prvkov daných ocelí v hmotnostných percentách je uvedené v tabuľke 4-2 a veľkostná distribúcia aj so snímkami práškov zo svetelnej mikroskopie (*light microscopy - LM*) je uvedená na obr. 4-2.

Tab. 4-2 Obsah legujúcich prvkov (hm. %)<sup>3</sup>

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Co	Ti
W360	0,50	0,25	0,20	4,50	-	3,00	0,55	-	-
AM Dievar	0,35	0,50	0,20	5,00	-	2,30	0,60	-	-
MAR-60	0,03	0,10	0,10	0,30	13,00	10,00	-	15,00	0,20



Obr. 4-2 Distribúcia veľkosti zŕn (vľavo) a snímky zo svetelnej mikroskopie práškových materiálov (vpravo): a), b) nástrojová oceľ W360; c), d) nástrojová oceľ AM Dievar; e), f) maraging oceľ MAR-60

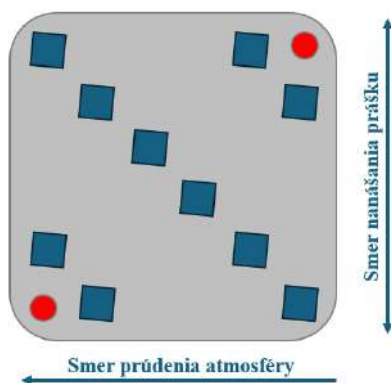
### 4.3.2 Typy vzoriek a výrobné podmienky

#### ÚVODNÉ OBJEMOVÉ VZORKY

Úvodných šesť stavieb zameraných na výrobu objemových vzoriek bolo zrealizovaných s úmyslom overiť spracovateľnosť troch zvolených práškových materiálov pri použití

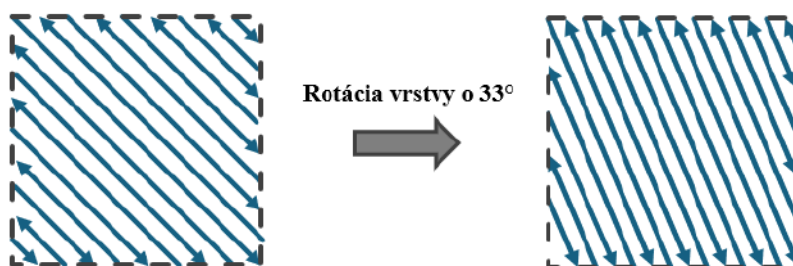
<sup>3</sup> Zbytok hmotnosti skúmaných materiálov tvorí železo.

technológie L-PBF. Cieľom týchto stavieb bola identifikácia procesných parametrov, ktoré vedú k objemu bez vnútorných defektov ako sú praskliny, a zároveň s minimálnou porozitou. Vzorky mali tvar kociek o rozmeroch  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ . Každému materiálu pripadali dve stavby a pri každej stavbe bolo na stavebnú dosku umiestnených 10 vzoriek tak, aby sa tepelne neovplyvňovali a zároveň, aby bol minimalizovaný vplyv rozptýlených obletujúcich častíc unášaných prúdiacou inertnou atmosférou, vid' obr. 4-3. Zároveň boli vzorky pootočené o  $5^\circ$  tak, aby nedošlo k nárazu britu nanášača na celú hranu vzorky naraz.



Obr. 4-3 Rozmiestnenie vzoriek na stavebnej doske úvodných stavieb

Pre všetky tri materiály boli zvolené individuálne kombinácie procesných parametrov. Výnimkou bol výhrev stavebnej dosky, ktorá bola nastavená pri všetkých stavbách, na konštrukčný limit zariadenia SLM 280 HL, na úrovni  $200^\circ\text{C}$ . Ďalej bola pre všetky stavby pevne zvolená rozteč dráh laseru (*hatch distance - HD*) na  $0,12 \mu\text{m}$  a skenovacia stratégia meander s rotáciou  $33^\circ$  medzi jednotlivými vrstvami a deaktivovanými kontúrami, vid' obr. 4-4. Konkrétne hodnoty procesných parametrov, pre jednotlivé materiály, boli nastavené na základe predikčného matematického modelu od Rankouhi et al. [27], ktorý bude spolu s použitými parametrami bližšie popísaný v kapitole 4.4.1. Menili sa pritom hodnoty výkonu laseru (*LP*), skenovacia rýchlosť (*LS*) a hrúbka vrstvy (*LT*). Stavebné dosky mali rozmer  $100 \times 100 \text{ mm}^2$  a stavebná komora bola zaplavená ochrannou atmosférou argónu s obsahom kyslíka nižším ako  $0,2\%$ .



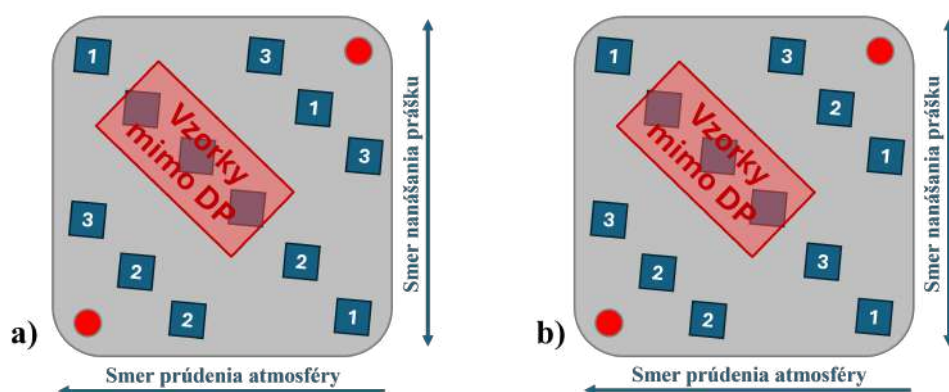
Obr. 4-4 Skenovacia stratégia meander s rotáciou výplne a bez kontúr

## OVEROVACIE OBJEMOVÉ VZORKY

Overovacie objemové vzorky boli vyrobené s cieľom experimentálne potvrdiť výsledky získané z úvodných stavieb pre materiály AM Dievar a MAR-60, keďže materiál W360 bol

v tomto bode už vyradený z ďalšieho skúmania. Dôvod jeho vyradenia je detailne popísaný v kap. 5.2. Výber konkrétnych kombinácií procesných parametrov vychádzal z výsledkov štatistickej analýzy DoE, konkrétne prostredníctvom grafov hlavných účinkov.

Vzorky mali opäť formu kociek o rozmeroch  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  a každá vzorka s procesnými parametrami z DoE sa v danej stavbe opakovala trikrát na overenie opakovateľnosti výroby danými procesnými parametrami. Umiestnenie vzoriek na platforme je uvedené na obr. 4-5, zatiaľ čo cieľ daného umiestnenia bol rovnaký ako pri úvodných objemových vzorkách a teda minimalizácia vzájomného ovplyvnenia medzi jednotlivými vzorkami, ako tepelného, tak obletujúcimi časticami. Procesné parametre boli vzorkám priradené náhodne pomocou online generátoru náhodných čísiel.

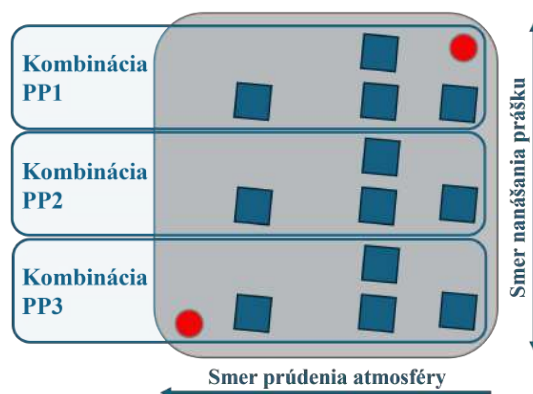


Obr. 4-5 Umiestnenie overovacích vzoriek na stavebnej doske: a) MAR-60; b) AM Dievar

## VZORKY VPLYVU ATMOSFÉRY

Na základe pozorovaných výsledkov z overovacích stavieb nástrojovej ocele AM Dievar, kde sa vyskytli výrazné rozdiely v porozite medzi vzorkami v rôznych častiach platformy, bol vykonaný doplnkový experiment zameraný na analýzu vplyvu prúdiacej inertnej atmosféry počas stavby. V predchádzajúcej stavbe s 12 vzorkami, kde sa menili len tri kombinácie procesných parametrov, sa ukázalo, že vzorky umiestnené v „závetrí“ (t. j. v smere prúdenia inertnej atmosféry za inými vzorkami) vykazovali výrazne vyššiu porozitu než tie, ktoré takto tienené neboli.

Experiment pozostával z jednej samostatnej stavby obsahujúcej 12 vzoriek, ktoré boli na platforme rozmiestnené tak, aby umožnili sledovať vplyv tienenia ostatnými vzorkami na porozitu vzoriek pri rôznych kombináciách procesných parametrov, viď obr. 4-6. Použité boli rovnaké kombinácie procesných parametrov ako v overovacej stavbe pre materiál AM Dievar.

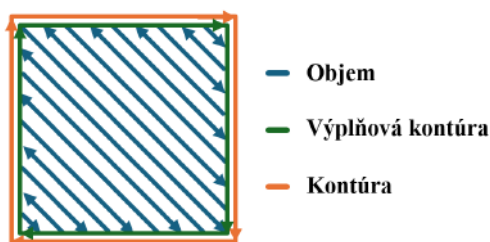


Obr. 4-6 Umiestnenie vzoriek na stavebnej doske pri experimente s vplyvom prúdenia atmosféry

## KONTÚROVÉ VZORKY

Táto časť experimentu bola zameraná na určenie procesných parametrov pre kontúry (tzv. okrajové steny), ktoré majú výrazný vplyv na drsnosť povrchu, ale aj na lokálnu podpovrchovú porozitu. Cieľom tejto fázy bolo nájsť kombináciu procesných parametrov, ktorá vedie k prakticky nulovej podpovrchovej porozite a zároveň čo najmenšej drsnosti povrchu. Vzorky boli vyrobené z materiálu MAR-60, keďže v tomto bode výskumu už bol z ďalšieho skúmania vyradený aj materiál AM Dievar. Dôvod jeho vyradenia je podrobne vysvetlený v kapitole 5.4.

Výber konkrétnych procesných parametrov pre kontúry vychádzal najmä z poznatkov zistených počas odladovania výroby objemov, ale aj z poznatkov dostupných v literatúre. Vzďialenosť dráhy kontúry<sup>4</sup> od objemu bola určená na úrovni 0,1  $\mu\text{m}$  a skenovacia stratégia obsahovala okrem samotnej kontúry aj výplňovú kontúru (*fill contour*), viď obr. 4-7. Ostatné procesné parametre ako výkon lasera alebo skenovacia rýchlosť nebolo možné jednoducho určiť. Z tohto dôvodu bol použitý experimentálny prístup s rôznymi kombináciami procesných parametrov.

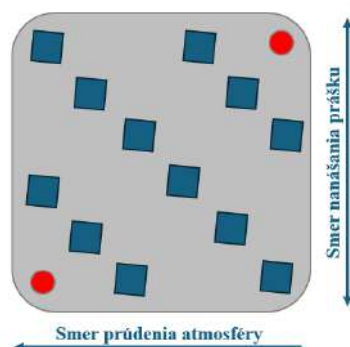


Obr. 4-7 Skenovacia stratégia použitá pre výrobu vzoriek s kontúrami

Experiment celkovo pozostával z dvoch stavieb s identickými procesnými parametrami, ktoré sa líšili len v poradí, v akom bol vyrobený objem a kontúry. Keďže z literatúry nebolo možné získať jednoznačný záver o tom, ktorá z týchto stratégií vedie k lepšej drsnosti povrchu a zároveň k minimálnej porozite, museli byť otestované obidve možnosti. V každej

<sup>4</sup> Ďalej označované ako HD<sub>c</sub> (hatch distance contour). Ide o analogický parameter k rozteči dráh lasera v objeme vzoriek.

stavbe bolo vyrobených 12 vzoriek, ktoré boli rozmiestnené na stavebnej doske, tak aby bola minimalizovaná šanca vzájomného ovplyvnenia jednotlivých vzoriek, tak ako to bolo aj v predošlých stavbách, vid' obr. 4-8.



Obr. 4-8 Umiestnenie vzoriek na stavebnej doske kontúrových stavieb

Počas týchto stavieb boli zároveň otestované aj rôzne kombinácie procesných parametrov pre objem, keďže sa predpokladalo, že ich vplyv na kontúry bude len minimálny alebo absolútne nulový. Išlo konkrétne o testovanie rôznych roztečí dráh (*HD*) a skenovacích rýchlostí (*LS*) pri konštantnom výkone laseru, ktorý bol vybraný na základe predchádzajúcich výsledkov DoE.

## VZORKY SKÚŠOK MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ A MIKROŠTRUKTÚRY

Na účely hodnotenie mechanických vlastností a mikroštruktúry materiálu, v stave po tepelnom spracovaní, ale aj bez neho boli pripravené tri druhy vzoriek:

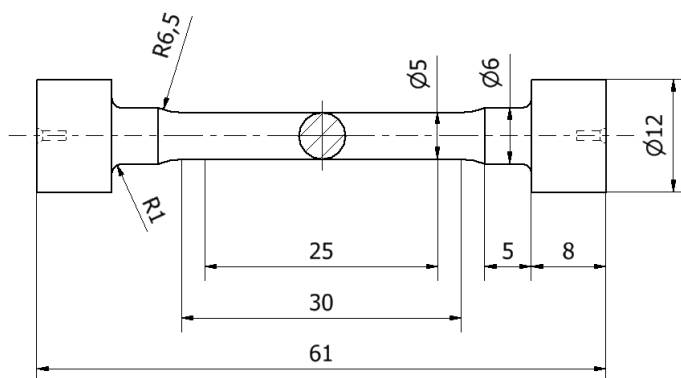
- kocky s rozmermi  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ ,
- ťahové vzorky podľa normy DIN 50125 – typ C,
- vzorky pre skúšku rázom v ohybe podľa normy ČSN EN ISO 148 s V-vrubom.

Celkovo bolo vyrobených 15 kociek, pre každú skupinu tepelného spracovania tri kocky. Prvé kocky z každej skupiny sú určené na mikroštruktúrnú analýzu. Ďalších päť kociek každého tepelného spracovania je určených na analýzu celkovej tvrdosti vzorky podľa Rockwella, konkrétne podľa normy ČSN EN ISO 6508-1. Posledných päť vzoriek bolo určených ako záložný v prípade nevydareného experimentu.

Následne bolo vyrobených 16 ťahových vzoriek podľa normy DIN 50125 typu C. Z tohto počtu bola jedna vzorka vyrobená ako rezervná, zatiaľ čo zvyšných 15 vzoriek bolo rozdelených do piatich skupín podľa použitého tepelného spracovania, rovnako ako v prípade kociek. Vzorky boli orientované vertikálne, keďže táto orientácia najlepšie simuluje zaťaženie, ktorému by bol vystavený reálny strižný nástroj vyrobený technológiou L-PBF.

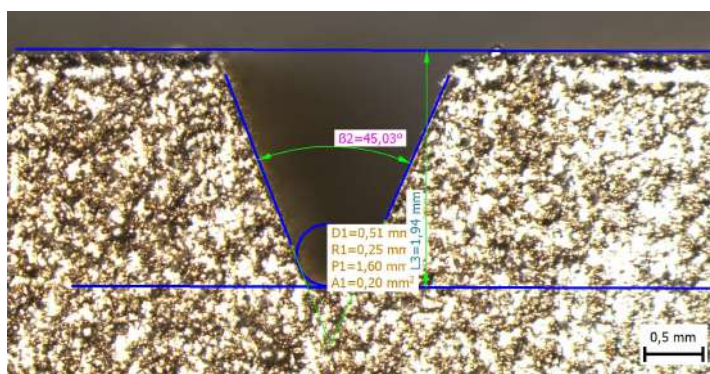
Použitie vzoriek typu C bolo zvolené zámerne. Bežne sa ťahové vzorky upínajú do čelustí skúšobného zariadenia buď pomocou závitov, alebo prostredníctvom zubových čelustí. V prípade ocelí riešených v tejto práci však tieto prístupy nie sú vhodné vzhľadom na ich

extrémne vysokú tvrdosť, ktorá výrazne komplikuje tradičné opracovanie vzoriek alebo spoľahlivé upnutie týchto vzoriek. Z tohto dôvodu boli použité vzorky s „gombíkovou“ hlavou, zobrazené na obr. 4-9. Uchytenie bolo zabezpečené pomocou rovinných plôch na spodnej časti valcovej hlavy, ktoré umožnili uloženie do čelustí. Priemer hláv vzoriek bol zväčšený z 9 mm na 12 mm, aby bola tak zväčšená práve rovinná plocha, ktorá sa dostáva do kontaktu s čelustami. Priemer testovacej časti vzorky bol 5 mm, dĺžka tejto časti 25 mm a celková dĺžka vzorky bola 61 mm. Povrch vzoriek, okrem odstránenia podpôr nebol nijak upravovaný, aby čo najbližšie reprezentovali reálny strižný nástroj.



Obr. 4-9 Geometria ťahovej vzorky typu C podľa normy DIN 50125

Ako posledné boli vyrobené vzorky pre skúšku rázom v ohybe podľa normy ČSN EN ISO 148-1 s V-vrubom, ktorý sa používa najmä pri tvrdých a krehkých materiáloch ako sú nástrojové ocele. Celkovo bolo znova vyrobených 16 vzoriek s jednou vzorkou navyše a ďalšími 15 vzorkami, ktoré boli znova rozdelené do piatich rôznych skupín podľa tepelného spracovania. Vzorky mali celkový rozmer  $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  a boli opatrené štandardizovaným V-vrubom. Vrub bol vyrobený po tepelnom spracovaní vzoriek pomocou elektroerozívneho (EDM) rezania. Týmto prístupom bola zabezpečená presná výroba geometrie, bez dodatočného tepelného ovplyvnenia materiálu a zároveň bez deformácií spôsobených tepelným spracovaním. Na obr. 4-10 je zobrazená geometria vrubu jednej zo vzoriek pri kontrole jeho rozmerov.



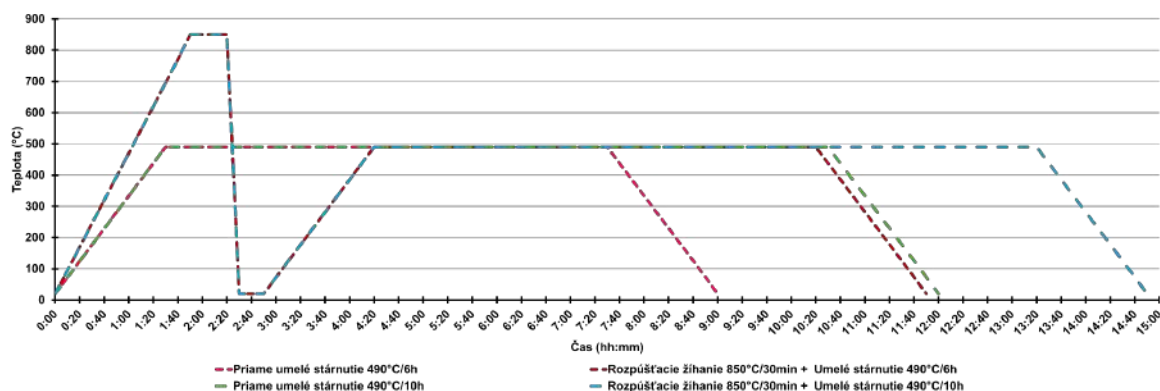
Obr. 4-10 Geometria V-vrubu z kontroly jeho rozmerov

## TEPELNÉ SPRACOVANIE

Vzorky z predošlej kapitoly, určené na skúšky mechanických vlastností alebo analýzu mikroštruktúry boli rozdelené do nasledovných piatich skupín tepelného spracovania:

1. priame umelé starnutie po dobu 6 hodín pri teplote 490 °C,
2. rozpúšťacie žíhanie na 30 minút pri teplote 850 °C a následné umelé starnutie po dobu **6 hodín** pri teplote 490 °C,
3. priame umelé starnutie po dobu 10 hodín pri teplote 490°C,
4. rozpúšťacie žíhanie na 30 minút pri teplote 850 °C a následné umelé starnutie po dobu **10 hodín** pri teplote 490 °C,
5. kontrolné vzorky bez tepelného spracovania (*as-built*).

Po každom rozpúšťacom žíhaní boli vzorky vybraté z pece a chladené pri izbovej teplote na úrovni približne 22-25 °C. Po ukončení umelého starnutia boli vzorky chladené v peci, zatiaľ čo ochladenie na teplotu približne 100 °C trvalo zhruba hodinu a pol. Následne boli vzorky vybraté z pece a dochladené pri izbovej teplote. Tolerancia teplôt pri počas celého procesu tepelného spracovania bola  $\pm 10$  °C, tolerancia času bola  $\pm 1$  minúta pre rozpúšťacie žíhanie a  $\pm 5$  minút pre umelé starnutie. Priebiehy jednotlivých tepelných spracovaní sú znázornené na obr. 4-11.



Obr. 4-11 Schémy priebehov tepelných spracovaní

Samotné tepelné spracovanie prebiehalo na peci dostupnej v laboratóriách Ústavu konštruovania, výskumnej skupiny Reverzného inžinierstva a aditívnych technológií. Keďže pec nedisponuje možnosťou zaplavenia komory inertným plynom na zabránenie oxidácie povrchu, bolo potrebné vzorky pred tepelným spracovaním zabaliť do kaliacej fólie. Každý spoj kaliacej fólie bol preložený minimálne trikrát a následne skontrolovaný na prítomnosť poškodení alebo dier. Vzorky boli balené samostatne, vid' obr. 4-12. Ku každej vzorke bol dodatočne pribalený aj kus papiera, ktorého úlohou bolo spotrebovať zvyškový kyslík vo vnútri balenia a tak zabrániť oxidácií povrchu vzoriek.



Obr. 4-12 Individuálne zabalené vzorky 2. a 4. skupiny pred rozpúšťacím žiňaním

## 4.4 Metódy

V tejto kapitole sú podrobne opísané jednotlivé experimentálne a analytické prístupy použité počas riešenia diplomovej práce. Zahŕňa opis výpočtového modelu na predikciu vhodných procesných parametrov, ale aj postupy vyhodnocovania kvality vyrobených vzoriek vrátane mechanických skúšok a mikroštruktúrnych analýz.

### 4.4.1 Značenie vzoriek

V celej práci bolo pre jednoznačnú identifikáciu vzoriek použité značenie vo formáte **TXX-SX-YZZ**, kde jednotlivé časti označenia majú nasledovný význam:

- **TXX** označuje poradie stavby, v ktorej bola vzorka vyrobená (napr. **T05** – piata stavba),
- **SX** označuje fázu výskumu, do ktorej daná vzorka patrí (napr. **S1** – úvodné objemové vzorky), pre ostatné označenia viď tab. 4-3,
- **Y** označuje typ materiálu, z ktorého je vzorka vyrobená (nástrojová oceľ W360 bolo použité označenie **W**, pre AM Dievar označenie **D** a pre maraging oceľ MAR-60 označenie **M**),
- **ZZ** označuje poradové číslo vzorky v rámci danej stavby.

Napríklad vzorka označená ako **T05-S1-W04** označuje štvrtú vzorku vyrobenú v piatej stavbe, patriacu do úvodnej fázy výskumu (úvodné objemové vzorky) a z materiálu W360.

Tab. 4-3 Označenie fáz výskumu vo formáte značenia vzoriek

Označenie fázy	Popis výskumnej fázy
S1	Úvodné objemové vzorky
S2	Overovacie objemové vzorky
S3	Vzorky vplyvu atmosféry
S4	Kontúrové vzorky
S5	Vzorky mech. Vlastností a mikroštruktúry

#### 4.4.2 Úvodné objemové vzorky

Keďže boli na začiatku práce zvolené až tri potenciálne materiály na ďalší výskum, bolo nevyhnutné urýchliť úvodné experimenty ako z časových dôvodov, tak kvôli obmedzenému množstvu dostupných práškov. Tradičným prístupom v takomto prípade je výroba takzvaných „single trackov“. Ide o jednoduché, izolované zvary vytvorené jedným prechodom laserového lúča cez sypaný prášok na stavebnej doske. Slúžia na základné zhodnotenie správania skúmaného materiálu pri daných procesných parametroch ako je tvar zvaru, jeho stabilita alebo tvorba defektov. Vďaka tomuto prístupu je teoreticky možné identifikovať kombinácie procesných parametrov, ktoré nie sú vhodné pre ďalšie použitie. Tento prístup je však časovo veľmi náročný a jeho výsledky musia byť následne overené na objemových vzorkách, keďže správanie materiálu môže byť pri tvorbe jednoduchých zvarov a pri stavbe objemových súčastí výrazne odlišné.

Preto bol navrhnutý a použitý alternatívny prístup, pri ktorom boli vyrobené priamo objemové vzorky bez potreby výroby „single trackov“ za využitia predikčného modelu založeného na bezrozmerných číslach od Rankouhi et al. [27]. Daný model umožňuje predikovať vhodné kombinácie procesných parametrov na dosiahnutie relatívnej hustoty nad úroveň 99,5 % na základe základných termofyzikálnych charakteristík skúmaných materiálov a ich prepojenia s procesnými parametrami. Prvé bezrozmerné číslo je určené vzťahom:

$$\Pi_1 = \frac{c \cdot LP}{k \cdot LS \cdot HD} \quad (-) \quad (5)$$

kde:

$c$	$(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$	merná tepelná kapacita,
$LP$	$(W)$	výkon laseru ( <i>laser power</i> ),
$k$	$(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$	koeficient tepelnej vodivosti,
$LS$	$(mm \cdot s^{-1})$	skenovacia rýchlosť ( <i>laser speed</i> ),
$HD$	$(mm)$	rozteč dráh laseru ( <i>hatch distance</i> ).

Na presnejšie zohľadnenie hustoty energie dodávanej materiálu autori zaviedli aj druhú bezrozmernú veličinu určenú vzťahom:

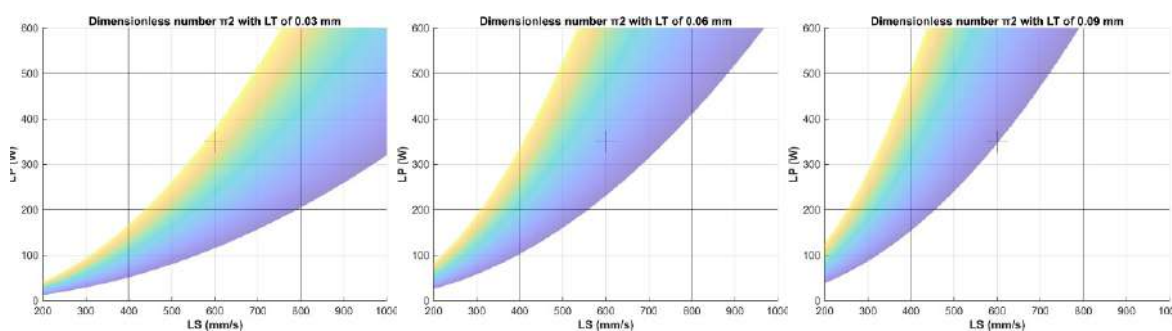
$$\Pi_2 = \frac{c}{k} \cdot \frac{LP}{LS \cdot HD \cdot LT} \cdot \frac{d}{LP} \quad (-) \quad (6)$$

kde:

$c$	$(J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1})$	merná tepelná kapacita,
$k$	$(W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1})$	koeficient tepelnej vodivosti,
$LP$	$(W)$	výkon laseru ( <i>laser power</i> ),
$LS$	$(mm \cdot s^{-1})$	skenovacia rýchlosť ( <i>laser speed</i> ),
$HD$	$(mm)$	rozteč dráh laseru ( <i>hatch distance</i> ),
$LT$	$(mm)$	hrúbka vrstvy ( <i>layer thickness</i> ),
$d$	$(mm)$	priemer laserového lúču.

V rovnici (6) predstavuje druhý člen objemovú energetickú hustotu a tretí člen je teoretická doba zotrvania laseru v jednom bode (*dwelt time*) na základe priemeru jeho lúču a jeho rýchlosti.

Pre vizualizáciu okien, v ktorých sa procesné parametre musia pohybovať pre skúmané materiály, bol vytvorený MATLAB skript, viď prílohu A, ktorý vykreslil oblasti, v ktorých by mala byť teoreticky dosiahnutá relatívna hustota o hodnote minimálne 99,5%, viď obr. 4-13 pre príklad týchto grafov pre MAR-60 alebo prílohu B pre všetky tri materiály. Ako samotný autori práce uviedli vzťah s bezrozmerným číslom  $\Pi_2$  lepšie zahŕňa dodaný objem energie dodaný prášku a preto bol tento vzťah použitý aj pre predikciu v tejto práci. Následne boli na základe týchto grafov určené hraničné a centrálny bod pre štatistickú analýzu Design of Experiment (DoE), hraničné hodnoty sú uvedené v tab. 4-4.



Obr. 4-13 Oblasti predikčného modelu s relatívnou hustotou nad 99,5% a hraničnými priamkami

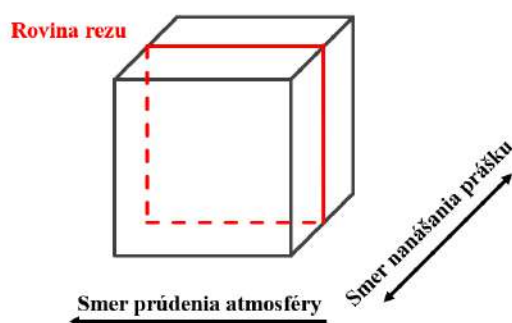
Na základe návrhu experimentu DoE bolo vytvorených celkovo 15 rôznych kombinácií procesných parametrov. Z toho kombinácia centrálného bodu pre hrúbku vrstvy 0,06 mm bola opakovaná päťkrát, s cieľom overiť opakovateľnosť a presnosť výsledkov. Ostatné kombinácie vznikli z priesečníkov hraničných priamok zobrazených na obr. 4-13 a zvyšných dvoch centrálnych bodov pri hrúbkach vrstiev 0,03 mm a 0,09 mm. Prehľad všetkých

použitých kombinácií procesných parametrov pre všetky tri materiály je uvedený v prílohe C.

Tab. 4-4 Hraničné hodnoty procesných parametrov určené na základe bezrozmerného č.  $\Pi_2$

Parameter	Jednotka	W360	AM Dievar	MAR-60
Výkon laseru	(W)	250 - 500	200 - 500	200 - 500
Skenovacia rýchlosť	(mm·s <sup>-1</sup> )	200 - 600	250 - 500	400 - 800
Hrúbka vrstvy	( $\mu$ m)	30 - 90	30 - 90	30 - 90

Vyrobené vzorky boli najprv odrezané z ich stavebných dosiek a následne narezané na polovicu pomocou elektroerozívneho (EDM) rezania, aby sa predišlo tepelnému ovplyvneniu materiálu. Rovina rezania je znázornená na obr. 4-14. Vzorky boli následne zalisované do pukov, brúsené a leštené podľa postupu opísaného v kapitole 4.2.2.



Obr. 4-14 Rovina rezania vzoriek pred zalisovaním do pukov

Pripravené výbrusy boli následne nasnímané pomocou mikroskopu Keyence. Avšak finálne výbrusy neboli v dokonalej rovine a preto muselo byť použité 3D skenovanie vzoriek, aby bolo zabezpečené zaostrenie celej snímky. Nasnímaná bola celá plocha vzorky vrátane okrajov. Následne bola porozita vzoriek na daných snímkach analyzovaná pomocou softvéru ImageJ (National Institute of Health, Bethesda, Maryland, USA). Prvým krokom bolo upravenie daných snímkov na kontrastnú čiernobielu formu, následne bola porozita vyhodnotená ako pomer čiernych a bielych pixelov v oblasti približne  $8 \times 8 \text{ mm}^2$ , teda 1 mm od všetkých okrajov vzoriek. Namerané hodnoty porozity boli následne použité pre štatistickú analýzu pomocou DoE. Cieľom bolo štatisticky vyhodnotiť vplyv procesných parametrov a získať tak závislosti ich vplyvu na výslednú porozitu bez potreby vyrábania nadmerného množstva vzoriek.

#### 4.4.3 Overovacie objemové vzorky

Overovacie vzorky boli analyzované s cieľom experimentálne overiť výstupy štatistickej analýzy DoE a potvrdiť opakovateľnosť výsledných kombinácií procesných parametrov. Ako už bolo spomenuté išlo o kocky s rozmermi  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ . Vyrobené vzorky boli

znova odrezané zo stavebnej doske pomocou elektroerozívneho rezania a zalisované do foriem pukov ako je uvedené v kap. 4.2.2. Vzorky boli vybrúsené brúsnym papierom od zrnitosti od 120 do 4000, následne boli vyleštené diamantovou pastou s veľkosťami častíc 3  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$ . Takto pripravené vzorky podstúpili identickú analýzu ako úvodné objemové vzorky a teda nasnímanie vzoriek na zariadení Keyence VHX-6000 a následná úprava snímok a výpočet porozity pomocou softvéru ImageJ.

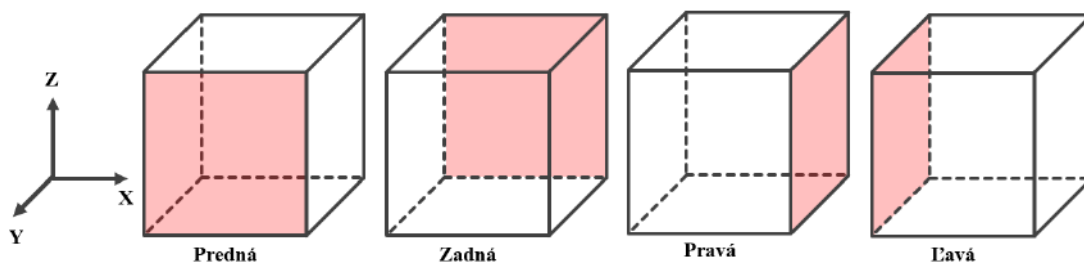
#### 4.4.4 Vzorky vplyvu atmosféry

Cieľom tejto analýzy bolo posúdiť, ako ovplyvňuje poloha vzorky na platforme vznik porozity. Všetky vzorky boli po výrobe odrezané od platformy, rozpolené pomocou elektroerozívneho rezania a štandardne pripravené na metalografickú analýzu ako pri predošlých vzorkách (zalievanie, brúsenie, leštenie). Porozita bola vyhodnotená optickou mikroskopiou pomocou digitálneho mikroskopu Keyence VHX-6000 a analyzovaná v softvéri ImageJ.

#### 4.4.5 Kontúrové vzorky

Kontúrové vzorky boli analyzované s cieľom vyhodnotiť vplyv rôznych kombinácií procesných parametrov na kvalitu okrajových oblastí, najmä z hľadiska podpovrchovej porozity a povrchovej drsnosti. Zároveň boli na týchto vzorkách otestované aj rôzne kombinácie procesných parametrov pre objem. Všetky vzorky mali tvar kociek s rozmermi  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ .

Prvým krokom analýzy bolo meranie priemernej drsnosti povrchu. Za týmto účelom bol využitý digitálny mikroskop Keyence VHX-6000, ktorý umožňuje 3D meranie drsnosti povrchu. Ide o bezkontaktný a nedeštruktívny proces merania drsnosti povrchu, takže bolo možné s rovnakými vzorkami ďalej pracovať a zároveň nehrozilo uvoľnenie jemne prichytených častíc, ktoré by mohli ovplyvniť výsledky merania. Drsnosť povrchu bola meraná na všetkých štyroch bočných stranách vzoriek, zatiaľ čo horná a spodná strana neboli zahrnuté do merania, vid' obr. 4-15. Tento prístup bol zvolený kvôli potenciálnemu zhoršeniu kvality povrchu v oblasti závetria prúdiacej atmosféry. Výsledná hodnota  $S_a$  bola pre každú vzorku stanovená ako priemer zo všetkých štyroch meraní.



Obr. 4-15 Strany vzoriek, na ktorých prebiehalo meranie drsnosti povrchu a tvrdosti

V ďalšom kroku boli vzorky rozrezané na polovicu pomocou elektroerozívneho rezania a následne boli zaliate do pukov a pripravené na metalografickú analýzu štandardným spôsobom popísaným v kap. 4.2.2.

Snímky výbrusov boli zaznamenané opäť pomocou zariadenia Keyence VHX-6000. Vyhodnocovanie objemovej porozity prebiehalo analogicky ako pri predchádzajúcich vzorkách, teda pomocou kontrastnej analýzy v softvéri ImageJ. Pri analýze podpovrchovej porozity však bolo potrebné použiť špecifický prístup, aby boli získané porovnateľné výsledky medzi všetkými vzorkami. Vyhodnocovanie sa vykonávalo do rovnakej hĺbky pod povrchom vzorky, čo bolo zabezpečené pomocou MATLAB skriptu. Daný skript upravil snímku na kontrastnú čiernobielu formu, identifikoval okraje vzorky a vyznačil oblasť do hĺbky 0,5 mm od jej okraja. Následne bola v tejto oblasti vyhodnotená podpovrchová porozita ako kontrastný pomer bielych a čiernych oblastí.

#### 4.4.6 Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry

Na základe predošlých analýz bola zvolená kombinácia procesných parametrov, ktorá vykazovala najnižšiu objemovú porozitu, ale zároveň najlepší pomer drsnosti povrchu a podpovrchovej porozity. Tieto procesné parametre ďalej slúžili na výrobu posledných vzoriek, použitých na skúmanie mechanických vlastností a mikroštruktúry.

#### KOCKY PRE MIKROŠTRUKTÚRNU ANALÝZU

Kocky určené na mikroštruktúrnú analýzu boli použité na vyhodnotenie vývoja štruktúry materiálu v stave po výrobe (*as-built*) a po jednotlivých režimoch tepelného spracovania. Z každej skupiny tepelného spracovania bola vybraná jedna reprezentatívna vzorka, ktorá bola pripravená rovnakým spôsobom ako všetky predchádzajúce kocky, t. j. bola rozrezaná pomocou elektroerozívneho rezania, zalisovaná do formy pukov, vybrúsená a vyleštená diamantovými pastami.

Takto pripravené výbrusy boli následne naleptané pomocou leptadla Marble na alkoholovej báze. Ide o leptadlo špecificky určené pre zvýraznenie mikroštruktúry martenzitických, kalených a vysoko-legovaných ocelí. Jeho zloženie je uvedené v tab. 4-5. Výbrus bol do leptadla ponorený na približne jednu sekundu, po ktorej nasledovalo opláchnutie 99,9% isopropylalkoholom, slúžiace na neutralizáciu leptadla. Následne boli vzorky opláchnuté destilovanou vodou a vysušené teplým vzduchom. Optická mikroskopia prebehla na zariadení Keyence VHX-6000, pomocou ktorého bola vizuálne vyhodnotená mikroštruktúra vzoriek.

Tab. 4-5 Zloženie leptadla Marble

Vzorec zložky	Názov zložky	Zdrojová koncentrácia (obj. %)	Objem zložky (obj. %)
HCl	Kyselina chlorovodíková	35,0%	48,6%
C <sub>2</sub> H <sub>6</sub> O	Etanol	98,0%	47,3%
CuSO <sub>4</sub> · 5 H <sub>2</sub> O	Síran meďnatý pentahydrát	-	4,1%

## KOCKY PRE SKÚŠKU TVRDOSTI PODĽA ROCKWELLA

Celková tvrdosť vzoriek bola skúmaná pomocou Rockwellovej skúšky na stupnici HRC podľa normy ČSN EN ISO 6508-1. Aj keď sa skúška skladá z dvoch krokov, v prvom kroku ide o predbežné zaťaženie, ktoré má vyrovnať nerovnosti, tak drsnosť povrchu vzoriek priamo po výrobe bola natoľko vysoká, že túto skúšku nemohli podstúpiť bez dodatočnej prípravy. Nevyhnutným krokom preto bolo obrúsenie všetkých strán kocky, na ktorých bola skúška vykonávaná, viď obr. 4-15. Brúsenie prebiehalo na brúsnom papieri so zrnitosťou 1000, až pokiaľ nebol dosiahnutý rovný povrch bez výraznej drsnosti povrchu a iných defektov. Následne vzorky podstúpili skúšku tvrdosti podľa Rockwella na zariadení ZwickRoell Durajet G5. Každá vzorka celkovo podstúpila osem meraní, dve indentácie na každej strane. Takto bolo zabezpečené, že bolo vykonaných dostatok meraní, ktoré neboli ovplyvnené hranou vzorky alebo predošlým meraním.

## ŤAHOVÉ VZORKY

Ťahové skúšky boli realizované s cieľom stanoviť základné mechanické vlastnosti materiálu po rôznych tepelných spracovaniach. Vzorky typu C podľa normy DIN 50125 boli testované na univerzálnom skúšobnom zariadení Shimadzu AGX-V2 s maximálnou zaťažovacou kapacitou 100 kN. Každá vzorka bola uchytená do čeľustí a následne predpätá silou 10 N. Následné zaťažovanie prebiehalo konštantnou rýchlosťou 0,375 mm·min<sup>-1</sup> a deformácia bola zaznamenávaná pomocou extenzometru. Skúška prebiehala v súlade s normou ISO 6892-1 pri teplote 23 °C.

Pre každú skupinu tepelného spracovania boli vyhodnotené parametre medze klzu popripade zmluvnej medze klzu, pevnosti v ťahu, modulu pružnosti v ťahu a pomerná deformácia do porušenia vzorky. Výsledky boli zaznamenané a spracované v prostredí Trapezium X.

## VZORKY PRE SKÚŠKU RÁZOM V OHYBE

Skúška rázom v ohybe bola realizovaná s cieľom stanoviť lomovú húževnatosť materiálu pri jednotlivých tepelných spracovaniach. Vzorky boli testované v súlade s normou ČSN EN ISO 148-1 na Charpyho kladive MFL PSW 300E s maximálnou energiou dopadu berana 300 J. Každá vzorka mala rozmer 10 × 10 × 55 mm<sup>3</sup> a bola opatrená štandardizovaným V-vrubom. Skúšky prebiehali pri izbovej teplote 22 °C a záznam o absorbovanej energii bol

manuálne odčítaní z analógového ukazovateľa na zariadení. Pre každú skupinu tepelného spracovania boli vyhodnotené tri vzorky.

## 5 VÝSLEDKY

### 5.1 Komerčne dostupné vysoko-vytvrditeľné ocele

Prvým čiastkovým cieľom práce bolo identifikovať vhodnú oceľ, ktorá je komerčne dostupná v práškovej forme, spracovateľná technológiou L-PBF a zároveň vhodná na výrobu strižného nástroja. Na základe týchto požiadaviek boli stanovené nasledovné kritéria, ktoré musel daný materiál spĺňať:

- komerčná dostupnosť vo forme kovového prášku,
- vysoká vytvrditeľnosť s celkovou tvrdosťou nad 55 HRC,
- Obsah uhlíku maximálne 0,5 hm.%.

Komerčná dostupnosť materiálu vo forme prášku bola kritická, keďže zabezpečuje reálnu možnosť daného výrobcu nástrojov použiť daný materiál bez potreby vlastnej alebo zákazkovej výroby prášku. Z hľadiska priemyselného využitia tohto prístupu je toto kritérium nevyhnutné.

Minimálna tvrdosť na úrovni 55 HRC je približná spodná hranica typického rozsahu pre funkčné časti strižných nástrojov. Zaisťuje odolnosť proti opotrebeniu, poškodeniu a zároveň zabezpečuje rezné schopnosti nástroja.

Vysoký obsah uhlíka výrazne znižuje zvarateľnosť a teda aj spracovateľnosť materiálu technológiou L-PBF, ktorá je vo svojom princípe veľmi podobná zváraniu. Menší obsah uhlíku znižuje riziko vzniku prasklín, pórov, ale aj iných defektov počas aditívnej výroby.

Na základe spomenutých kritérií bolo preskúmané široké spektrum ocelí od viacerých výrobcov ako sú napríklad Böhler, m4p, Rosswag, Sandvik, Höganäs, ale aj ďalší významní dodávatelia kovových práškových materiálov. Iba veľmi malé množstvo preskúmaných ocelí spĺňalo všetky tri podmienky, zatiaľ čo vyhovujúce materiály patrili do jednej z dvoch kategórií. Vždy išlo o nástrojové alebo maraging ocele. Ocele, ktoré spĺňali všetky tri požiadavky alebo sa k niektorej z nich významne približovali, sú uvedené v tab. 5-1.

Tab. 5-1 Prehľad komerčne dostupných ocelí, ktoré spĺňajú požadované kritériá alebo sa k nim približovali [28], [29], [30], [31], [32]

Názov ocele	Typ ocele	Výrobca	Obsah uhlíku (hm.%)	Max. tvrdosť (HRC)
W360	Nástrojová	Böhler	0,50	57
AM Dievar	Nástrojová	Uddeholm	0,35	55
1.2709 (18Ni300)	Maraging	Rôzny	0,03	53

MAR-60 (13Ni400)	Maraging	Sandvik	0,03	60
Specialis (M350)	Maraging	Rosswag	0,1	63

### 5.1.1 Výber vysoko-vytvrdivých ocelí

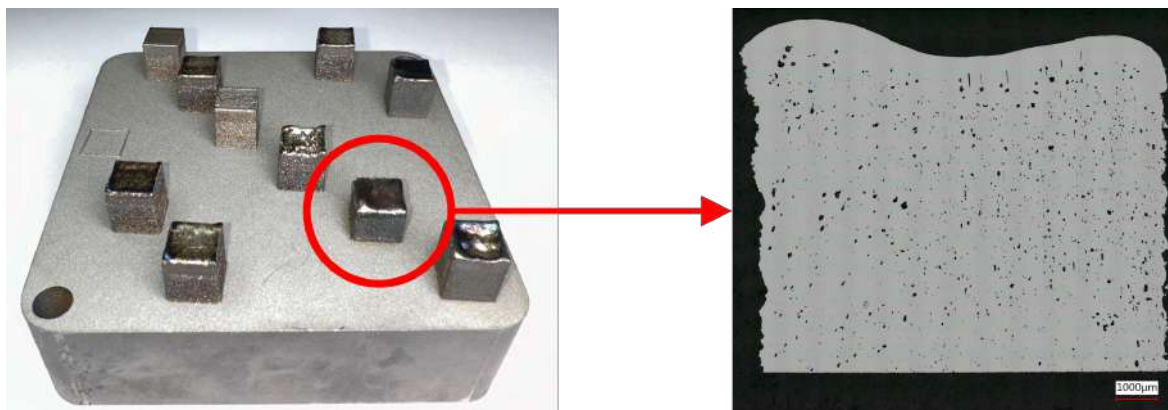
Na základe definovaných požiadaviek boli z dostupných materiálov identifikované ocele, ktoré spĺňali uvedené kritéria. Do ďalšieho výskumu boli vybrané tri materiály, ktoré predstavujú potenciálne vhodné materiály pre výrobu strižných nástrojov technológiou L-PBF ako z hľadiska spracovateľnosti, tak z hľadiska ich očakávaných mechanických vlastností. Konkrétne boli vybrané nástrojové ocele W360 a AM Dievar. Tieto materiály sa na pomery nástrojových ocelí vyznačujú pomerne nízkym obsahom uhlíku, čo zvyšuje pravdepodobnosť ich úspešného spracovania technológiou L-PBF bez vzniku rôznych defektov, a zároveň relatívne vysokou tvrdosťou po tepelnom spracovaní. Ako tretí bol vybraný materiál MAR-60. Ide o maraging oceľ, ktorá vyniká veľmi nízkym obsahom uhlíku, čo by malo viesť k bezproblémovému spracovaniu technológiou L-PBF. Zároveň táto oceľ vyniká tvrdosťou na úrovni 60 HRC a teoretickou vysokou rozmerovou stabilitou, ktorá z nej robí vynikajúceho kandidáta pre aplikáciu v presných strižných nástrojoch ako je uvedené v kap. 2.2.1.

Ďalšie maraging ocele uvedené v tab. 5-1, konkrétne Specialis a 1.2709, síce taktiež spĺňali alebo sa blížili k požadovaným kritériám, no neboli zaradené do experimentálnej časti práce. Oceľ 1.2709 by mala mať podľa jej obsahu uhlíku porovnateľnú spracovateľnosť ako oceľ MAR-60, avšak dosahuje výrazne nižšiu tvrdosť, čo znižuje jej potenciálne využitie v strižnom nástroji. Na druhej strane oceľ Specialis dosahuje najvyššiu tvrdosť spomedzi všetkých posudzovaných materiálov, avšak jej vysoká cena a zvýšený obsah uhlíku v porovnaní s oceľou MAR-60 neboli považované za vhodný kompromis. Finálny výber materiálov zahŕňa tri ocele, W360, AM Dievar a MAR-60, ktoré najlepšie vyhovovali stanoveným kritériám a zároveň poskytovali dostatočnú rôznorodosť z pohľadu chemického zloženia, mechanických vlastností, ale aj očakávanej spracovateľnosti, čím bola maximalizovaná šanca na úspešnú identifikáciu jedného materiálu vhodného na výrobu strižných nástrojov.

## 5.2 Úvodné objemové vzorky

Počas výroby úvodných objemových vzoriek bola ako prvá monitorovaná samotná stabilita procesu výroby, keďže pri nadmerne vysokej dodanej energii môže dôjsť k rastu vzorky nad úroveň nanášanej práškovej vrstvy. Tento jav sa prejavil len pri prvej stavbe z materiálu W360 a to konkrétne na vzorke T05-S1-W04, ktorá bola vyrábaná s výkonom laseru 500 W,

skenovaciou rýchlosťou  $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  a hrúbkou vrstvy  $30 \text{ }\mu\text{m}$ , vid' obr. 5-1. Výsledná objemová energetická hustota pri týchto parametroch dosiahla hodnotu až  $694 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Vzhľadom na vzniknutý problém bola výroba tejto vzorky približne v polovici prerušená, aby sa predišlo ovplyvneniu zvyšku stavby, napríklad nadvihnutím britu nanášača alebo jeho mechanickému poškodeniu. Napriek nedokončeniu bola výška vyrobenej vzorky dostatočná na vyhodnotenie jej porozity.

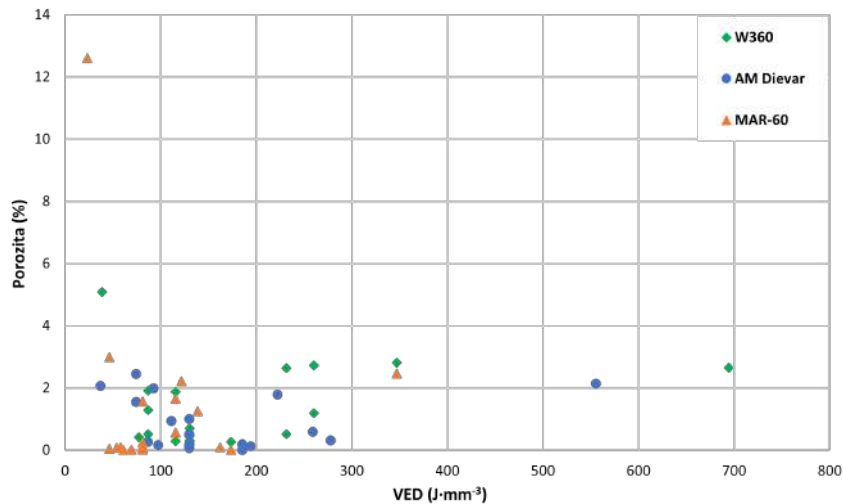


Obr. 5-1 Vzorka T05-S1-W04 ( $\text{VED } 694 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ), ktorej stavba nebola dokončená

### 5.2.1 Porozita úvodných vzoriek

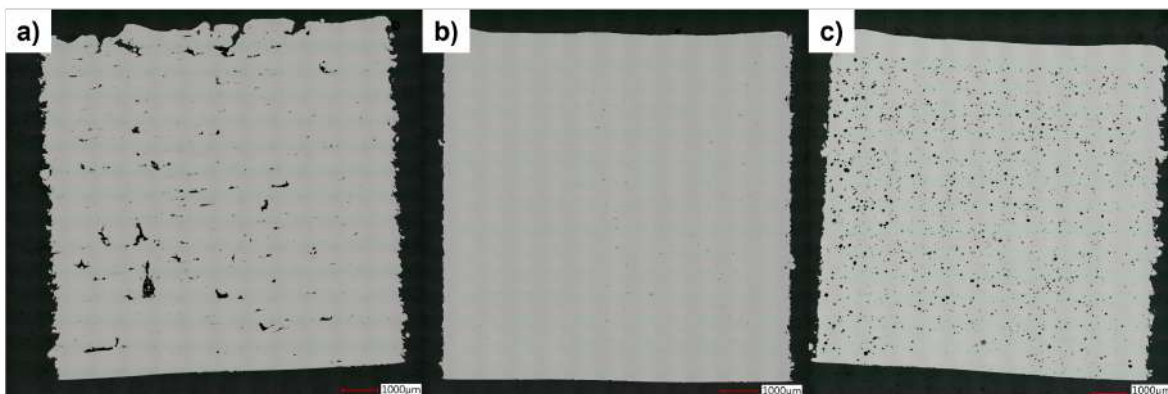
Kľúčovým hodnotiacim kritériom úvodných objemových vzoriek bola ich porozita. Na jej kvantifikáciu boli všetky vzorky najprv narezané, následne zalisované do formy pukov, mechanicky vybrúsené a vyleštené. Takto pripravené výbrusy boli nasnímané pomocou digitálneho mikroskopu a následne analyzované v softvéri ImageJ.

Vzhľadom na použitie metódy Design of Experiment (DoE) a nie tradičného systematického prístupu, pri ktorom by boli všetky parametre kombinované navzájom rovnomerne, bolo náročné identifikovať jednoznačné trendy v závislosti porozity od jednotlivých výrobných parametrov alebo objemovej energetickej hustoty. Pre ilustráciu pozri obr. 5-2.



Obr. 5-2 Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED)

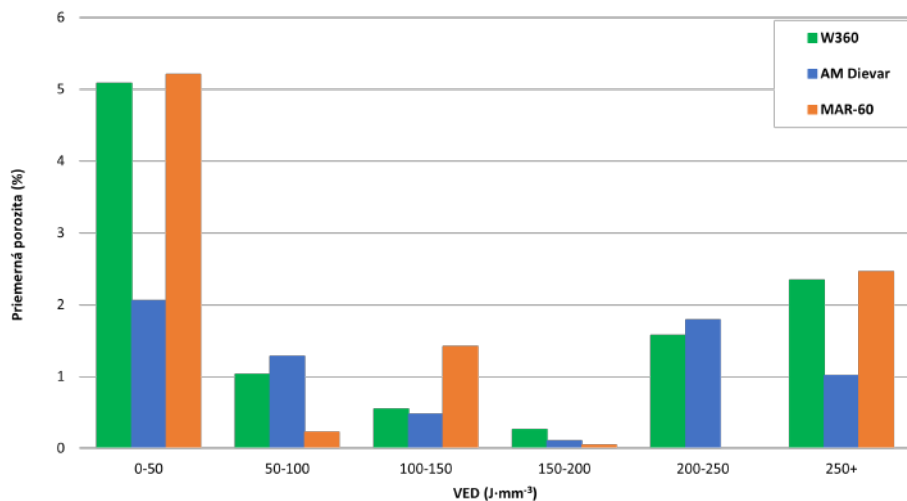
Avšak jedným z pozorovaných trendov bola výrazne zvýšená porozita pri objemovej energetickej hustote nižšej ako  $100 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . V tomto rozsahu sa vo vzorkách vyskytovala dominantná *Lack-of-Fusion* porozita nepravidelného tvaru. Jej typickým znakom, ktorý bol pozorovateľný na väčšine týchto vzoriek, sú pretiahnuté vodorovné póry nachádzajúce sa na hraniciach jednotlivých vrstiev, čo poukazuje na nedostatočnú šírku, ale aj hĺbku tavného kúpeľa a jeho prepojenie vrstiev, vid' obr. 5-3 a).



Obr. 5-3 Príklady pozorovaných porozít prvej sady vzoriek MAR-60: a) Lack-of-Fusion porozita vzorky T01-S1-M08 (VED  $81,02 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ); b) vzorka T01-S1-M10 (VED  $173,61 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ) s minimálnou porozitou; c) Keyhole guľatá porozita vzorky T01-S1-M07 (VED  $347,22 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ )

So zvyšujúcou sa VED porozita postupne klesala a najnižšie hodnoty boli dosiahnuté v rozsahu od 150 do  $200 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ , vid' obr. 5-3 b). Pri prekročení tejto hranice začala porozita opäť mierne narastať, avšak v žiadnom prípade neprekročila hodnotu 3%. Detailnejšia analýza vzoriek v tomto energetickom rozsahu odhalila výskyt guľatých pórov typických pre *keyhole* režim tavenia, vid' obr. 5-3 c).

V extrémnych prípadoch, ako napríklad pri vzorke vyššie spomínanej vzorke T05-S1-W04, bol pozorovaný výrazný *keyhole* efekt, pri ktorom dochádzalo k odparovaniu, resp. vytlačaniu materiálu do bokov. Tento jav sa prejavil tvorbou hlbokých dlhých „kráterov“, vid' obr. 5-1 vpravo hore. Celý tento vývoj porozity je najlepšie pozorovateľný na obr. 5-4.

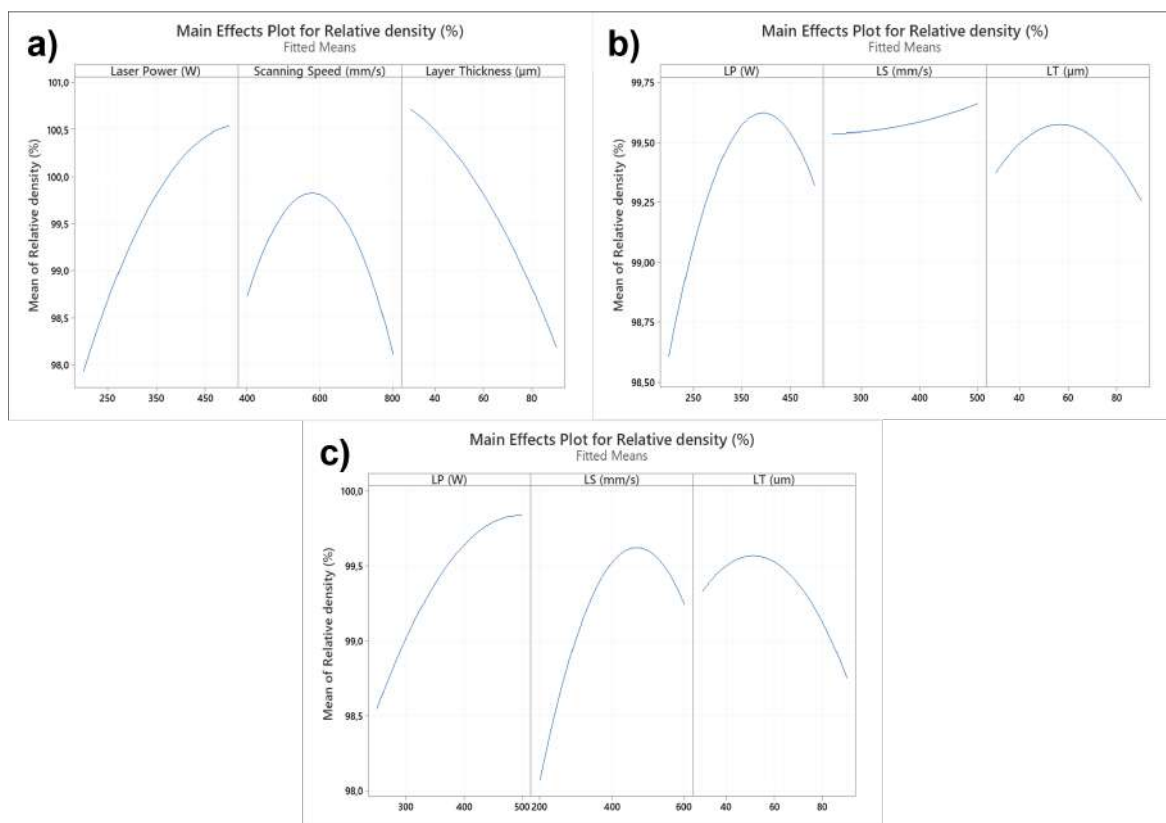


Obr. 5-4 Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED) v intervaloch

## 5.2.2 Vyhodnotenie porozity úvodných vzoriek pomocou DoE

Na základe predikčného modelu od Rankouhi et al. [27], vid' kap. 4.4.2, bol pre návrh úvodných objemových vzoriek zvolený štatistický prístup Design of Experiment (DoE), ktorý umožňuje systematické a štatisticky podložené vyhodnocovanie vplyvu procesných parametrov. Konkrétne bol použitý plný faktoriálny návrh so tromi vstupnými faktormi (LP, LS a LT). Každý z faktorov nadobúdala tri úrovne (minimálnu, maximálnu a strednú hodnotu), čím vzniklo celkovo 15 kombinácií procesných parametrov.

Výsledky boli spracované vo forme grafov hlavných efektov, ktoré zobrazujú vplyv jednotlivých skúmaných procesných parametrov na relatívnu hustotu. Pri všetkých troch skúmaných materiáloch vykazoval výkon laseru podobný trend, so zvyšujúcim sa výkonom dochádzalo najprv k nárastu relatívnej hustoty, avšak po prekročení určitej hodnoty začala relatívna hustota opäť klesať. Podobné správanie bolo pozorované aj pri skenovacej rýchlosti, s výnimkou oceli AM Dievar, pri ktorej bol tento trend takmer lineárny a relatívna hustota sa s rastúcou rýchlosťou len zlepšovala len nevýrazne. Významný vplyv na výslednú hustotu mala aj hrúbka vrstvy. V prípade maraging ocele MAR-60 viedlo jej zvyšovanie k nárastu porozity, zatiaľ čo pri nástrojových oceliach AM Dievar a W360 sa ako optimálne javili hodnoty hrúbky vrstvy na úrovni približne 40 až 50  $\mu\text{m}$ . Kompletné výsledky sú zobrazené v grafoch hlavných efektov pre jednotlivé materiály, vid' obr. 5-5.



Obr. 5-5 Grafy hlavných efektov procesných parametrov na relatívnu hustotu: a) pre MAR-60; b) pre AM Dievar; c) pre W360

Kvalitu navrhnutého modelu bola hodnotená pomocou koeficientov determinácie ( $R^2$ ), ktorých hodnoty dosiahli pri všetkých troch materiáloch relatívne vysokú úroveň. Pre ocel MAR-60 predstavoval koeficient determinácie 81,93%, pre W360 dosiahol 83,48% a najvyššia hodnota bola zaznamenaná pri oceli AM Dievar, a to 87,74%. Tieto výsledky naznačujú, že zvolená kombinácia vstupných procesných parametrov pomerne dobre vysvetľovala variabilitu výstupnej veličiny (relatívnej hustoty).

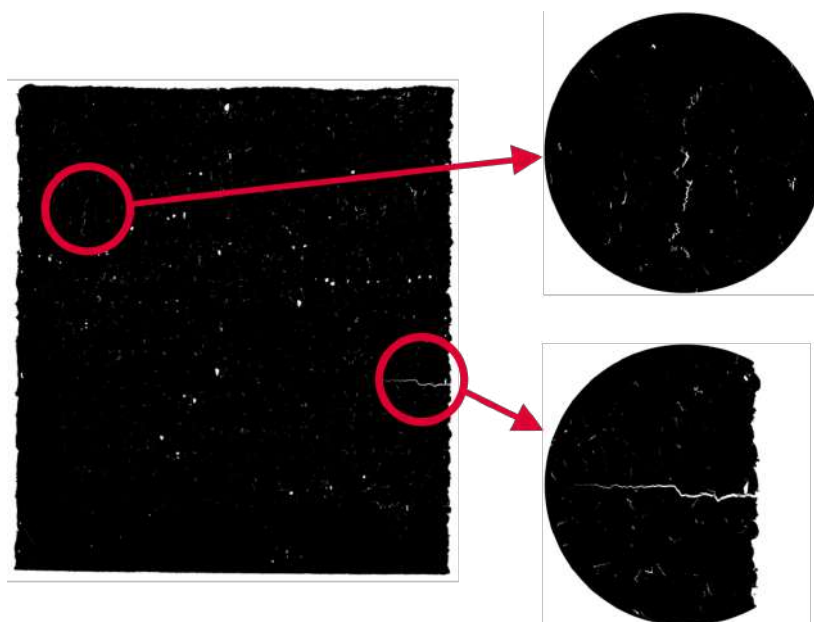
### 5.2.3 Tvorba prasklín úvodných vzoriek

Hlavným hodnotiacim kritériom pri analýze úvodných objemových vzoriek bola ich porozita, pričom významným doplnkovým parametrom bola aj tvorba trhlín. Z hľadiska odolnosti voči tvorbe prasklín vykazovala najlepšie výsledky maraging ocel MAR-60, pri ktorej nebola pozorovaná žiadna prasklina, a to ani pri extrémnych kombináciách procesných parametrov. Súhrnné výsledky výskytu prasklín v jednotlivých intervaloch objemovej energetickej hustoty (VED) sú uvedené v tab. 5-2.

Tab. 5-2 Pomer vyrobených vzoriek v danom intervale VED a vzoriek, ktoré obsahovali pozorovateľné praskliny

VED (J·mm <sup>-3</sup> )	MAR-60		AM Dievar		W360	
	Celk. počet vzoriek	Vzorky s prasklinou	Celk. počet vzoriek	Vzorky s prasklinou	Celk. počet vzoriek	Vzorky s prasklinou
0 – 50	3	0	1	0	1	0
50 – 100	10	0	5	3	4	4
100 – 150	4	0	7	4	8	6
150 – 200	2	0	3	1	1	1
200-250	0	0	1	0	2	2
250+	1	0	3	1	4	2

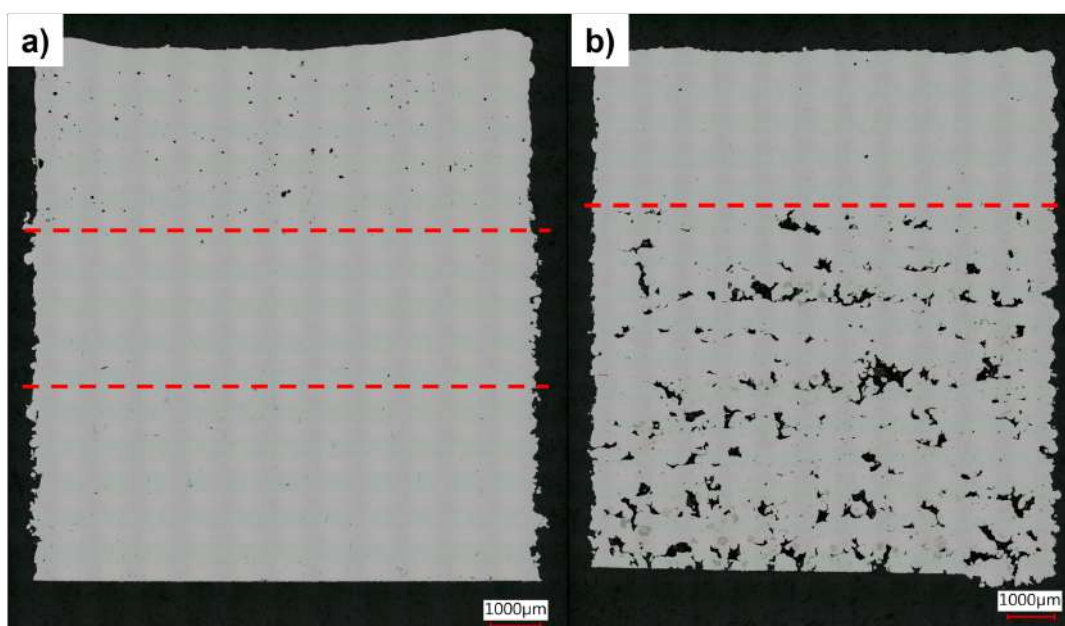
Naopak, v prípade nástrojových ocelí AM Dievar a W360 bol výskyt trhlín výrazne vyšší. Oceľ W360 bola v tomto smere najproblematickejšia, pričom až 15 z celkovo 20 vyrobených vzoriek (75 %) vykazovalo trhliny, ktoré sa vyskytovali nielen v objeme materiálu, ale aj iniciované na povrchu. AM Dievar dosiahol o niečo lepší výsledok, pričom praskliny boli identifikované v 9 z 20 vzoriek (45 %). Príklad pozorovanej porozity a súvisiacich trhlín je uvedený na obr. 5-6.



Obr. 5-6 V objeme a na povrchu iniciované praskliny vzorky T06-S1-W14 (VED 86,81 J·mm<sup>-3</sup>)

## 5.2.4 Vyradenie nástrojovej ocele W360

Ako už bolo spomenuté v predošlej kapitole, nástrojová oceľ W360 s obsahom uhlíka 0,5 hm. % sa ukázala ako extrémne náchylná na tvorbu prasklín. Praskliny boli pozorované vo výbrusoch až pri 15 z celkovo 20 analyzovaných vzoriek. Okrem vysokej citlivosti na praskanie sa však tento materiál vyznačoval aj neobvyklým a nekonzistentným správaním počas samotnej stavby. Príkladom môže byť vzorka T05\_S1\_W01, pri ktorej boli v spodnej tretine pozorované praskliny v objeme s minimálnou porozitou. V strednej časti vzorky sa defekty takmer vôbec nevyskytovali a naopak v hornej tretine sa objavili póry typické pre *keyhole* režim tavenia, vid' obr. 5-7 a). Druhým príkladom môže byť vzorka T05\_S1\_W06, kde sa v spodnej časti nachádzala výrazná *Lack-of-Fusion* porozita, zatiaľ čo horná časť vzorky vykazovala podstatne nižšiu, morfológicky rovnomernejšiu porozitu, vid' obr. 5-7 b).



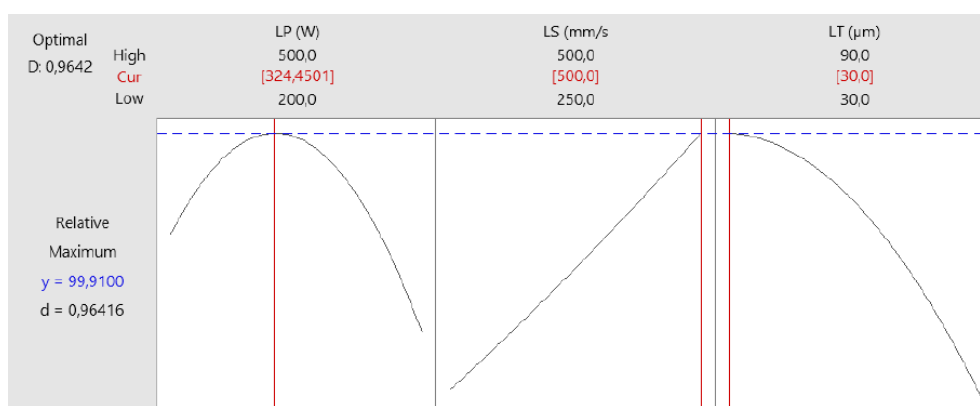
Obr. 5-7 Príklady výskytu defektov v rôznych výškových úrovniach vzoriek z ocele W360: a) praskliny a keyhole póry v T05\_S1\_W01, b) rozdielna porozita v spodnej a vrchnej časti vzorky T05\_S1\_W06

Takéto nepredvídateľné správanie vzoriek v kombinácii s intenzívnou tvorbou prasklín výrazne obmedzuje spracovateľnosť a teda aj použiteľnosť ocele W360 v praktických aplikáciách. Navyše by si tento materiál vyžadoval rozsiahlejšie experimentálne testovanie na presné pochopenie jeho správania počas stavby. Z uvedených dôvodov bolo rozhodnuté v tomto bode ukončiť jeho ďalšie skúmanie a zamerať sa na materiály AM Dievar a MAR-60, ktoré majú z hľadiska spracovateľnosti oveľa perspektívnejšie.

## 5.3 Overovacie objemové vzorky

### 5.3.1 Výroba overovacích vzoriek

Overovacie stavby boli realizované s cieľom experimentálne potvrdiť výsledky získané pomocou DoE pre ocele MAR-60 a AM Dievar. Každá kombinácia procesných parametrov bola vyrobená v troch opakovaníach s cieľom vyhodnotiť opakovateľnosť výroby. Parametre boli zvolené na základe grafov hlavných efektov, ktoré pre jednotlivé hrúbky vrstvy (30, 60 a 90  $\mu\text{m}$ ) stanovili optimálny výkon laseru (LP) a skenovaciu rýchlosť (LS) vedúce k maximalizácii relatívnej hustoty. Príklad takéhoto grafu pre oceľ MAR-60 s hrúbkou vrstvy 30  $\mu\text{m}$  je uvedený na obr. 5-8. Všetky grafy sú dostupné v prílohe D.



Obr. 5-8 Graf hlavných efektov pre maraging oceľ MAR-60 s pri hrúbke vrstvy 30  $\mu\text{m}$

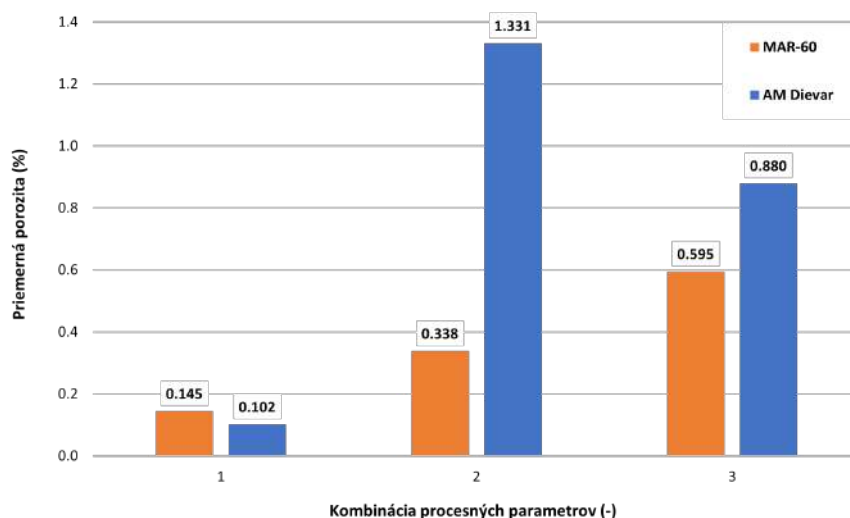
Na základe týchto grafov boli určené konkrétne kombinácie výkonu a rýchlosti laseru, ktoré sú zhrnuté v tabuľke 5-3. Ostatné procesné parametre zostali nezmenené a teda predohrev stavebnej platformy bol nastavený na 200  $^{\circ}\text{C}$  a rozteč dráh laseru bola pevne stanovená na 120  $\mu\text{m}$ . Hrúbka vrstvy bola určená podľa príslušnej skupiny vzoriek. Uloženie vzoriek na platforme bolo zobrazené v kap. 4.3.2.

Tab. 5-3 Kombinácie procesných parametrov získaných z DoE pre MAR-60 a AM Dievar

	Kombinácia PP	LP (W)	LS (mm·s <sup>-3</sup> )	HD ( $\mu\text{m}$ )	LT ( $\mu\text{m}$ )	VED (J·mm <sup>-3</sup> )
MAR-60	1	255	594	120	30	119,25
	2	500	683	120	60	101,68
	3	500	602	120	90	76,90
AM Dievar	1	325	500	120	30	180,56
	2	423	250	120	60	235,00
	3	464	250	120	90	171,85

### 5.3.2 Výsledky overovacích vzoriek

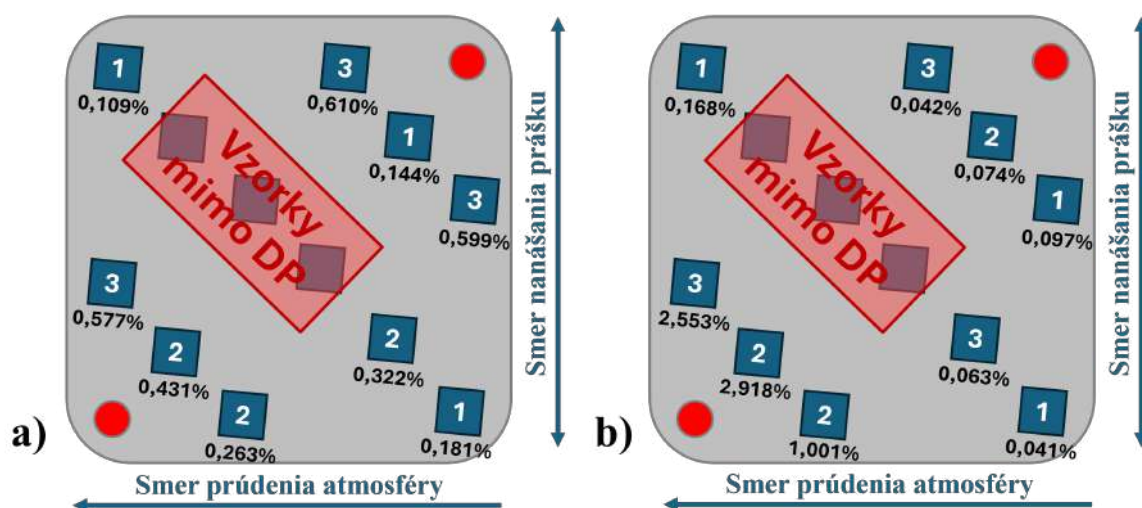
Výsledky overovacích vzoriek ukázali, že maraging oceľ MAR-60 dosiahla priemernú relatívnu hustotu nad 99,5 % vo všetkých prípadoch, s výnimkou kombinácie procesných parametrov s hrúbkou vrstvy 90  $\mu\text{m}$ , kde bola pozorovaná najmä guľatá keyhole porozita. V prípade nástrojovej ocele AM Dievar bola relatívna hustota v tomto rozsahu iba pri parametroch s hrúbkou vrstvy 30  $\mu\text{m}$ . Pri ostatných kombináciách došlo k výraznému zhoršeniu relatívnej hustoty a v oboch prípadoch bola pozorovaná najmä guľatá porozita typu *keyhole*. Tieto výsledky sú zobrazené na obr. 5-9.



Obr. 5-9 Priemerná relatívna hustota vzoriek podľa kombinácie procesných parametrov: oranžová - MAR-60; modrá - AM Dievar

Detailná analýza dát odhalila výrazný vplyv polohy vzoriek na stavebnej platforme, a teda aj účinku prúdiacej inertnej atmosféry na výslednú kvalitu výtlačkov z ocele AM Dievar. Najviac sa tento jav prejavil pri vzorkách s hrúbkami vrstvy 60  $\mu\text{m}$  a 90  $\mu\text{m}$ . Nemožno však vylúčiť ani citlivosť vzoriek s hrúbkou vrstvy 30  $\mu\text{m}$ , keďže tieto boli pri náhodnom priradovaní procesných parametrov umiestnené na pozície, kde efekt tienenia nebol tak výrazný, vid' obr. 5-10 b).

Naopak, pri maraging oceli MAR-60 bola pozorovaná veľmi nízka variabilita medzi jednotlivými vzorkami. Poloha vzorky na podložke mala len minimálny vplyv na výslednú relatívnu hustotu, čo poukazuje na vyššiu stabilitu procesu spracovania tohto materiálu, vid' obr. 5-10 a). Rovnako ako v prípade úvodných stavieb, vzorky z ocele MAR-60 nevykazovali žiadne praskliny. Naopak, vzorky z ocele AM Dievar obsahovali praskliny až v 11 z 12 prípadov, čo opäť potvrdzuje jej nižšiu spracovateľnosť technológiou L-PBF.



Obr. 5-10 Relatívna hustota vzoriek v závislosti od ich pozície na platforme: a) MAR-60; b) AM Dievar

## 5.4 Vzorky vplyvu atmosféry

### 5.4.1 Výroba vzoriek vplyvu atmosféry

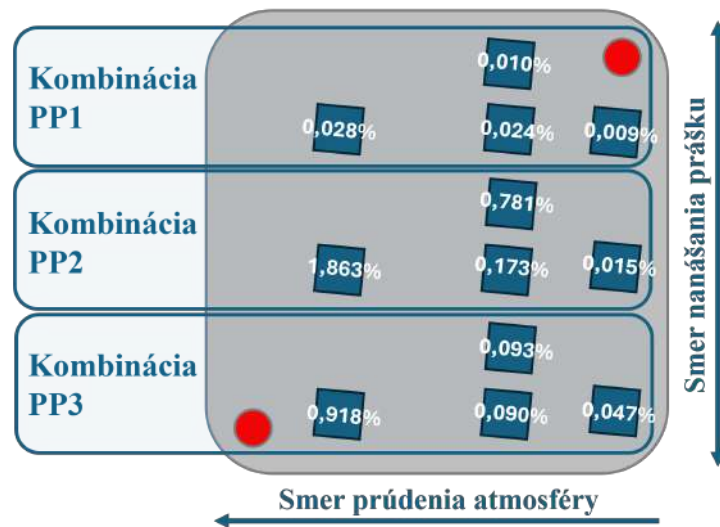
Na základe výsledkov overovacích stavieb bola identifikovaná výrazná závislosť kvality výtlačkov z ocele AM Dievar od ich polohy na stavebnej platforme. Vzorky umiestnené v tzv. „závetří“, teda na miestach kam dopadajú unášané častice inertnou atmosférou, vykazovali vyššiu porozitu a horšiu morfológiu defektov. Tento jav nebol pozorovaný pri oceli MAR-60, čo poukázalo na rozdielnu citlivosť týchto materiálov na účinok atmosféry počas procesu L-PBF.

Z tohto dôvodu bola navrhnutá samostatná experimentálna stavba zameraná na overenie vplyvu smeru prúdenia atmosféry a polohy vzoriek na výslednú porozitu. Výroba prebehla s použitím rovnakých procesných parametrov ako pri overovacích stavbách pre AM Dievar (s hrúbkami vrstvy 30, 60 a 90  $\mu\text{m}$ ). Rozloženie vzoriek bolo navrhnuté tak, aby sa jednoznačne otestoval vplyv tienenia v rôznych zónach platformy, vid' kapitolu 4.3.2. Všetky ostatné podmienky zostali nezmenené.

### 5.4.2 Výsledky vzoriek vplyvu atmosféry

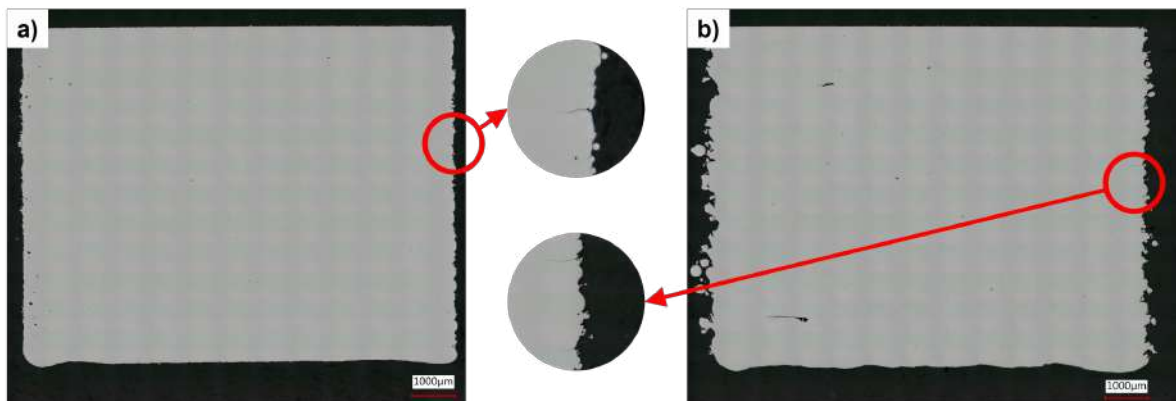
Výsledky potvrdili výrazný vplyv polohy vzoriek vzhľadom na smer prúdiacej atmosféry. Vzorky umiestnené bližšie k vstupu inertného plynu vykazovali najnižšiu porozitu. Naopak, vzorky umiestnené v zadnej časti platformy, kam dopadajú roztavené a vyparené častice, obsahovali výrazne vyšší podiel pórov. Tento efekt bol najmenej výrazný pri vzorkách s kombináciou procesných parametrov s hrúbkou vrstvy 30  $\mu\text{m}$ , tak ako to bolo pozorované

aj v overovacích stavbách. V ostatných kombináciách procesných parametrov bol, však tento efekt extrémne veľký, kedy mala vzorka na ľavom kraji až 100-násobne horšiu porozitu pri kombinácii PP2 a takmer 20-násobne horšiu v kombinácii PP3. Tieto výsledky sú zobrazené na obr. 5-11.



Obr. 5-11 Schéma rozloženia vzoriek na stavebnej doske a dosiahnuté hodnoty porozít pre AM Dievar

Taktiež je dôležité poznamenať, že aj v tejto sérii vzoriek bol pozorovaný výskyt prasklín. Praskliny sa vyskytli v 5 z 12 vyrobených vzoriek, pričom každá zo skúmaných kombinácií procesných parametrov obsahovala minimálne jednu vzorku s výskytom prasklín. Príklady pozorovaných prasklín sú zobrazené na obr. 5-12.



Obr. 5-12 Príklady vo vzorkách zo stavby plynu atmosféry: a) T09-S3-W03 (VED 180,56 J·mm<sup>-3</sup>); b) 09-S3-W09 (VED J·mm<sup>-3</sup>)

### 5.4.3 Vyradenie nástrojovej ocele AM Dievar

Na základe týchto výsledkov, ako aj predchádzajúcich výsledkov z overovacích a úvodných stavieb, možno konštatovať, že spracovanie nástrojovej ocele AM Dievar technológiou L-PBF je značne ovplyvňované faktormi, ako je smer prúdenia inertnej atmosféry a poloha vzoriek na platforme. Tieto vplyvy spôsobovali výrazné kolísanie porozity. Okrem toho bol

pri materiáli AM Dievar konzistentne pozorovaný výskyt prasklín, a to aj v prípadoch, keď bola porozita minimálna. Vzhľadom na túto citlivosť a nízku odolnosť voči zmenám výrobných podmienok, ako aj v porovnaní s maraging oceľou MAR-60, ktorá vykazovala vynikajúcu spracovateľnosť a absenciu trhlín, bolo rozhodnuté ukončiť ďalšie experimenty s oceľou AM Dievar a sústrediť sa výhradne na MAR-60 ako perspektívneho kandidáta pre ďalší výskum.

## 5.5 Kontúrové vzorky

### 5.5.1 Výroba kontúrových vzoriek

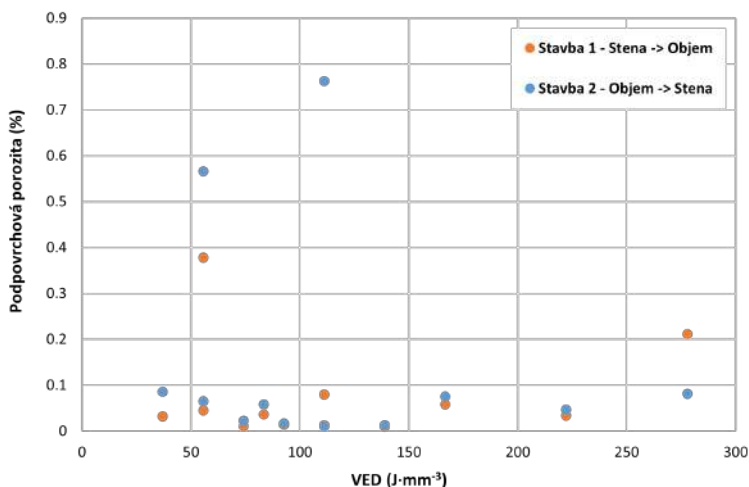
Po vyradení aj druhej nástrojovej ocele AM Dievar zostala predmetom ďalšieho skúmania výhradne maraging oceľ MAR-60, ktorá sa vo všetkých predchádzajúcich experimentoch vyznačovala stabilným správaním, vysokou relatívnou hustotou a úplnou absenciou prasklín. Doterajšie analýzy sa však zameriavali výhradne na optimalizáciu výroby objemu častí, bez ohľadu na kvalitu povrchu (kontúr). Vzhľadom na to, že mnohé funkčné plochy finálnych nástrojov sú tvorené práve bočnými stenami, bolo v tejto fáze nevyhnutné venovať pozornosť aj optimalizácii procesných parametrov pre ich stavbu. Cieľom tejto časti experimentu bolo nájsť takú kombináciu parametrov, ktorá zabezpečí čo najnižšiu drsnosť povrchu a zároveň minimalizuje výskyt podpovrchovej porozity.

Procesné parametre pre kontúry sa pohybovali v rozsahu výkonu laseru od 100 do 250 W a skenovacej rýchlosti od 300 do 900 mm·s<sup>-1</sup>. Rozteč dráh a hrúbka vrstvy boli konštantné, na úrovni 0,10 mm, resp. 0,03 mm. Pre objemové časti bol zvolený pevný výkon laseru 255 W a hrúbka vrstvy 0,03 mm, a to na základe overovacích experimentov, konkrétne kombinácie PP1, ktorá viedla k najnižšej porozite objemu. Menili sa skenovacia rýchlosť v rozmedzí 500 až 900 mm·s<sup>-1</sup> a rozteč dráh od 0,08 do 0,12 mm. Rozdielom medzi prvou a druhou stavbou bolo poradie, v ktorom boli steny, resp. objem stavané. V stavbe 1 (celkovo T11) boli prvé stavané steny a následne objem. V stavbe 2 tento proces prebiehal naopak. Presné kombinácie použitých procesných parametrov sú uvedené v prílohe E.

### 5.5.2 Podpovrchová a objemová porozita kontúrových vzoriek

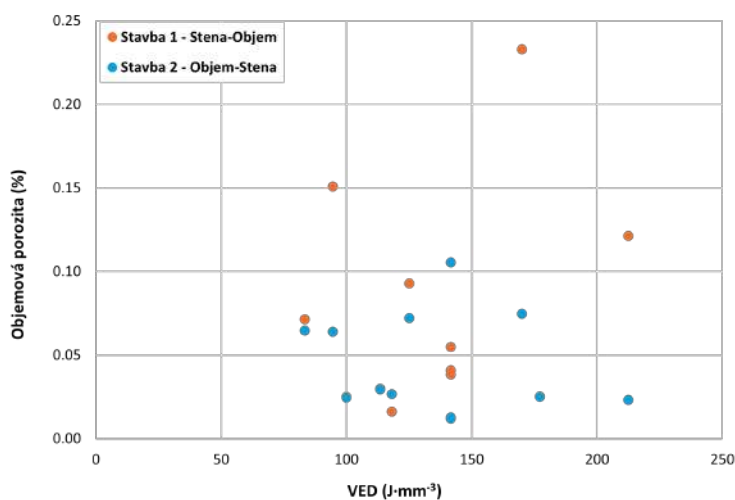
Z meraní vyplynulo, že najnižšia podpovrchová porozita (porozita približne 0,5 mm od steny) bola dosiahnutá pri kombináciách s VED v oblasti 110 – 140 J·mm<sup>-3</sup> (pre kontúry). Konkrétne bola najmenšia podpovrchová porozita nameraná na vzorkách T10-S4-M7 a T11-S4-M06, pod úrovňou 0,01%. Naopak najhoršie hodnoty boli namerané pri vzorkách T10-S4-M01 a T10-S4-M06 na úrovni 0,76%, resp. 0,57%, vid' obr. 5-13 zobrazujúci závislosť podpovrchovej porozity na VED. Napriek tomu, že v oboch stavbách boli použité identické

kombinácie procesných parametrov, rozdielne poradie stavby kontúr a objemu (najprv kontúry alebo najprv objem) nemalo systematický vplyv na výsledné hodnoty podpovrchovej porozity, a teda sa medzi jednotlivými stavbami neprejavil jednoznačný trend.



Obr. 5-13 Závislosť podpovrchovej porozity na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena

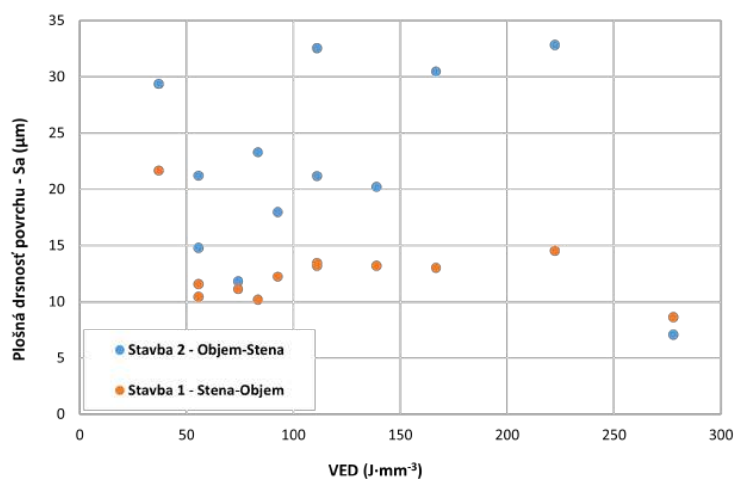
Pri analýze objemovej porozity boli najlepšie výsledky dosiahnuté pri stredných hodnotách objemovej energetickej hustoty (pre objem), konkrétne v rozsahu približne 120 až 150 J·mm<sup>-3</sup>. Najlepšie porozity sa pohybovali v rozmedzí od 0,012 % do 0,030 %, pričom do tejto skupiny patrilo až 10 rôznych vzoriek s energetickými hustotami v rozsahu od 100 do 212,5 J·mm<sup>-3</sup>. Na rozdiel od podpovrchovej porozity sa pri objemovej porozite prejavil trend, že vzorky, pri ktorých boli najprv vyrobené kontúry a až následne objem, vykazovali väčšiu variabilitu výsledkov a nižšiu stabilitu porozity. Závislosť objemovej porozity od VED je znázornená na obr. 5-14.



Obr. 5-14 Závislosť objemovej porozity na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena

### 5.5.3 Drsnosť povrchu kontúrových vzoriek

Plošná drsnosť povrchu ( $S_a$ ) bola meraná na zariadení Keyence VHX-6000, pričom na každej kocke boli analyzované všetky štyri bočné steny. Najnižšia priemerná hodnota drsnosti bola zaznamenaná na vzorke T11-S4-M04, a to  $7,08 \mu\text{m}$ . Naopak, najvyššia drsnosť dosiahla hodnotu  $32,82 \mu\text{m}$  pri vzorke T11-S4-M03. Závislosť medzi dodanou objemovou energetickou hustotou (VED) a výslednou drsnosťou povrchu je zobrazená na obr. 5-15. Z grafu vyplýva jednoznačný trend, že takmer vo všetkých prípadoch mali ekvivalentné vzorky nižšiu drsnosť v prípade, že boli najprv vyrobené kontúry a následne objemová výplň.



Obr. 5-15 Závislosť plošnej drsnosti povrchu na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena

### 5.5.4 Výber finálnych procesných parametrov

Na základe experimentov zameraných na optimalizáciu výroby kontúr a objemových oblastí maraging ocele MAR-60 boli vyhodnotené kombinácie procesných parametrov s cieľom minimalizovať podpovrchovú a objemovú porozitu, ako aj dosiahnuť čo najnižšiu plošnú drsnosť povrchu.

Najnižšia nameraná podpovrchová porozita (v oblasti približne  $0,5 \text{ mm}$  od okraja kontúry) dosahovala hodnoty pod úrovňou  $0,01 \%$  a bola pozorovaná pri vzorke s kombináciou procesných parametrov výkon laseru  $250 \text{ W}$ , skenovacia rýchlosť  $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , rozteč dráh  $0,10 \text{ mm}$  a hrúbka vrstvy  $0,03 \text{ mm}$ . Táto vzorka bola však vyrobená v skenovacom poradí objem–kontúra, ktoré sa ukázalo ako menej výhodné z hľadiska drsnosti povrchu. Z výsledkov znázornených na obr. 5-15 vyplýva, že skenovacie poradie stena–objem viedlo vo väčšine prípadov k výrazne nižším hodnotám drsnosti povrchu, a preto boli pre finálny výber zohľadňované iba vzorky vyrobené týmto spôsobom.

Pri podrobnejšom porovnaní jednotlivých kombinácií sa ukázalo, že niektoré vzorky dosahovali výborné výsledky len v jednej z hodnotených charakteristík. Napríklad vzorka T10-S4-M04 patrila k vzorkám s druhou najnižšou drsnosťou povrchu (8,63  $\mu\text{m}$ ), no jej podpovrchová porozita bola priemerná (0,06 %). Z toho dôvodu bolo potrebné nájsť kompromisnú kombináciu procesných parametrov, ktorá by zabezpečila dobré výsledky vo všetkých hodnotených oblastiach.

Za optimálnu kombináciu parametrov pre kontúrové oblasti bola vybraná vzorka T10-S4-M08, ktorá ponúkla rovnováhu medzi drsnosťou povrchu aj podpovrchovou porozitou. A vzorka T10-S4-M07 bola vyhodnotená ako najvhodnejšia z hľadiska objemovej porozity. Presné hodnoty všetkých parametrov sú uvedené v tabuľke 5-4.

Tab. 5-4 Finálna kombinácia procesných parametrov na spracovanie maraging ocele MAR-60

	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>HD</b> ( $\mu\text{m}$ )	<b>LT</b> ( $\mu\text{m}$ )	<b>VED</b> (J·mm <sup>-3</sup> )
Kontúry	250	600	100	30	138,89
Objem	255	750	100	30	113,33

## 5.6 Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry

### 5.6.1 Výroba vzoriek skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry

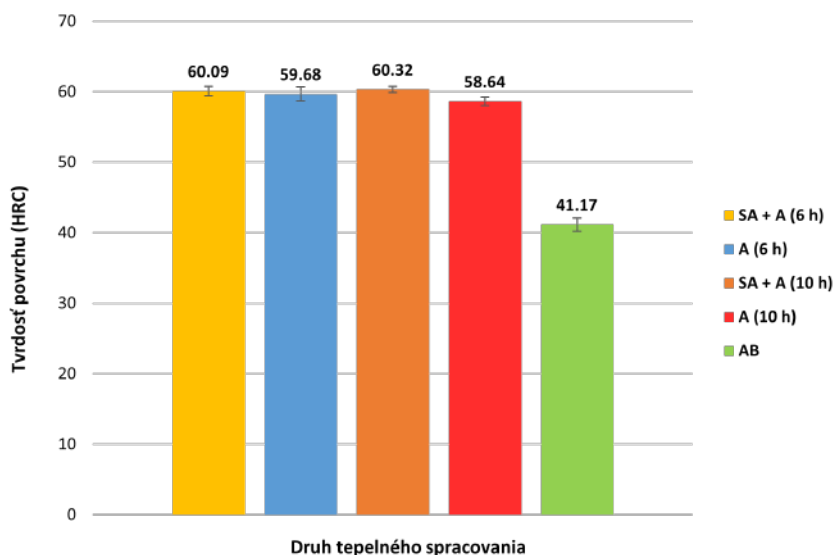
Celkovo bolo vyrobených 46 vzoriek, z ktorých boli zostavené testovacie sady podľa jednotlivých režimov tepelného spracovania. Všetky vzorky boli postavené pomocou procesných parametrov optimalizovaných v predchádzajúcej kapitole 5.5. Všetky vzorky boli stavané vo vertikálnej orientácii na platforme predhriatej na teplotu 200 °C. Skenovacia stratégia bola typu meander s rotáciou 33° medzi vrstvami.

Po výrobe boli vzorky rozdelené do piatich skupín tepelného spracovania, pričom každá skupina obsahovala rovnaké zastúpenie jednotlivých typov vzoriek. Tieto skupiny sa líšili dĺžkou a spôsobom tepelného spracovania, konkrétne kombináciou rozpúšťacieho žihania a umelého starnutia alebo ich vynechaním. Detailný popis týchto režimov je uvedený v kapitole 4.3.3.

Takto pripravené vzorky boli následne podrobené mechanickým skúškam (ťahová skúška, skúška rázom v ohybe, tvrdosť podľa Rockwella) a mikroštruktúrnej analýze (optická mikroskopia).

## 5.6.2 Tvrdosť podľa Rockwella

Tvrdosť podľa Rockwella na stupnici HRC bola meraná na jednej vzorke z každej skupiny tepelného spracovania. Aby sa eliminoval vplyv drsnosti povrchu, boli pred meraním zbrúsené všetky bočné steny vzoriek. Na každej strane boli vykonané dve merania, čím sa získalo osem hodnôt, z ktorých bol následne vypočítaný aritmetický priemer. Výsledky sú uvedené na obr. 5-16.

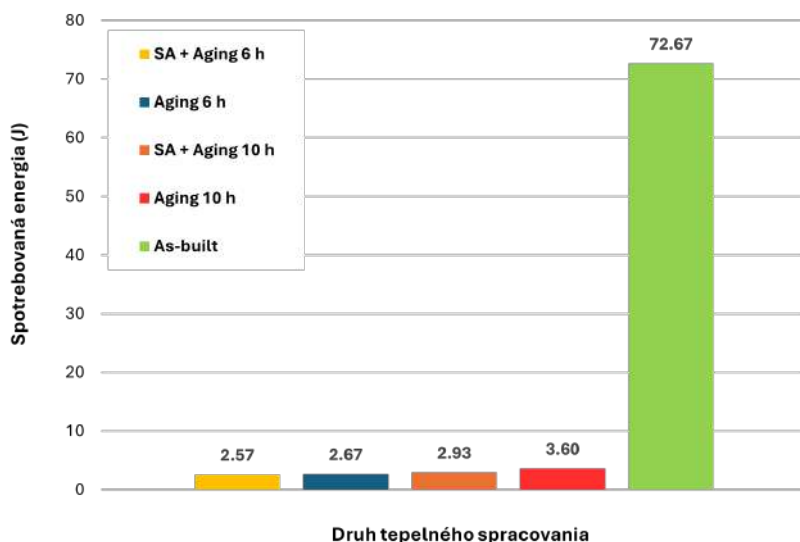


Obr. 5-16 Porovnanie priemernej tvrdosti HRC pre jednotlivé režimy tepelného spracovania

Najvyššia tvrdosť bola nameraná po kombinovanom tepelnom spracovaní, t. j. rozpúšťacom žíhaní a následnom umelom starnutí. Rozdiely medzi jednotlivými režimami s tepelným spracovaním boli však minimálne. Naopak, vzorky bez tepelného spracovania vykazovali výrazne nižšie hodnoty, s priemerom 41,17 HRC. Smerodajné odchýlky neprekročili hodnotu 1 HRC, čo svedčí o vynikajúcej opakovateľnosti meraní.

## 5.6.3 Vrubová húževnatosť

Vrubová húževnatosť bola vyhodnocovaná na troch vzorkách z každej skupiny tepelných spracovaní podľa normy ČSN EN ISO 148-1. Skúšky boli realizované na Charpyho kladive s maximálnou energiou 300 J. Vzorky mali rozmer  $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}^3$  a boli opatrené štandardizovaným V-vrubom. Výsledné namerané hodnoty boli spriemerované a znázornené v grafe na obr. 5-17.

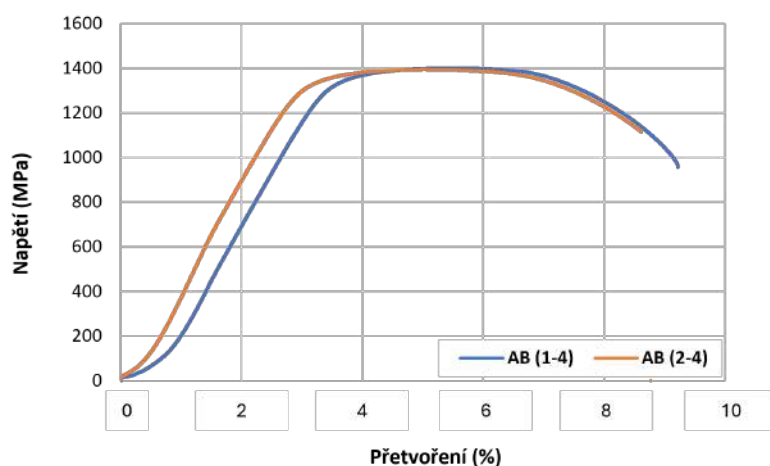


Obr. 5-17 Porovnanie priemerných vrubových húževnatostí pre jednotlivé režimy tepelného spracovania

Skúška vrubovej húževnatosti v zásade potvrdila závery získané zo skúšky tvrdosti podľa Rockwella. Materiál bez tepelného spracovania vykazoval pomerne dobrú húževnatosť. Po aplikácii ktoréhokoľvek zo štyroch režimov tepelného spracovania však došlo k výraznému poklesu húževnatosti. Všetky tepelne spracované vzorky sa správali extrémne krehko a absorbovali len minimálne množstvo energie.

#### 5.6.4 Ťahová skúška

Skúška ťahom bola úspešne zrealizovaná len na dvoch vzorkách v stave bez tepelného spracovania. Obe vykazovali stabilné plastické správanie so zmluvnou medzou klzu približne 1 158 MPa a 1 180 MPa. Medza pevnosti sa pohybovala na úrovni 1 400 MPa, resp. 1 394 MPa, pričom ťažnosť dosiahla hodnoty 7,9% a 8,5%. Youngov modul pružnosti bol 192 GPa v prvej vzorke a 159 GPa v druhej. Kompletné priebehy nameraných kriviek sú uvedené na obr. 5-18.



Obr. 5-18 Výsledky ťahovej skúšky pre vzorky bez tepelného spracovania

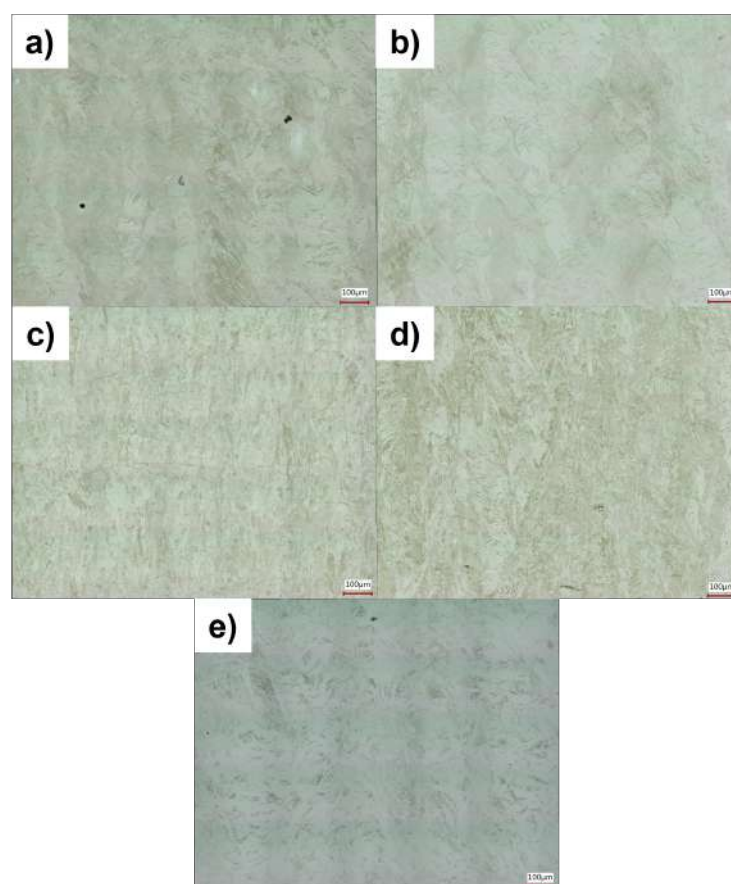
Táto výsledná hodnota však nie je úplne v súlade s údajmi uvedenými v „data sheete“ výrobcu prášku Sandvik, ktorého deklarované mechanické vlastnosti sú uvedené v tab. 5-5.

Tab. 5-5 Mechanické vlastnosti zo skúšky v ťahu pre MAR-60 [31]

	<b>R<sub>p0,2</sub></b> (MPa)	<b>R<sub>m</sub></b> (MPa)	<b>E</b> (GPa)	<b>A</b> (%)
Bez tepelného spracovania	1 279	1 405	190	16,8
Po priamom starnutí po dobu 6h	2 310	2 470	197	1,8

### 5.6.5 Mikroštruktúra vzoriek

Mikroštruktúrna analýza výbrusov vyrobených z finálne zvolených procesných parametrov odhalila rovnomernú a homogénnu štruktúru bez prítomnosti mikroporozity. Zároveň nebolo možné pozorovať jednotlivé „melt pooly“, ani jasne definované hranice zrn. V mikroštruktúre dominovali predĺžené kolumnárne zrná orientované v smere rastu výtlačku. Tieto zrná vznikajú v dôsledku vysokých teplotných gradientov a smerového tuhnutia počas výrobného procesu. Pre snímky jednotlivých naleptaných vzoriek s rôznymi tepelnými spracovaniami vid' obr. 5-19.



Obr. 5-19 Mikroštruktúra vzoriek MAR-60 po rôznych režimoch tepelného spracovania: a) bez tepelného spracovania (as-built); b) rozpúšťacie žihanie + umelé starnutie 6 h (SA + A 6 h); c) umelé starnutie

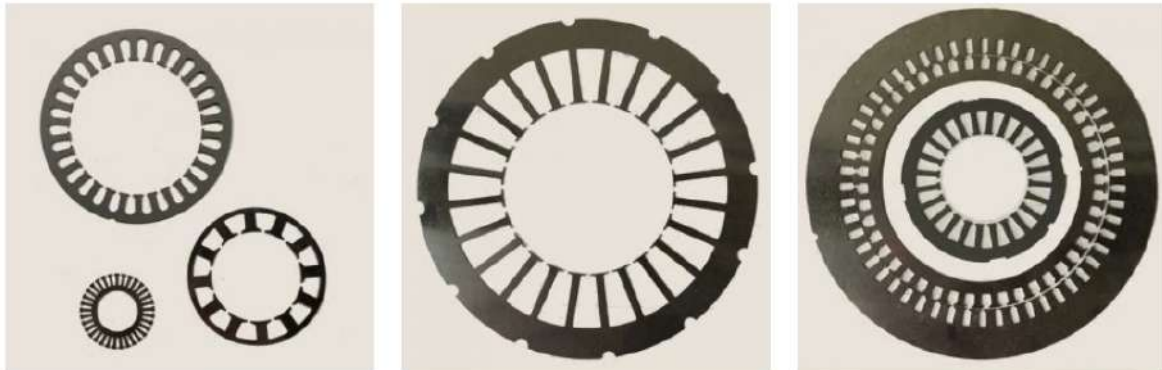
6 h (A 6 h); d) rozpúšťacie žíhanie + umelé starnutie 10 h (SA + A 10 h); e) umelé starnutie 10 h (A 10 h).

## 5.7 Návrh strižného nástroja

Na základe zistených mechanických vlastností vzoriek vyrobených z maraging ocele MAR-60, ako aj údajov poskytnutých výrobcom prášku, bol navrhnutý koncept demonštračného strižného nástroja určeného na strihanie elektrotechnických plechov.

Na jeho výrobu by boli zvolené optimalizované procesné parametre identifikované v kapitole 5.5. Pre objemové oblasti bol použitý výkon laseru 255 W, skenovacia rýchlosť  $750 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  a rozteč dráh 0,10 mm. Pre kontúrové (stenové) oblasti boli zvolené parametre 250 W,  $600 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  a rovnaká rozteč dráh 0,10 mm. Hrúbka vrstvy bola vo všetkých prípadoch  $30 \text{ } \mu\text{m}$ . Počas celej stavby by bol aktivovaný predohrev stavebnej dosky na  $200 \text{ } ^\circ\text{C}$ . Použitá by bola skenovacia stratégia typu meander s rotáciou o  $33^\circ$  medzi jednotlivými vrstvami.

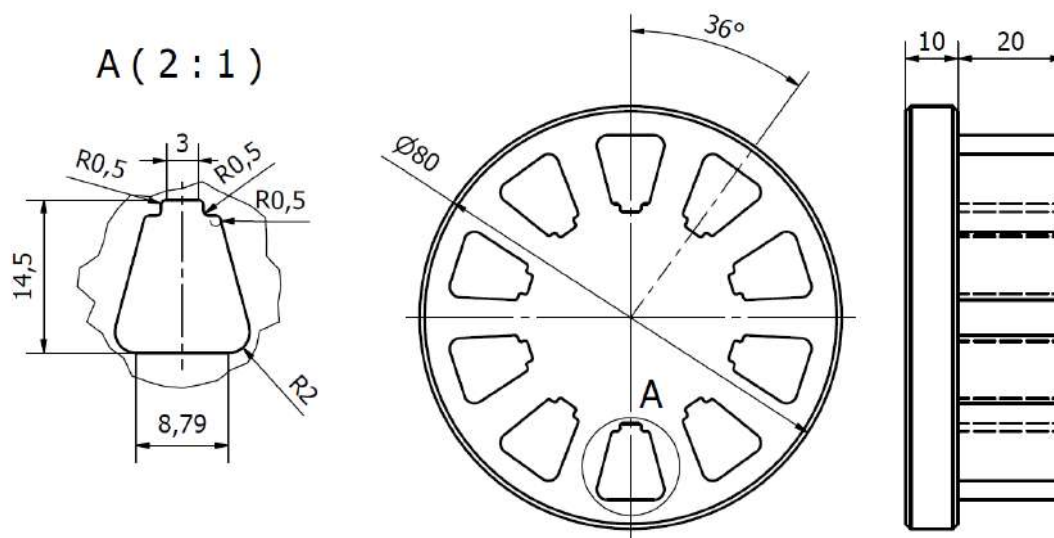
Po výrobe by bol nástroj podrobený tepelnému spracovaniu, najprv rozpúšťaciemu žíhaniu ( $850 \text{ } ^\circ\text{C}$  po dobu 30 minút), nasledovanému umelým starnutím ( $490 \text{ } ^\circ\text{C}$  po dobu 10 hodín). Táto kombinácia spracovania sa v predchádzajúcich experimentoch ukázala ako najefektívnejšia z hľadiska dosiahnutia vysokej tvrdosti a dobrých mechanických vlastností pri najmenej strate húževnatosti.



Obr. 5-20 Príklady lamiel využívaných v elektromotoroch [33]

### GEOMETRIA DEMONŠTRAČNÉHO STRIŽNÉHO NÁSTROJA

Geometria demonštračného strižného nástroja pozostáva z desiatich samostatných strižných elementov, ktoré umožňujú simultánny strih a tým znižujú čas a energetickú náročnosť procesu. Hlavné rozmery nástroja sú znázornené na obr. 5-20.



Obr. 5-21 Náčrt geometrie demonstračného strižného nástroja

## VÝPOČET DEMONŠTRAČNÉHO STRIŽNÉHO NÁSTROJA [34], [35]

Strižná sila sa počíta vzťahom:

$$F_{striž} = O \cdot h \cdot \tau_s \cdot n \quad (N) \quad (7)$$

kde:

$O$	(mm)	dĺžka strižnej hrany,
$h$	(mm)	hrúbka plechu,
$\tau_s$	(MPa)	strižný odpor materiálu,
$n$	(-)	koeficient opotrebenia materiálu.

Strižný odpor materiálu sa v praxi určuje ako 0,75 až 0,9 násobok medze pevnosti ( $R_m$ ) strihaného materiálu. Koeficient opotrebenia sa pohybuje v rozmedzí 1,2 až 1,55. Na kontrolu pevnosti nástroja voči tlaku sa používa vzťah:

$$\sigma_{tlak} = \frac{F_{striž}}{S} \quad (MPa) \quad (8)$$

kde:

$F_{striž}$	(N)	strižná sila,
$S$	(mm <sup>2</sup> )	funkčná plocha strižného nástroja.

Pri predpoklade použitia elektrotechnického plechu s hrúbkou 1 mm z materiálu M330-50A, ktorého maximálna pevnosť v ťahu dosahuje 505 MPa [36], bola strižná sila pre jeden element nástroja vypočítaná na 32 949 N. Výsledné tlakové napätie dosahuje 236,1 MPa. V porovnaní s medzou klzu ocele MAR-60 udávanou spoločnosťou Sandvik (približne 2 310 MPa), predstavuje tento výsledok bezpečnostný faktor až 9,78. Týmto bolo potvrdené, že

zvolená konfigurácia procesných parametrov a následné tepelné spracovanie umožňujú výrobu vysoko odolného a rozmerovo stabilného nástroja vhodného pre praktické aplikácie.

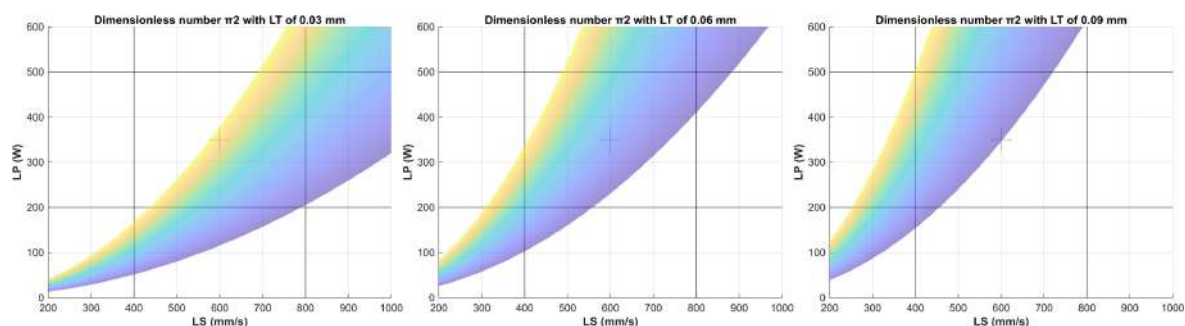
## 6 DISKUSIA

Nasledujúce kapitoly sa venujú zhodnoteniu a interpretácii dosiahnutých výsledkov experimentálnej časti práce. Diskutované sú hlavné pozorovania vrátane identifikovaných trendov, odchýlok a ich možných príčin. Zároveň sa analyzujú faktory, ktoré mohli výsledky ovplyvniť, či už z pohľadu samotných procesných parametrov, materiálových vlastností, experimentálneho postupu alebo limitácií použitých metód. Cieľom tejto časti je poskytnúť hlbší kontext k získaným údajom a poukázať na ich význam v rámci širších súvislostí výskumu aditívneho spracovania vysoko-vytvrdivých ocelí technológiou L-PBF.

### 6.1 Interpretácia výsledkov

#### 6.1.1 Úvodné objemové vzorky

Pri úvodných objemových vzorkách boli na základe bezrozmerného čísla  $\Pi_2$  od Rankouhi et al. [27] stanovené okná procesných parametrov, viď obr. 6-1, aby nebolo nutné vyrábať „single track“ vzorky ako je to v praxi veľakrát bežné [6], [7], [8]. Vyrobené boli jednoduché kocky s rozmermi  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ , pričom ich výroba prebiehala pomocou skenovacej stratégie typu meander s rotáciou medzi vrstvami  $33^\circ$ . Cieľom bolo identifikovať, ktoré kombinácie procesných parametrov výkonu laseru, skenovacej rýchlosti a hrúbky vrstvy zabezpečia relatívnu hustotu nad 99,5%.



Obr. 6-1 Predikcia okna procesných parametrov na dosiahnutie relatívnej hustoty minimálne 99,5% od Rankouhi et al. [27]

#### STABILITA PROCESU

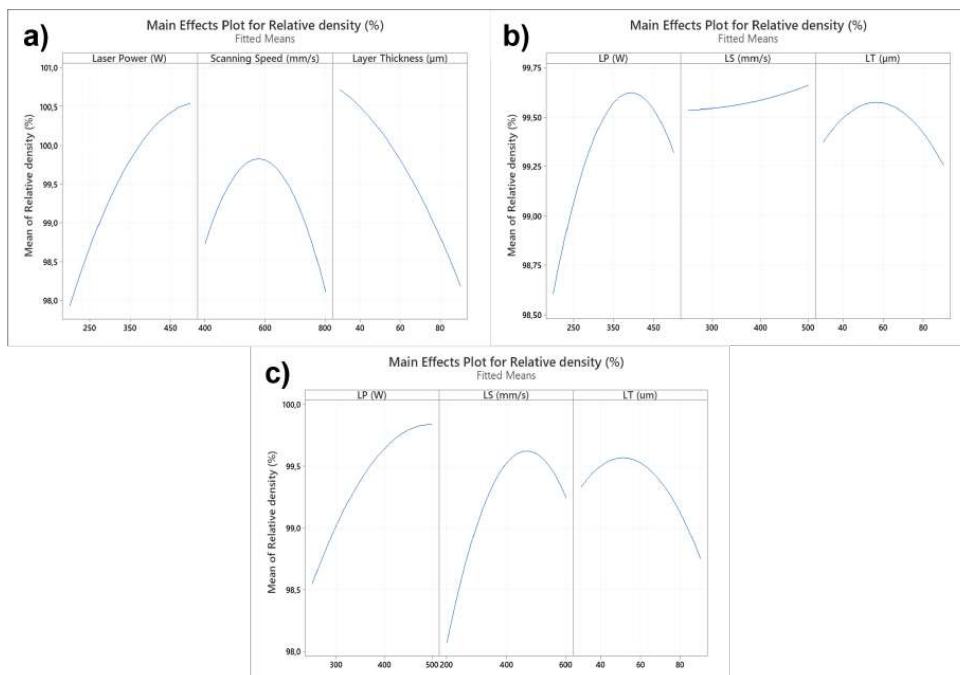
Počas výroby bola sledovaná aj stabilita samotného procesu výroby vzoriek. Už v tejto fáze sa prejavila výrazne nižšia spracovateľnosť nástrojovej ocele W360, čo vyvrcholilo pri vzorke T05-S1-W04. Táto vzorka rástla výrazne nad úroveň nanoseného prášku, čím potenciálne ohrozovala funkčnosť nanášača a mohla negatívne ovplyvniť stavbu ostatných vzoriek. Z tohto dôvodu bola jej výstavba predčasne ukončená. Podobný jav opísali aj Impaziente et al. [13] pri spracovaní nástrojovej ocele H13, kde v dôsledku nadmerného

nárastu vzoriek nad rovinu prášku dokázali úspešne dokončiť len 33 z 81 vzoriek. Autori túto nestabilitu pripísali príliš vysokej dodanej energii, čo korešponduje s výsledkami pozorovanými v práci, keďže vzorka T05-S1-W04 bola spracovávaná pri veľmi vysokej objemovej energetickej hustote  $694 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Domnievam sa, že tento jav je spôsobený extrémnou teplotou taveniny, ktorá pri tak vysokých energiách nadobúda veľmi nízku viskozitu a vstrebáva do seba aj častice prášku mimo priameho zásahu laseru, čím dochádza k zväčšeniu objemu rastúcej vrstvy [7], [16].

## POROZITA ÚVODNÝCH VZORIEK

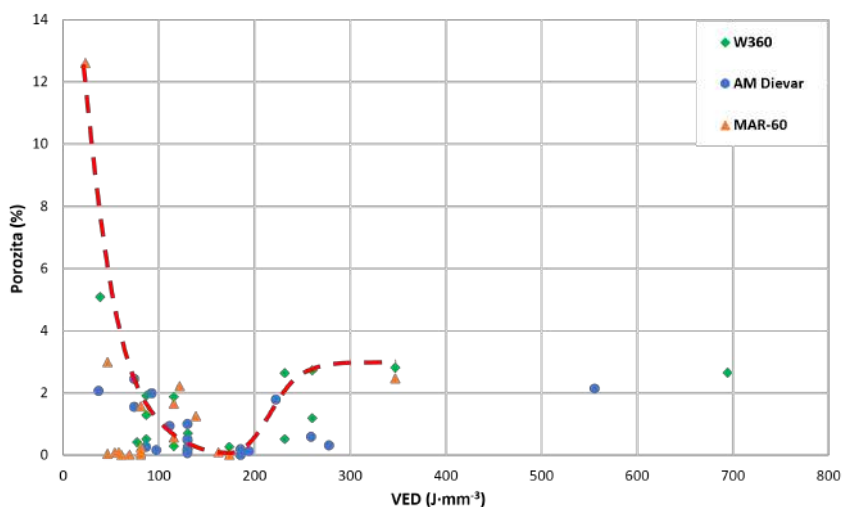
Kľúčovým hodnotiacim kritériom úvodných objemových vzoriek bola porozita, pričom na jej vyhodnotenie bol použitý štatistický prístup pomocou metódy Design of Experiment (DoE). Tento prístup mal za cieľ urýchliť identifikáciu vhodného okna procesných parametrov, ktoré vedú k prakticky nulovej porozite. V praxi sa však tento predpoklad nepotvrdil. V dôsledku pomerne slabej opakovateľnosti technológie L-PBF a neznalosti správania skúmaných materiálov poskytol štatistický model výsledky, ktoré neboli dostatočne spoľahlivé na efektívne riadenie odľadovacej fázy experimentu.

Tento nedostatok je dobre ilustrovaný na obr. 6-2 b), kde je zobrazený netypický priebeh závislosti relatívnej hustoty od skenovacej rýchlosti pre oceľ AM Dievar. Hoci koeficient determinácie pre tento model dosahuje pomerne vysokú hodnotu (87,74%), čo by naznačovalo dobrú kvalitu modelu, priebeh samotnej závislosti tomu nezodpovedá. V tejto súvislosti sa teda otvára otázka, či bola vstupná množina procesných parametrov, odvodená z predikčného modelu Rankouhi et al. [27], nastavená vhodne, keďže toto okno skenovacej rýchlosti je v porovnaní s rozsahmi ostatných materiálov menšie.



Obr. 6-2 Grafy hlavných efektov procesných parametrov na relatívnu hustotu: a) pre MAR-60; b) pre AM Dievar; c) pre W360

Ďalším obmedzením bola absencia systematického testovania kombinácií procesných parametrov. Z tohto dôvodu bolo komplikované jednoznačne identifikovať trendy v správaní jednotlivých ocelí. Napriek tomu sa podarilo pozorovať určitú závislosť porozity od objemovej energetickej hustoty (VED), ako je znázornené na obr. 6-3.



Obr. 6-3 Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED) v úvodných objemových vzorkách

Pri hodnotách VED pod  $150 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  bol zaznamenaný výrazný nárast porozity. Naopak, v intervale  $150$  až  $200 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$  sa dosiahli najnižšie hodnoty porozity naprieč všetkými tromi materiálmi. Pri ďalšom náraste VED porozita opäť narastala, čo poukazuje na nástup efektu kľúčovej dierky. Tento pozorovaný trend je však v určitom rozpore s dostupnou literatúrou. Ako je uvedené v tab. 2-8, väčšina autorov identifikovala optimálne procesné okná v intervale  $80$  až  $120 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Výsledky tejto fáze práce tak naznačujú, že pre skúmané materiály môže byť optimálne okno posunuté k vyšším hodnotám VED.

## TVORBA PRASKLÍN

Pri analýze tvorby prasklín bol pozorovaný očakávaný trend v závislosti od chemického zloženia skúmaných ocelí. Maraging oceľ MAR-60 nevykazovala žiadne známky praskania, čo možno pripísať jej veľmi nízkemu obsahu uhlíka ( $0,03 \text{ hm.}\%$ ). Naopak, obe testované nástrojové ocele vykazovali výraznú tvorbu trhlín. AM Dievar obsahuje  $0,35 \text{ hm.}\%$  uhlíka, zatiaľ čo oceľ W360 až  $0,5 \text{ hm.}\%$ , bolo pozorovateľné aj vo výsledkoch. Praskliny sa vyskytli v  $45 \%$  vzoriek z AM Dievar a až v  $75 \%$  vzoriek z W360. Tento trend korešponduje s poznatkami z literatúry aj s bežnou strojárskou praxou, podľa ktorých sa so zvyšujúcim sa obsahom uhlíka výrazne znižuje zvarateľnosť ocelí a zvyšuje ich náchylnosť na praskanie [3], [13].

## VYRADENIE NÁSTROJOVEJ OCELE

Ako už bolo uvedené, nástrojová oceľ W360 obsahuje približne dvojnásobné množstvo uhlíka v porovnaní s hranicou bežne považovanou za zvarateľnú. Táto skutočnosť sa výrazne prejavila na jej spracovateľnosti technológiou L-PBF, pričom až tri štvrtiny analyzovaných

vzoriek vykazovali tvorbu trhlín. Okrem vysokej náchylnosti na praskanie sa zároveň pozorovalo aj výrazne nestabilné správanie materiálu počas stavby. V rôznych výškových úrovniach vzoriek sa menil charakter defektov od trhlín v spodnej časti, cez takmer dokonalý štruktúru v strede až po výskyt keyhole porozity v hornej časti vzorky, ako to dokumentuje prípad vzorky T05\_S1\_W01.

Spočiatku sa predpokladalo, že tieto nezrovnalosti by mohli byť spôsobené technickými odchýlkami ako výkyvy teploty predohrevu platformy, zvýšeným obsahom kyslíka v komore alebo kolísaním tlaku. Analýza záznamov však tieto hypotézy nepotvrdila. Jednou z možností, ako by sa dala zlepšiť spracovateľnosť tohto materiálu, je zvýšenie teploty predohrevu. Táto možnosť je však obmedzená technickými parametrami zariadenia SLM 280HL, ktoré umožňuje maximálnu teplotu predohrevu len do 200 °C [14], [15], [26].

### 6.1.2 Overovacie objemové vzorky

Overovacie stavby boli navrhnuté s cieľom experimentálne overiť predikcie získané pomocou DoE pre materiály MAR-60 a AM Dievar. Všetky kombinácie procesných parametrov boli na stavebnej doske vyrobené trikrát, čím bola zabezpečená možnosť posúdiť aj opakovateľnosť výsledkov.

Výsledky overovacích stavieb nadväzujúcich na výsledky DoE potvrdili výrazné rozdiely v spracovateľnosti jednotlivých ocelí. Zatiaľ čo MAR-60 dosahoval vo všetkých testovaných kombináciách s výnimkou najhrubšej vrstvy (90 μm), priemernú relatívnu hustotu nad 99,5%, tak výsledky pre AM Dievar boli výrazne menej konzistentné. Táto oceľ dosahovala hodnoty nad danú relatívnu hustotu len pri najmensej hrúbke vrstvy (30 μm).

Dôležitá je však citlivosť nástrojovej ocele AM Dievar na vplyv prúdiacej atmosféry, ktorá so sebou odnáša rôzne polotekuté častice a výpary. Efekt tienenia sa prejavil výrazným zvýšením porozity na vzorkách s identickými procesnými parametrami a zároveň bol oveľa výraznejší pri hrubších vrstvách, čo môže byť spôsobené kumuláciou týchto častíc po dobu troch vrstiev v prípade LT 90 μm a dvoch vrstiev v prípade LT 60 μm. Podobný efekt atmosféry, ale aj nanášača pozorovali aj Li et al. [17] na kockách vyrobených z hliníkovej zliatiny AlSi10Mg. Naopak MAR-60 nevykazoval žiadne výrazné narastanie porozity na základe jeho polohy na stavebnej doske.

Rovnako významné boli zistenia v oblasti tvorby prasklín. AM Dievar preukázala extrémne náchylnosť na vznik trhlín, ktoré boli identifikované až v 11 z 12 vzoriek. Naproti tomu maraging oceľ MAR-60 aj v tomto experimente potvrdila svoju vysokú odolnosť voči tvorbe prasklín. Výsledky jasne naznačujú, že z hľadiska procesnej stability, spoľahlivosti a predvídateľnosti je maraging oceľ MAR-60 jednoznačne vhodnejším kandidátom pre technológiu L-PBF.

### 6.1.3 Vzorky vplyvu atmosféry

Na základe pozorovaní z overovacích stavieb, kde sa u ocele AM Dievar prejavila výrazná závislosť výslednej porozity od polohy vzoriek na platforme, bola realizovaná samostatná experimentálna stavba zameraná na overenie tohto javu. Výsledky experimentu jednoznačne potvrdili, že smer prúdiacej atmosféry má významný vplyv na relatívnu hustotu. Vzorky umiestnené v zadných častiach platformy, kde sa hromadia rôzne častice prášku a výpary, vykazovali výrazne vyššiu porozitu. V extrémnych prípadoch až 20-násobnú až 100-násobne vyššiu v porovnaní s rovnakými parametrami v prednej časti.

Zároveň bol tento efekt bol najvýraznejší pri vyšších hrúbkach vrstiev (60 a 90  $\mu\text{m}$ ), kde sa kumulatívny vplyv prúdenia a horšej spracovateľnosti ešte prehĺbil. Naopak, pri hrúbke vrstvy 30  $\mu\text{m}$  bol efekt minimalizovaný, čo zodpovedá predchádzajúcim pozorovaniam z overovacích stavieb [10], [17].

### VYRADENIE NÁSTROJOVEJ OCELE AM DIEVAR

Na základe výsledkov získaných z atmosférických experimentov, ako aj predchádzajúcich úvodných a overovacích stavieb, možno jednoznačne konštatovať, že spracovanie nástrojovej ocele AM Dievar technológiou L-PBF je výrazne ovplyvňované polohou vzoriek na platforme a smerom prúdenia inertnej atmosféry. Rovnaké procesné parametre v rôznych pozíciách generovali značne odlišnú porozitu vo vzorkách.

Zásadným problémom však bola aj tvorba prasklín, ktoré sa vyskytovali vo veľkej časti vzoriek bez ohľadu na dosiahnutú porozitu. Praskliny boli identifikované aj v prípade, kde sa relatívna hustota blížila k 99,9% vo vzorke T09-S3-W03. V priamom porovnaní s maraging oceľou MAR-60, ktorá sa preukázala vysokou spracovateľnosťou a úplnou absenciou prasklín, pôsobí nástrojová oceľ AM Dievar ako výrazne menej vhodný materiál na výrobu strižných nástrojov.

### 6.1.4 Kontúrové vzorky

#### PODPOVRCHOVÁ A OBJEMOVÁ POROZITA

Optimalizácia kvality stien vzoriek maraging ocele MAR-60 bola nevyhnutným krokom, vzhľadom na to, že práve tieto oblasti často predstavujú funkčné povrchy nástrojov. Výsledky ukázali, že podpovrchová porozita bola najnižšia pri kontúrových VED v rozsahu 110 až 140  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ , pričom pri najvhodnejších kombináciách parametrov klesla pod úroveň 0,01 %. Nevhodné kombinácie však viedli k nárastu až na 0,76 %, čo podčiarkuje dôležitosť presnej voľby parametrov.

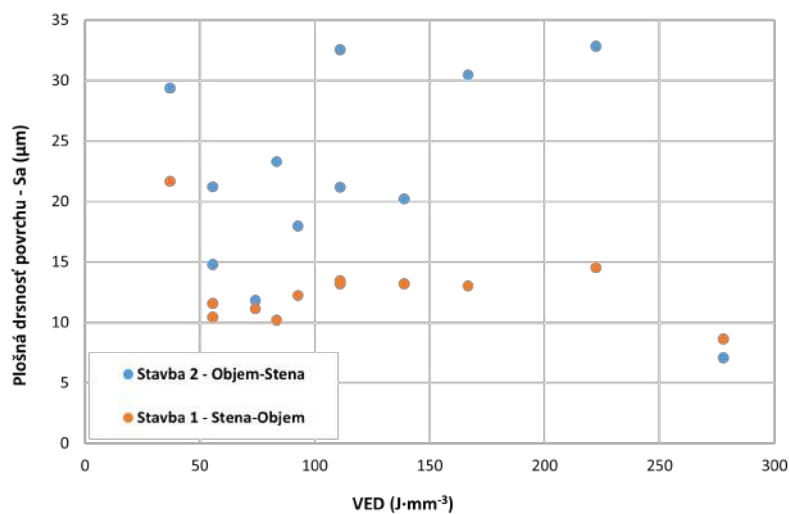
Pri analýze objemovej porozity v kontúrových vzorkách bolo zistené, že najnižšie hodnoty sa vyskytovali pri VED v rozmedzí 120 až 150  $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ . Zaujímavým zistením bolo, že skenovacie poradie významne ovplyvnilo variabilitu výsledkov. Vzorky, kde boli najprv

vyrobené kontúry a až následne objem, vykazovali väčšiu variabilitu porozity. Domnievam sa, že tento jav je spôsobený obmedzeným prístupom prášku do objemu vzorky, ktorú už obklopuje vytvrdená kontúra. Na druhú stranu pri podpovrchovej porozite sa efekt poradia stavby neprejavil, čo s najväčšou pravdepodobnosťou znamená, že tam hrajú najdominantnejšiu rolu práve procesné parametre.

## DRSNOSŤ POVRCHU

Namerané hodnoty drsnosti plochy ( $S_a$ ) sa pohybovali v širokom rozsahu od  $7,08 \mu\text{m}$  po  $32,82 \mu\text{m}$ . Najlepšiu kvalitu povrchu vykázala vzorka T11-S4-M04, zatiaľ čo najhoršia bola zaznamenaná na vzorke T11-S4-M03. Rozdiel medzi týmito dvoma vzorkami je len  $50 \text{ W}$  a pritom majú diametrálne odlišnú drsnosť povrchu.

Ako ukazuje obr. 6-4, drsnosť povrchu bola vo všeobecnosti nižšia pri skenovacom poradí stena-objem. Tento trend naznačuje, že vybudovanie kontúr pred samotným objemom zabezpečuje stabilnejší tepelný priebeh. V opačnom prípade môže mať na kontúru efekt aj nahromadené teplo v súčasťi, čo môže spôsobiť výraznú nestabilitu. Podobné zistenia s hromadením tepla skúmal aj Li et al. [17], pričom jeho zistenia korelujú s navrhnutým vysvetlením.

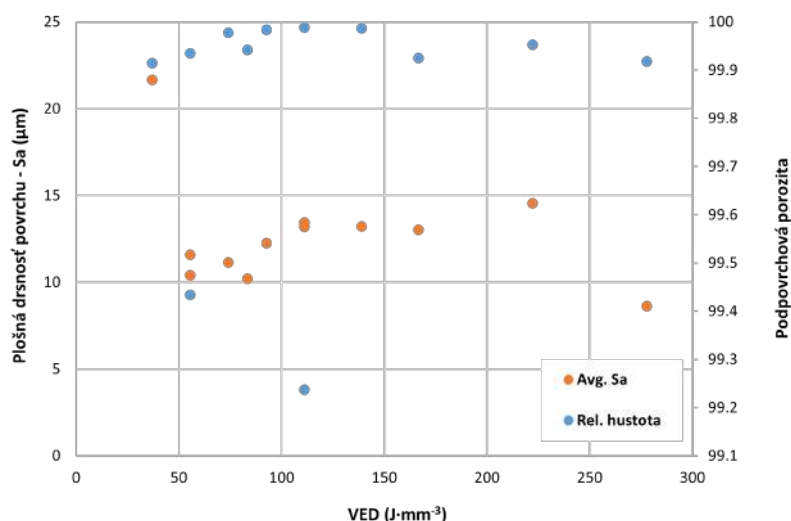


Obr. 6-4 Závislosť plošnej drsnosti povrchu na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá - poradie objem-stena

## VÝBER FINÁLNYCH PROCESNÝCH PARAMETROV

Výber finálnych procesných parametrov predstavuje kľúčový krok pre praktickú aplikáciu materiálu MAR-60 pri výrobe presných strižných nástrojov technológiou L-PBF. Niektoré kombinácie procesných parametrov dosahovali extrémne nízku podpovrchovú porozitu, ale boli vyrábané v skenovacom poradí objem-kontúra, ktoré sa pri iných vzorkách prejavilo ako menej vhodné z pohľadu plošnej drsnosti povrchu. Tieto vzorky neboli ďalej uvažované, ak neboli vyrobené v skenovacom poradí kontúra-stena.

Zároveň bola vykonaná analýza dostupných dát porovnávajúcich drsnosť povrchu s podpovrchovou porozitou, vid' obr. 6-5. Práve vzorky dosahujúce takmer dokonalé hodnoty v jednej charakteristike boli podpriemerné v tej druhej. Preto bolo nutné zvoliť kompromis s nízkou podpovrchovou porozitou a akceptovateľnou drsnosťou povrchu, ktorým bola vzorka T10-S4-M08 s výkonom laseru 250 W, skenovaciou rýchlosťou  $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , roztečou dráh 0,1 mm a hrúbkou vrstvy 30 mm. Ako najvhodnejšia vzorka na základe objemovej porozity bola zvolená vzorka T10-S4-M07 s LP 255 W, LS 600, HD 0,10 mm LT 0,03 mm.



Obr. 6-5 Závislosť relatívnej hustoty a drsnosti povrchu (Sa) od kombinácií procesných parametrov MAR-60

### 6.1.5 Vzorky skúšok mechanických vlastností a mikroštruktúry

#### TVRDOŠŤ PODĽA ROCKWELLA

Skúška tvrdosti podľa Rockwella potvrdila, že tepelné spracovanie má zásadný vplyv na mechanické vlastnosti maraging ocele MAR-60. Tvrdosť patrí medzi kľúčové vlastnosti strižných nástrojov, pričom za minimálnu hodnotu sa považuje hodnota 55 HRC [2], [3], [4]. Namerané výsledky ukazujú, že všetky tepelne spracované vzorky túto požiadavku spĺňajú. Najvyššia priemerná tvrdosť 60,32 HRC bola dosiahnutá po kombinovanom tepelnom spracovaní, konkrétne po rozpúšťacom žíhaní (850°C, 30 minút) a následnom umelom starnutí (490°C a 10 hodín). Rozdiely medzi jednotlivými režimami tepelného spracovania boli však minimálne, čo je podobný záver k akému prišli Yao et al. [20] s maraging oceľou 18Ni300, kde nevideli takmer žiadny rozdiel v tvrdosti materiálu pri stárnutiach od 1 do 10 hodín..

Naopak, vzorky bez tepelného spracovania vykazovali výrazne nižšie hodnoty. Priemerná tvrdosť sa pohybovala len na úrovni 41,17 HRC. Celková nízka smerodajná odchýlka do 1 HRC poukazuje na vynikajúcu homogenitu výsledkov v celej vzorke.

## VRUBOVÁ HÚŽEVNATOSŤ

Skúška vrubovej húževnatosti poukázala na extrémne krehké správanie maraging ocele MAR-60 po navrhnutých tepelných spracovaniach. Rozdiel medzi jednotlivými tepelnými spracovaniami bol minimálny a na úrovni chyby merania pri takto krehkom správaní. Na rozdiel od tepelne spracovaných vzoriek, vzorka v stave as-built mala pomerne dobrú húževnatosť.

Tento výsledok súhlasí s literatúrou [19], [20], [21], ktorá popisuje ako sa po umelom starnutí maraging ocelí precipitujú intermetalické sekundárne fázy rôznych extrémne tvrdých legúr, ktoré výrazne znižujú schopnosť materiálu absorbovať energiu.

## ŤAHOVÁ SKÚŠKA

Skúšky v ťahu boli úspešne vykonané len na vzorkách bez tepelného spracovania. Výsledky ukazujú stabilné plastické správanie s medzou klzu na úrovni približne 1 158 až 1 180 MPa, medzou pevnosti blízko 1 400 MPa a ťažnosťou v rozsahu 7,9 – 8,5 %. Tieto hodnoty korešponujú s údajmi od výrobcu prášku Sandvik len čiastočne. Napriek tomu, že dosiahnuté hodnoty pevnosti a modulu pružnosti (192 a 159 GPa) sú veľmi blízke deklarovaným (190 GPa), ťažnosť bola výrazne nižšia (16,8 % podľa datasheetu), čo môže súvisieť s rozdielnym stavom výtlačkov, zvolenou geometriou vzoriek alebo s prípadnou pórovitosťou a mikroskopickými defektmi v štruktúre.

Okrem toho sa nepodarilo úspešne dokončiť skúšky na vzorkách po tepelnom spracovaní, čo poukazuje na zvýšenú krehkosť materiálu po starnutí. Tieto vzorky praskali v čeľustiach univerzálneho skúšobného stroja priamo pri prechode z hlavičky vzorky.

## MIKROŠTRUKTÚRA

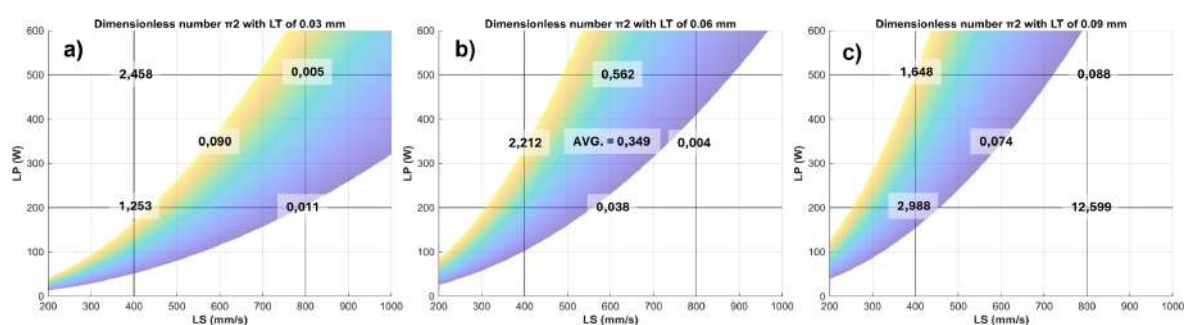
Mikroštruktúrna analýza vzoriek vyrobených z optimalizovaných procesných parametrov pre maraging oceľ MAR-60 potvrdila vysokú kvalitu výroby. V analyzovaných výbrusoch nebola pozorovaná mikroporozita, ktorá by naznačovala chyby vo výrobe alebo nevhodné procesné nastavenia. Mikroštruktúra bola tak jemná a homogénna, že nebolo možné pozorovať „melt pooly“ alebo hranice zŕn. Dominantným znakom boli kolumnárne zrná orientované v smere rastu výtlačku, čo zodpovedá predchádzajúcim pozorovaniam od Yao et al. [20].

## 6.2 Verifikácia hypotéz

### 6.2.1 Hypotéza H1

Hypotéza H1, ktorá predpokladá, že je možné spoľahlivo predikovať okná procesných parametrov na dosiahnutie vysokej relatívnej hustoty (nad 99,5 %) pomocou bezrozmerných čísel, ako sú tie definované Rankouhim et al. [27], bola na základe úvodných objemových experimentov zamietnutá.

Aj keď použitie bezrozmerného čísla  $\Pi_2$  umožňuje základnú orientáciu v procesných parametroch, výsledky ukázali, že jeho predikčná schopnosť nie je univerzálne spoľahlivá. Ako je zrejmé z obr. 6-2, niektoré kombinácie procesných parametrov, ktoré by sa podľa predikčného modelu mali nachádzať v oblasti vysokej relatívnej hustoty ( $\geq 99,5\%$ ), v skutočnosti dosiahli podstatne nižšie hodnoty – napríklad 97,0 % alebo 98,4 %, vid' obr. 6-2 c) vľavo hore a dole. Naopak, v iných prípadoch sa parametre nachádzali mimo predikovaného okna, no relatívna hustota bola výborná, napríklad porozita len 0,004 %, vid' obr. 6-2 b) vpravo.



Obr. 6-6 Predikcia okna procesných parametrov na dosiahnutie relatívnej hustoty minimálne 99,5% od Rankouhi et al. [27] so skutočne dosiahnutými porozitami

Z týchto zistení vyplýva, že tvorba porozity je výsledkom komplexnej interakcie viacerých procesných parametrov a ich dynamického pôsobenia počas stavby. Tieto interakcie nie je možné jednoznačne opísať jedným bezrozmerným číslom založeným len na obmedzenom počte procesných a materiálových vstupov. Pre presnejšie určenie procesného okna je tak stále potrebné experimentálne overovanie a doplnenie predikčných modelov o ďalšie parametre alebo ich kombinácie.

### 6.2.2 Hypotéza H2

Hypotéza H2, ktorá predpokladá, že strižné nástroje vyrobené technológiou L-PBF s optimalizovanými procesnými parametrami a následným tepelným spracovaním môžu dosiahnuť porovnateľné mechanické vlastnosti ako konvenčne vyrábané strižné nástroje, bola na základe realizovaných experimentov čiastočne potvrdená.

Najvyššie dosiahnuté hodnoty tvrdosti podľa Rockwella na stupnici HRC po rozpúšťacom žíhaní pri 850 °C počas 30 minút a následnom umelom starnutí pri 490 °C počas 10 hodín boli v priemere vyššie ako 60 HRC. Tieto výsledky dokazujú, že vhodnou kombináciou procesných parametrov výroby a správne zvoleným režimom tepelného spracovania možno dosiahnuť tvrdosti zodpovedajúce alebo presahujúce spodnú hranicu tvrdosti (55 HRC) požadovanú pre nástrojové ocele v oblasti strižných nástrojov.

Napriek pozitívnemu výsledku skúšky tvrdosti je nutné poznamenať, že kompletne potvrdenie hypotézy nebolo z výsledkov získaných v práci možné. Skúška vrubovej húževnatosti ukázala výrazný pokles absorpcie energie po tepelnom spracovaní, pričom všetky tepelne spracované vzorky absorbovali menej ako 5 J, čo poukazuje na vysokú krehkosť materiálu. Skúšky v ťahu boli navyše úspešne dokončené len pre vzorky bez tepelného spracovania, keďže ostatné vzorky zlyhávali v koncentrátore napätia pod gombíkovou hlavou, čo ďalej naznačuje výrazné zníženie húževnatosti materiálu.

## 7 ZÁVER

Cieľom práce bolo preskúmať spracovateľnosť vysoko-vytvrdivých ocelí technológiou L-PBF a zhodnotiť ich potenciál pre výrobu strižných nástrojov. V rámci experimentov boli testované tri komerčne dostupné práškové materiály – dve nástrojové ocele (AM Dievar a W360) a maraging oceľ MAR-60. Na základe vyhodnotenia porozity a výskytu prasklín boli z ďalšieho výskumu postupne vylúčené ocele W360 a AM Dievar. Zvyšok práce sa preto zamerával výlučne na maraging oceľ MAR-60.

Na návrh počiatočných procesných parametrov bol použitý predikčný model od Rankouhi et al., pričom jeho výstupy boli ďalej analyzované metódou DoE. Výsledky ukázali, že predikcia relatívnej hustoty pomocou bezrozmerných čísel nie je spoľahlivá metóda určovania okna procesných parametrov. U nástrojových ocelí W360 a AM Dievar bola zároveň pozorovaná výrazná tvorba prasklín, súvisiaca s ich vyšším obsahom uhlíka. V prípade W360 boli praskliny natoľko rozsiahle a časté, že bola táto oceľ vylúčená z výskumu už po úvodných experimentoch. U nástrojovej oceli AM Dievar bol navyše identifikovaný výrazný vplyv smeru prúdiacej atmosféry na kvalitu výtlačkov, najmä pri vyšších hrúbkach vrstiev, čo prispelo k zhoršenej spracovateľnosti a zvýšenej porozite. Tieto faktory viedli aj k vyradeniu materiálu AM Dievar z ďalšieho výskumu.

Pre oceľ MAR-60 boli následne realizované rozšírené experimenty zamerané na optimalizáciu procesných parametrov pre objemové aj kontúrové oblasti. Cieľom bolo dosiahnuť čo najnižšiu objemovú a podpovrchovú porozitu pri súčasne nízkej drsnosti povrchu. Výsledky potvrdili, že skenovacie poradie – najprv stavba kontúr, až následne objemu – má pozitívny vplyv na stabilitu procesu aj kvalitu povrchovej vrstvy.

Na základe týchto zistení boli určené finálne kombinácie procesných parametrov pre výrobu objemových aj kontúrových častí. Po výrobe boli vzorky podrobené rôznym režimom tepelného spracovania. Výsledky mechanických skúšok ukázali, že najlepšiu kombináciu vlastností poskytuje režim pozostávajúci z rozpúšťacieho žihania pri 850 °C počas 30 minút a následného umelého starnutia pri 490 °C počas 10 hodín. Tento režim zabezpečil vysokú tvrdosť a pevnosť materiálu pri minimálnej strate húževnatosti.

Na záver bol navrhnutý koncept demonštračného strižného nástroja na strihanie elektrotechnických plechov. Jeho geometria, výrobná stratégia a odporúčaný režim tepelného spracovania vychádzajú priamo z výsledkov tejto práce. Výpočtová kontrola potvrdila, že takto navrhnutý nástroj z materiálu MAR-60 je schopný odolať reálnemu zaťaženiu, čím sa preukázal praktický potenciál využitia maraging ocelí vo výrobe strižných nástrojov pomocou technológie L-PBF..

## 8 VÝSLEDKY VÝSKUMU PODĽA RIV

Výsledky získané v rámci tejto diplomovej práce rozširujú oblasť poznania pri spracovaní vysoko-vytvrditel'ných maraging ocelí technológiou L-PBF. Za účelom publikácie získaných výsledkov vznikol manuskript, ktorý je základným podkladom odborného článku.

**Názov článku:** Effect of L-PBF process parameters and heat treatment on porosity, surface roughness and mechanical properties of MAR-60 maraging steel

**Autori:** A. Bóssi, M. Malý, A. Fábry, L. Pantělejev, J. Jaroš, D. Koutný

**Abstrakt:** This study investigates the processability of MAR-60 maraging steel using the Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) technology with a focus on optimizing process parameters to achieve minimal porosity, low surface roughness, and favorable mechanical properties. A combination of full-factorial Design of Experiments (DoE) and experimental verification was employed to evaluate the influence of laser power, scan speed, and hatch distance on part quality. Additional tests analyzed the effects of scanning sequence on the transition between contour and bulk areas. The results revealed that surface roughness and porosity are strongly influenced by both process parameters and scanning strategy, with superior performance achieved when contour scanning precedes bulk infill. Optimized parameters were applied to samples subjected to various heat treatment regimes. The combination of solution annealing at 850 °C for 30 minutes followed by aging at 490 °C for 10 hours resulted in the best balance of high hardness, strength, and retained toughness. The findings demonstrate the potential of MAR-60 for functional applications produced via L-PBF.

## 9 ZOZNAM POUŽITÝCH ZDROJOV

- [1] FREMUNT, Přemysl; KREJČÍK, Jiří a PODRÁBSKÝ, Tomáš. *Nástrojové oceli*. Brno: Dům techniky, 1994. Dostupné také z: <http://krameriusndk.nkp.cz/search/handle/uuid:7d391e00-930d-11e3-8e84-005056827e51>.
- [2] ČSN EN ISO 4957, *Oceli nástrojové*. Tretie vydanie. Praha: Česká agentura pro standardizaci, 2020.
- [3] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, c2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [4] SUCHY, Ivana. *Handbook of die design*. 2nd ed. McGraw-Hill handbooks. New York: McGraw-Hill, c2006. ISBN 00-714-6271-6.
- [5] GUO, Chuan; XU, Zhen; ZHOU, Yang; SHI, Shi; LI, Gan et al. Single-track investigation of IN738LC superalloy fabricated by laser powder bed fusion: Track morphology, bead characteristics and part quality. Online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021, roč. 290. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117000>. [cit. 2025-05-15].
- [6] GUO, Chuan; XU, Zhen; ZHOU, Yang; SHI, Shi; LI, Gan et al. Single-track investigation of IN738LC superalloy fabricated by laser powder bed fusion: Track morphology, bead characteristics and part quality. Online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021, roč. 290. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.117000>. [cit. 2025-05-15].
- [7] KEMPEN, K.; THIJS, L.; VAN HUMBEECK, J. a KRUTH, J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation. Online. *Materials Science and Technology*. 2015, roč. 31, č. 8, s. 917-923. ISSN 0267-0836. Dostupné z: <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000702>. [cit. 2025-05-15].
- [8] HE, Yining; ZHONG, Ming; BEUTH, Jack a WEBLER, Bryan. A study of microstructure and cracking behavior of H13 tool steel produced by laser powder bed fusion using single-tracks, multi-track pads, and 3D cubes. Online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020, roč. 286. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116802>. [cit. 2025-05-15].

- [9] IMPAZIENTE, F.; GIORLEO, L. a MAZZUCATO, F. Selective laser melting of H13 tool steel powder: effect of process parameter on complex part production. Online. *Progress in Additive Manufacturing*. 2024, roč. 9, č. 4, s. 1071-1084. ISSN 2363-9512. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s40964-023-00504-w>. [cit. 2025-05-15].
- [10] VÉLE, Filip; ACKERMANN, Michal; BITTNER, Václav a ŠAFKA, Jiří. Influence of Selective Laser Melting Technology Process Parameters on Porosity and Hardness of AISI H13 Tool Steel: Statistical Approach. Online. *Materials*. 2021, roč. 14, č. 20. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma14206052>. [cit. 2025-05-15].
- [11] BAI, Yuchao; ZHAO, Cuiling; WANG, Di a WANG, Hao. Evolution mechanism of surface morphology and internal hole defect of 18Ni300 maraging steel fabricated by selective laser melting. Online. *Journal of Materials Processing Technology*. 2022, roč. 299. ISSN 09240136. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117328>. [cit. 2025-05-15].
- [12] HUANG, Weidong; ZHANG, Weijie a CHEN, Xiayu. Effect of SLM Process Parameters on Relative Density of Maraging Steel (18Ni-300) Formed Parts. Online. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020, roč. 774, č. 1. ISSN 1757-8981. Dostupné z: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/774/1/012027>. [cit. 2025-05-15].
- [13] SAEWE, J.; CARSTENSEN, N.; KÜRNSTEINER, P.; JÄGLE, E.A. a SCHLEIFENBAUM, J.H. Influence of increased carbon content on the processability of high-speed steel HS6-5-3-8 by laser powder bed fusion. Online. *Additive Manufacturing*. 2021, roč. 46. ISSN 22148604. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102125>. [cit. 2025-05-15].
- [14] MERTENS, R.; VRANCKEN, B.; HOLMSTOCK, N.; KINDS, Y.; KRUTH, J.-P. et al. Influence of Powder Bed Preheating on Microstructure and Mechanical Properties of H13 Tool Steel SLM Parts. Online. *Physics Procedia*. 2016, roč. 83, s. 882-890. ISSN 18753892. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2016.08.092>. [cit. 2025-05-15].
- [15] NARVAN, Morteza; AL-RUBAIE, Kassim S. a ELBESTAWI, Mohamed. Process-Structure-Property Relationships of AISI H13 Tool Steel Processed with Selective Laser Melting. Online. *Materials*. 2019, roč. 12, č. 14. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma12142284>. [cit. 2025-05-15].

- [16] PAL, Snehashis; LOJEN, Gorazd; HUDAK, Radovan; RAJTUKOVA, Viktoria; BRAJLIH, Tomaž et al. As-fabricated surface morphologies of Ti-6Al-4V samples fabricated by different laser processing parameters in selective laser melting. Online. *Additive Manufacturing*. 2020, roč. 33. ISSN 22148604. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101147>. [cit. 2025-05-15].
- [17] LI, Bao-Qiang; LI, Zhonghua; BAI, Peikang; LIU, Bin a KUAI, Zezhou. Research on Surface Roughness of AlSi10Mg Parts Fabricated by Laser Powder Bed Fusion. Online. *Metals*. 2018, roč. 8, č. 7. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/met8070524>. [cit. 2025-05-15].
- [18] WANG, Di; LIU, Yang; YANG, Yongqiang a XIAO, Dongming. Theoretical and experimental study on surface roughness of 316L stainless steel metal parts obtained through selective laser melting. Online. *Rapid Prototyping Journal*. 2016, roč. 22, č. 4, s. 706-716. ISSN 1355-2546. Dostupné z: <https://doi.org/10.1108/RPJ-06-2015-0078>. [cit. 2025-05-15].
- [19] BAI, Yuchao; YANG, Yongqiang; WANG, Di a ZHANG, Mingkang. Influence mechanism of parameters process and mechanical properties evolution mechanism of maraging steel 300 by selective laser melting. Online. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, roč. 703, s. 116-123. ISSN 09215093. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.033>. [cit. 2025-05-15].
- [20] HUANG, Gao; WEI, Kaiwen; DENG, Jinfeng a ZENG, Xiaoyan. High power laser powder bed fusion of 18Ni300 maraging steel: Processing optimization, microstructure and mechanical properties. Online. *Materials Science and Engineering: A*. 2022, roč. 856. ISSN 09215093. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143983>. [cit. 2025-05-15].
- [21] DEIRMINA, Faraz; DAVIES, Paul; HARRIS, Luke; MATILAINEN, Ville-Pekka; LÖVQUIST, Simon et al. Heat Treatment And Properties Of An Ultra-high Strength Maraging Steel Fabricated By Additive Manufacturing. Online. *Euro PM2020 Congress*. 2020, roč. 3. Dostupné z: [https://www.researchgate.net/publication/344606253\\_Heat\\_Treatment\\_And\\_Properties\\_Of\\_An\\_Ultra-high\\_Strength\\_Maraging\\_Steel\\_Fabricated\\_By\\_Additive\\_Manufacturing](https://www.researchgate.net/publication/344606253_Heat_Treatment_And_Properties_Of_An_Ultra-high_Strength_Maraging_Steel_Fabricated_By_Additive_Manufacturing). [cit. 2025-05-15].

- [22] KOSIBA, Konrad; WOLF, Daniel; BÖNISCH, Matthias; NEUFELD, Kai; HÜHNE, Ruben et al. Achieving exceptional wear resistance in a crack-free high-carbon tool steel fabricated by laser powder bed fusion without pre-heating. Online. 2023, roč. 156, s. 1-19. ISSN 10050302. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.02.012>. [cit. 2025-05-15].
- [23] ORHUN ARSLAN; ARI, Ali; BAYRAM, Ali a KONUKÇU, Tolga. Optimization of Selective Laser Melting Process for Maraging 300 Steel: Investigation the Impact of Parameters on Porosity, Microstructure, and Mechanical Properties. Online. *Physics of Metals and Metallography*. 2024, roč. 125, č. 13, s. 1540-1556. ISSN 0031-918X. Dostupné z: <https://doi.org/10.1134/S0031918X23602056>. [cit. 2025-05-15].
- [24] KIM, Hyo Kyu; HAN, Dongwoon; JO, Joseph a KIM, Seongtak. Effect of layer thickness on internal pore and mechanical properties of hybrid additive manufactured 18Ni-300 maraging steel. Online. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025, roč. 136, č. 3-4, s. 1393-1407. ISSN 0268-3768. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s00170-024-14864-2>. [cit. 2025-05-15].
- [25] MUGWAGWA, Lameck; YADROITSEV, Igor a MATOPE, Stephen. Effect of Process Parameters on Residual Stresses, Distortions, and Porosity in Selective Laser Melting of Maraging Steel 300. Online. *Metals*. 2019, roč. 9, č. 10. ISSN 2075-4701. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/met9101042>. [cit. 2025-05-15].
- [26] SLM 280HL. EKZO. Online. 2025. Dostupné z: [www.3dprintekzo.be/products-services/3d-printers/slm-hl280/](http://www.3dprintekzo.be/products-services/3d-printers/slm-hl280/). [cit. 2023-05-15]
- [27] RANKOUHI, Behzad; AGRAWAL, Ankur Kumar; PFEFFERKORN, Frank E. a THOMA, Dan J. A dimensionless number for predicting universal processing parameter boundaries in metal powder bed additive manufacturing. Online. *Manufacturing Letters*. 2021, roč. 27, s. 13-17. ISSN 22138463. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2020.12.002>. [cit. 2025-05-15].
- [28] VOESTALPINE BÖHLER EDELSTAHL GMBH & CO KG. *BÖHLER W360 AMPO*. Online. VOESTALPINE BÖHLER EDELSTAHL GMBH & CO KG. BÖHLER W360 AMPO. 2025. Dostupné z: <https://www.boehler-edelstahl.com/en/products/w360-ampo/>. [cit. 2025-05-23].

- [29] VOESTALPINE HIGH PERFORMANCE METALS CZ S.R.O. *Uddeholm Dievar*. Online. VOESTALPINE HIGH PERFORMANCE METALS CZ S.R.O. Uddeholm Dievar. 2025. Dostupné z: <https://www.uddeholm.com/czech/cs/products/uddeholm-dievar/>. [cit. 2025-05-23].
- [30] SANDVIK AB. *Osprey® 18Ni300*. Online. SANDVIK AB. Osprey® 18Ni300. 2025. Dostupné z: <https://www.metalpowder.sandvik/en/webshop/metal-powders/maraging-steel/osprey-18ni300/>. [cit. 2025-05-23].
- [31] SANDVIK AB. *Osprey® MAR-60*. Online. 2025. Osprey® MAR-60. Dostupné z: <https://www.metalpowder.sandvik/en/webshop/metal-powders/maraging-steel/osprey-mar-60/>. [cit. 2025-05-23].
- [32] ROSSWAG ENGINEERING. *Specialis® / M350*. Online. ROSSWAG ENGINEERING. Specialis® / M350. 2025. Dostupné z: <https://www.rosswag-engineering.de/en/materials/iron-base/tool-steel-16356-specialism350/>. [cit. 2025-05-23].
- [33] THOMSON LAMINATION COMPANY. *Motor Laminations*. Online. THOMSON LAMINATION COMPANY. Motor Laminations. 2025. Dostupné z: <https://www.tlclam.net/capabilities/motor-laminations/>. [cit. 2025-05-23].
- [34] BRODSKÝ, Zdeněk. *Výroba třmenu sruženým nástrojem*. Diplomová práce, vedoucí Eva Šmehlíková. Brno: Vysoké Učení Technické v Brně, Fakulta Strojního Inženýrství, Ústav Strojírenské Technologie, 2009. Dostupné také z: [https://www.vut.cz/www\\_base/zav\\_prace\\_soubor\\_verejne.php?file\\_id=14080](https://www.vut.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=14080).
- [35] GOMERINGER, Roland; HEINZLER, Max; KILGUS, Roland; MENGES, Volker; OESTERLE, Stefan et al. *Mechanical and metal trades handbook*. 4th English edition. Textbook series from Europa-Lehrmittel for the metalworking trades. Haan-Gruiten: Himmer, 2018. ISBN 978-3-8085-1915-8.
- [36] VOESTALPINE STEEL DIVISION. *isovac® 330-50 A: Fully Processed Electrical Steel*. Online. 2025. VOESTALPINE STEEL DIVISION. isovac® 330-50 A. Dostupné z: [https://www.voestalpine.com/division\\_stahl/content/download/32772/347228/file/DB\\_isovac\\_330-50A\\_E\\_280715.pdf](https://www.voestalpine.com/division_stahl/content/download/32772/347228/file/DB_isovac_330-50A_E_280715.pdf) HYPERLINK "https://www.voestalpine.com/division\_stahl/content/download/32772/347228/file/DB\_isovac\_330-50A\_E\_280715.pdf?utm\_source=chatgpt.com" Voestalpine

# 10 ZOZNAM POUŽITÝCH SKRATIEK, SYMBOLOV A VELIČÍN

## 10.1 Použité skratky

3D	Three-dimensional
AB	As-Built
AT	Aging Treatment
BCC	Body-Centered Cubic
BCT	Body-Centered Tetragonal
BT	Balling Track
CAD	Computer Aided Design
CB	Conduction Bead
E <sub>T</sub>	Exposure Time
FCC	Face-Centered Cubic
FT	Fluctuating Track
LM	Light Microscopy
L-PBF	Laser Powder Bed Fusion
LSR	Laser Surface Remelting
NCT	Narrow-Continuous Track
NKB	Narrow-Keyhole Bead
PP	Process Parameters
SA	Solution Annealing
SBB	Shallow-Balling Bead

SEM	Scanning Electron Microscope
WCT	Wide-Continuous Track
WKB	Wide-Keyhole Bead
XRD	X-Ray Diffraction

## 10.2 Použité fyzikálne veličiny

$\tau_s$	MPa	Strižný odpor materiálu
A	%	Ťažnosť
$F_{\text{striž}}$	N	Strižná sila
h	mm	Hrúbka plechu
HD	$\mu\text{m}$	Hatch Distance (rozteč skenovaných dráh)
LS	$\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	Laser Speed (skenovacia rýchlosť)
LP	W	Laser Power (výkon laseru)
Ra	$\mu\text{m}$	Stredná aritmetická odchýlka profilu
Rm	MPa	Medza pevnosti v ťahu
Rp <sub>0,2</sub>	MPa	Zmluvná medza klzu
LED	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-1}$	Linear Energy Density (lineárna energetická hustota)
n	-	Koeficient opotrebenia materiálu
O	mm	Dĺžka strižnej hrany
S	$\text{mm}^2$	Plocha strižníka
Sa	$\mu\text{m}$	Stredná aritmetická odchýlka plochy
SED	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-2}$	Surface Energy Density (plošná energetická hustota)
VED	$\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$	Volumetric Energy Density (objemová energetická hustota)

## 11 ZOZNAM OBRÁZKOV

Obr. 2-1	PRISMA diagram - grafické zobrazenie procesu výberu článkov .....	18
Obr. 2-2	Základné delenie procesných parametrov technológie L-PBF [5] .....	21
Obr. 2-3	Tvorba diskontinuit a výstupov pri nestabilných zvaroch [6] .....	23
Obr. 2-4	Morfológia single trackov s ich procesnými parametrami a typmi [6] .....	23
Obr. 2-5	Morfológia zvarov v reze: a) široký hlboký zvar (WKB); b) úzky široký zvar (NKB); c) konduktívny zvar (CB); d) guľôčkovací zvar (SBB) [6].....	24
Obr. 2-6	Prierezy a označenie zvarov pri všetkých kombináciách procesných parametrov [6] .....	25
Obr. 2-7	Rozmery "single tracku" potrebné pre vyhodnotenie daných kritérií [7] .....	26
Obr. 2-8	Mofológia single trackov s rôznymi kombináciami procesných parametrov: a) rezy zvarmi; b) SEM snímky zvarov zvrchu [7] .....	26
Obr. 2-9	Defekty "single track" zvarov na základe procesných parametrov [8] .....	27
Obr. 2-10	"Multi track" vzorky: a) podtavenie materiálu; b) normálne zvary; c) "balling" efekt; d) "keyhole" zvary [8] .....	28
Obr. 2-11	a) Nárast taveniny nad úroveň nanoseného prášku; b) poškodenie britu nanášača; c) nerovnomerná vrstva prášku [9].....	29
Obr. 2-12	Matematická závislosti medzi porozitou a dodanou objemovou energetickou hustotou [10] .....	31
Obr. 2-13	Priemerná porozita vzoriek zobrazená v priestore LP-LS [10].....	31
Obr. 2-14	Rôzne morfológie pórov pozorovaných pomocou SEM: a) vzorka 1 - nepravidelné póry; b) vzorka 2 - kontrolná vzorka bez významných defektov; c) vzorka 3 - guľaté póry; d) vzorka 4 - guľaté póry; e) vzorka 5 - nepravidelné póry; f) vzorka 6 - nepravidelný pór; g) vzorka 7 - guľaté póry; h) vzorka 8 - guľaté póry; i) vzorka 9 - nepravidelné póry [11].....	33
Obr. 2-15	a), b), c) SEM snímky LoF porozity; d) schéma tvorby LoF porozity [11]... 34	34
Obr. 2-16	a), b), c) príklady keyhole porozity zo SEM; d) schéma tvorby keyhole porozity [11].....	34
Obr. 2-17	Závislosť relatívnej hustoty na jednotlivých procesných parametroch [12] ..	36
Obr. 2-18	Vplyv objemovej energetickej hustoty na relatívnu hustotu vzoriek [12] .....	36
Obr. 2-19	Vplyv prídavku uhlíka na tvorbu prasklín v rýchloreznej oceli HS6-5-3-8 [13] .....	37

Obr. 2-20	Difraktogramy vzoriek s rôznou teplotou predohrevu: čierna - bez predohrevu; červená - 200°C; modrá - 400°C [14].....	38
Obr. 2-21	Hodnoty povrchových zvyškových napätí v závislosti od teploty predohrevu [14] .....	38
Obr. 2-22	Schéma vzniku prasklín v dôsledku tepelných gradientov počas procesu L-PBF [15] .....	39
Obr. 2-23	Vplyv predohrevu na tvorbu prasklín v nástrojovej oceli H13 [15].....	40
Obr. 2-24	Drsnosť povrchu vertikálnych stien pri rôznych kombináciách procesných parametrov [16] .....	41
Obr. 2-25	Porovnanie vertikálnych stien vzoriek z pohľadu prichytených častíc prášku [16] .....	41
Obr. 2-26	Schémy použitých modifikácií skenovacej stratégie meander [17].....	42
Obr. 2-27	Vplyv expozičného času (VED) na drsnosť rôznych strán vzoriek [17].....	43
Obr. 2-28	Rozdiely v drsnosti medzi stranami vzoriek pri rôznych skenovacích stratégiách [17] .....	43
Obr. 2-29	Vzťah medzi dodanou objemovou energetickou hustotou a drsnosťou povrchu, resp. relatívnou hustotou [18].....	44
Obr. 2-30	Vývoj mikroštruktúry maraging ocele 18Ni300: a) - c) počas výroby; d) - f) po rozpúšťacom žíhaní; g) - i) po SA a A [19].....	45
Obr. 2-31	Výsledky skúšok mechanických vlastností pre rôzne režimy tepelné spracovania: a) mikrotvrdosť podľa Vickersa; b) ťahová skúška; c) skúška vrubovej húževnatosti [19] .....	46
Obr. 2-32	Morfológie mikroštruktúry: a) po výrobe; b) umelé starnutie (1 h); c) umelé starnutie (4 h); d) umelé starnutie (7 h); e) umelé starnutie (10 h) [20] .....	47
Obr. 2-33	Priemerná mikrotvrdosť vzoriek pred tepelným spracovaním a po rôznych dobách umelého starnutia [20].....	47
Obr. 2-34	Vplyv rôznych dĺžok starnutia na: a) medzu pevnosti; b) ťažnosť [20].....	48
Obr. 2-35	Ťahová skúška pre MAR-60 pre rôzne tepelné spracovania [21] .....	49
Obr. 4-1	Schéma metodiky riešenia diplomovej práce.....	54
Obr. 4-2	Distribúcia veľkosti zŕn (vľavo) a snímky zo svetelnej mikroskopie práškových materiálov (vpravo): a), b) nástrojová oceľ W360; c), d) nástrojová oceľ AM Dievar; e), f) maraging oceľ MAR-60 .....	58
Obr. 4-3	Rozmiestnenie vzoriek na stavebnej doske úvodných stavieb .....	59
Obr. 4-4	Skenovacia stratégia meander s rotáciou výplne a bez kontúr .....	59

Obr. 4-5	Umiestnenie overovacích vzoriek na stavebnej doske: a) MAR-60; b) AM Dievar .....	60
Obr. 4-6	Umiestnenie vzoriek na stavebnej doske pri experimente s vplyvom prúdenia atmosféry .....	61
Obr. 4-7	Skenovacia stratégia použitá pre výrobu vzoriek s kontúrami .....	61
Obr. 4-8	Umiestnenie vzoriek na stavebnej doske kontúrových stavieb .....	62
Obr. 4-9	Geometria ťahovej vzorky typu C podľa normy DIN 50125 .....	63
Obr. 4-10	Geometria V-vrubu z kontroly jeho rozmerov .....	63
Obr. 4-11	Schémy priebehov tepelných spracovaní .....	64
Obr. 4-12	Individuálne zabalené vzorky 2. a 4. skupiny pred rozpúšťacím žiňaním.....	65
Obr. 4-13	Oblasti predikčného modelu s relatívnou hustotou nad 99,5% a hraničnými priamkami .....	67
Obr. 4-14	Rovina rezania vzoriek pred zalisovaním do pukov .....	68
Obr. 4-15	Strany vzoriek, na ktorých prebiehalo meranie drsnosti povrchu a tvrdosti ..	69
Obr. 5-1	Vzorka T05-S1-W04 (VED 694 J·mm <sup>-3</sup> ), ktorej stavba nebola dokončená ....	75
Obr. 5-2	Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED) .....	76
Obr. 5-3	Príklady pozorovaných porozít prvej sady vzoriek MAR-60: a) Lack-of-Fusion porozita vzorky T01-S1-M08 (VED 81,02 J·mm <sup>-3</sup> ); b) vzorka T01-S1-M10 (VED 173,61 J·mm <sup>-3</sup> ) s minimálnou porozitou; c) Keyhole guľatá porozita vzorky T01-S1-M07 (VED 347,22 J·mm <sup>-3</sup> ) .....	76
Obr. 5-4	Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED) v intervaloch...	77
Obr. 5-5	Grafy hlavných efektov procesných parametrov na relatívnu hustotu: a) pre MAR-60; b) pre AM Dievar; c) pre W360 .....	78
Obr. 5-6	V objeme a na povrchu iniciované praskliny vzorky T06-S1-W14 (VED 86,81 J·mm <sup>-3</sup> ) .....	79
Obr. 5-7	Príklady výskytu defektov v rôznych výškových úrovniach vzoriek z ocele W360: a) praskliny a keyhole póry v T05_S1_W01, b) rozdielna porozita v spodnej a vrchnej časti vzorky T05_S1_W06.....	80
Obr. 5-8	Graf hlavných efektov pre maraging oceľ MAR-60 s pri hrúbke vrstvy 30 μm .....	81
Obr. 5-9	Priemerná relatívna hustota vzoriek podľa kombinácie procesných parametrov: oranžová - MAR-60; modrá - AM Dievar .....	82

Obr. 5-10	Relatívna hustota vzoriek v závislosti od ich pozície na platforme: a) MAR-60; b) AM Dievar .....	83
Obr. 5-11	Schéma rozloženia vzoriek na stavebnej doske a dosiahnuté hodnoty porozít pre AM Dievar .....	84
Obr. 5-12	Príklady vo vzorkách zo stavby plynu atmosféry: a) T09-S3-W03 (VED $180,56 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ); b) 09-S3-W09 (VED $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ ) .....	84
Obr. 5-13	Závislosť podpovrchovej porozity na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena .....	86
Obr. 5-14	Závislosť objemovej porozity na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena .....	86
Obr. 5-15	Závislosť plošnej drsnosti povrchu na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá – poradie objem-stena .....	87
Obr. 5-16	Porovnanie priemernej tvrdosti HRC pre jednotlivé režimy tepelného spracovania .....	89
Obr. 5-17	Porovnanie priemerných vrubových húževnatostí pre jednotlivé režimy tepelného spracovania .....	90
Obr. 5-18	Výsledky ťahovej skúšky pre vzorky bez tepelného spracovania .....	90
Obr. 5-19	Mikroštruktúra vzoriek MAR-60 po rôznych režimoch tepelného spracovania: a) bez tepelného spracovania (as-built); b) rozpúšťacie žíhanie + umelé starnutie 6 h (SA + A 6 h); c) umelé starnutie 6 h (A 6 h); d) rozpúšťacie žíhanie + umelé starnutie 10 h (SA + A 10 h); e) umelé starnutie 10 h (A 10 h).....	91
Obr. 5-20	Príklady lamiel využívaných v elektromotoroch [33] .....	92
Obr. 5-21	Náčrt geometrie demonštračného strižného nástroja.....	93
Obr. 6-1	Predikcia okna procesných parametrov na dosiahnutie relatívnej hustoty minimálne 99,5% od Rankouhi et al. [27].....	95
Obr. 6-2	Grafy hlavných efektov procesných parametrov na relatívnu hustotu: a) pre MAR-60; b) pre AM Dievar; c) pre W360.....	96
Obr. 6-3	Závislosť porozity na objemovej energetickej hustote (VED) v úvodných objemových vzorkách.....	97
Obr. 6-4	Závislosť plošnej drsnosti povrchu na VED pre dve rôzne skenovacie poradia: oranžová - poradie stena-objem; modrá - poradie objem-stena.....	100
Obr. 6-5	Závislosť relatívnej hustoty a drsnosti povrchu ( $S_a$ ) od kombinácií procesných parametrov MAR-60 .....	101

Obr. 6-6 Predikcia okna procesných parametrov na dosiahnutie relatívnej hustoty minimálne 99,5% od Rankouhi et al. [27] so skutočne dosiahnutými porozitami ..... 103

## 12 ZOZNAM TABULIEK

Tab. 2-1	Finálne rešeršné dotazy.....	17
Tab. 2-2	Rozdelenie nástrojových ocelí podľa normy ČSN EN ISO 4957 [2].....	20
Tab. 2-3	Rozdelenie nástrojových ocelí podľa štandardu AISI-SAE [4].....	20
Tab. 2-4	Prehľad päť kombinácií procesných parametrov s najnižšou porozitou [9].....	30
Tab. 2-5	Skúmané procesné parametre a ich zodpovedajúce hodnoty VED [11] .....	32
Tab. 2-6	Hraničné hodnoty a kroky procesných parametrov [12] .....	35
Tab. 2-7	Kombinácie procesných parametrov skúmaných vzoriek [15].....	39
Tab. 2-8	Prehľad vybraných publikovaných kombinácií procesných parametrov a ich výsledná porozita .....	50
Tab. 4-1	Základné parametre zariadenia SLM 280 HL [26] .....	55
Tab. 4-2	Obsah legujúcich prvkov (hm. %).....	58
Tab. 4-3	Označenie fáz výskumu vo formáte značenia vzoriek .....	66
Tab. 4-4	Hraničné hodnoty procesných parametrov určené na základe bezrozmerného č. $\Pi_2$ .....	68
Tab. 4-5	Zloženie leptadla Marble .....	71
Tab. 5-1	Prehľad komerčne dostupných ocelí, ktoré spĺňajú požadované kritériá alebo sa k nim približovali [28], [29], [30], [31], [32].....	73
Tab. 5-2	Pomer vyrobených vzoriek v danom intervale VED a vzoriek, ktoré obsahovali pozorovateľné praskliny .....	79
Tab. 5-3	Kombinácie procesných parametrov získaných z DoE pre MAR-60 a AM Dievar .....	81
Tab. 5-4	Finálna kombinácia procesných parametrov na spracovanie maraging ocele MAR-60.....	88
Tab. 5-5	Mechanické vlastnosti zo skúšky v ťahu pre MAR-60 [31] .....	91

## 13 ZOZNAM PRÍLOH

Príloha A – MATLAB skript pre vizualizáciu okien procesných parametrov

Príloha B – Vykreslené okná procesných parametrov podľa predikčného modelu

Príloha C – Procesné parametre určené za základe predikčného modelu a DoE

Príloha D – Grafy hlavných efektov procesných parametrov z DoE

Príloha E – Procesné parametre finálneho odladenia MAR-60

## PRÍLOHA A - MATLAB SKRIPT PRE VIZUALIZÁCIU OKIEN PROCESNÝCH PARAMETROV

V nižšie uvedenej verzii skriptu sa nachádza výpočet okna procesných parametrov pre nástrojovú oceľ W360. Ostatné skúmané materiály sa líšili len v dosadených premenných ako sú termofyzikálne charakteristiky daných materiálov alebo procesné parametre.

```
clc; clf; clear all;
n = 1001;           % Množstvo vzoriek

%Termofyzikálne materiálové charakteristiky
Cp = 430;          % Specific heat capacity [J/kg*K]
k = 0.0308;       % Thermal conductivity [W/m*K]

%Procesné parametre
d = 0.082;        % Laser beam diameter [mm]
h = 0.12;         % Hatch distance [mm]
t1 = 0.03; t2 = 0.06; t3 = 0.09; % Layer thickness [mm]
v = linspace(0,1000,n); % Skenovacia rýchlosť [mm/s]
P = linspace(0,600,n); % Výkonu laseru [W]

%Hranice okna procesných parametrov
v1 = 200;         %Spodná hranica rýchlosti laser [mm/s]
v2 = 600;         %Vrchná hranica rýchlosti laser [mm/s]
P1 = 200;         %Spodná hranica výkonu laseru [W]
P2 = 500;         %Vrchná hranica výkonu laseru [W]
Pcent = (P1+P2)/2; %Centrálne hodnoty výkonu (Y)
vcent = (v1+v2)/2; %Centrálne hodnoty rýchlosti (X)

%Výpočet bezrozmerného čísla pi2 pre t = 0,03 mm a export grafu
f1 = figure;
Plot_PI2 = dimensionless_numb_PI2_plot(n, Cp, P, P1, P2, d, k, h, t1, v, v1,
v2, Pcent, vcent);
exportgraphics(f1, 'PI2_W360_LT30.png', 'Resolution', 600);

%Výpočet bezrozmerného čísla pi2 pre t = 0,06 mm a export grafu
f2 = figure;
```

```

Plot_PI2 = dimensionless_num_Pi2_plot(n, Cp, P, P1, P2, d, k, h, t2, v, v1,
v2, Pcent, vcent);
exportgraphics(f2, 'PI2_W360_LT60.png', 'Resolution', 600);
%Výpočet bezrozmerného čísla pi2 pre t = 0,09 mm a export grafu
f3 = figure;
Plot_PI2 = dimensionless_num_Pi2_plot(n, Cp, P, P1, P2, d, k, h, t3, v, v1,
v2, Pcent, vcent);
exportgraphics(f3, 'PI2_W360_LT90.png', 'Resolution', 600);

%Funkcia
function Plot_PI2 = dimensionless_num_Pi2_plot(n, Cp, P, P1, P2, d, k, h, t,
v, v1, v2, Pcent, vcent)
    for i = 1:n % Výpočet pi 2 pre všetky kombinácie procesných parametrov
        for j = 1:n
            PI1(i,j) = (Cp*P(1,i)*d)/(k*h*t*v(1,j)^2);
        end
    end

    for i = 1:n % Filtrácia výsledkov na v intervale 231-762
        for j = 1:n
            if PI1(i,j) < 231
                PI1(i,j) = NaN; % Ak je číslo mimo interval pridať mu hodnotu NaN
            elseif PI1(i,j) > 762
                PI1(i,j) = NaN;
            end
        end
    end

    Plot_PI2 = surf(v,P,PI1); % Vykreslenie plochy pi 2

    alpha(Plot_PI2, 0.5); %NASTAVENIA GRAFU
    title(['Dimensionless number pi2 with LT of ', num2str(t), ' mm']);
    xlabel('LS (mm/s)', 'FontWeight', 'bold');
    ylabel('LP (W)', 'FontWeight', 'bold');
    zlabel('PI2 (-)', 'Rotation', 0);
    xlim([0, 1000]); %Rozsahy grafu

```

```

ylim([0, 600]);
grid on;
shading flat;
view(0,90);

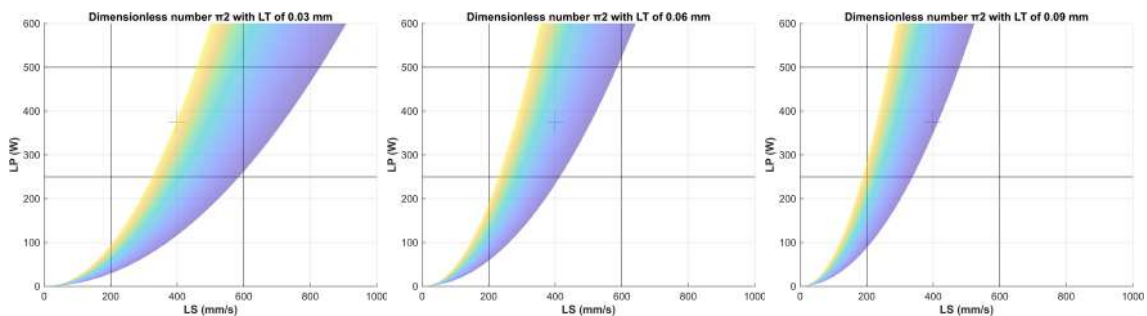
hold on
plot([v1, v1], ylim, 'k-')    %Vykreslenie limitných čiar okna parametrov
plot([v2, v2], ylim, 'k-')
plot(xlim, [P1, P1], 'k-')
plot(xlim, [P2, P2], 'k-')
plot([vcent-25, vcent+25], [Pcent, Pcent], 'k-', 'color', [0.5, 0.5,
0.5]);
plot([vcent, vcent], [Pcent-25, Pcent+25], 'k-', 'color', [0.5, 0.5,
0.5]);
hold off
end

```

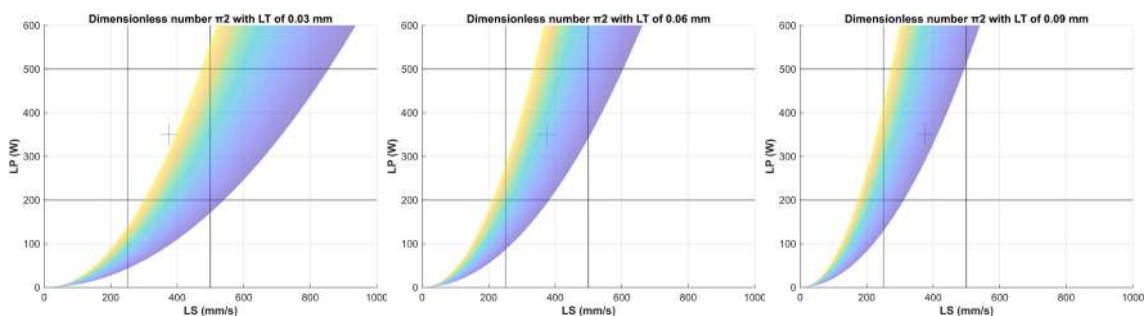
## PRÍLOHA B - VYKRESLENÉ OKNÁ PROCESNÝCH PARAMETROV PODĽA PREDIKČNÉHO MODELU

Pre každý materiál boli pre potreby tejto diplomovej práce vykreslené tri okná procesných parametrov z predikčného modelu porozity od Rankouhi et al. [27], konkrétne pomocou druhého bezrozmerného čísla  $\Pi_2$ . V grafoch sú taktiež vykreslené hraničné priamky procesných parametrov. Každý graf pripadá jednej hrúbke vrstvy, pričom v tejto fáze riešenia boli skúmané vrstvy o hrúbke 0,03  $\mu\text{m}$ , 0,06  $\mu\text{m}$  a 0,09  $\mu\text{m}$ .

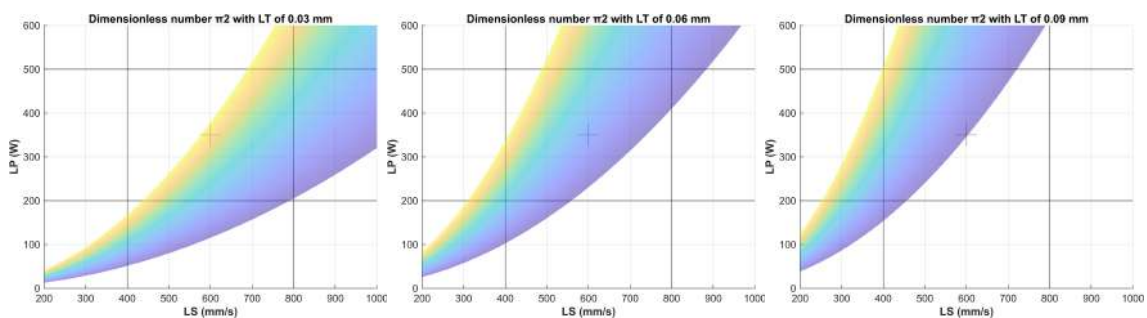
### W360



### AM DIEVAR



### MAR-60



**PRÍLOHA C - PROCESNÉ PARAMETRE URČENÉ ZA ZÁKLADE  
PREDIKČNÉHO MODELU A DOE**

<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)	<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)
<b>T01-S1-M01</b>	200	800	0,09	<b>T02-S1-M11</b>	200	400	0,09
<b>T01-S1-M02</b>	500	800	0,09	<b>T02-S1-M12</b>	200	800	0,03
<b>T01-S1-M03</b>	350	600	0,06	<b>T02-S1-M13</b>	500	600	0,06
<b>T01-S1-M04</b>	350	600	0,06	<b>T02-S1-M14</b>	200	600	0,06
<b>T01-S1-M05</b>	500	400	0,09	<b>T02-S1-M15</b>	350	600	0,06
<b>T01-S1-M06</b>	350	600	0,06	<b>T02-S1-M16</b>	350	600	0,03
<b>T01-S1-M07</b>	500	400	0,03	<b>T02-S1-M17</b>	350	400	0,06
<b>T01-S1-M08</b>	350	600	0,06	<b>T02-S1-M18</b>	350	600	0,09
<b>T01-S1-M09</b>	200	400	0,03	<b>T02-S1-M19</b>	350	600	0,06
<b>T01-S1-M10</b>	500	800	0,03	<b>T02-S1-M20</b>	350	800	0,06

<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)	<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)
<b>T03-S1-D01</b>	350	375	0,09	<b>T04-S1-D11</b>	200	500	0,03
<b>T03-S1-D02</b>	500	375	0,06	<b>T04-S1-D12</b>	500	500	0,09
<b>T03-S1-D03</b>	200	375	0,06	<b>T04-S1-D13</b>	200	250	0,03
<b>T03-S1-D04</b>	350	375	0,03	<b>T04-S1-D14</b>	350	375	0,06
<b>T03-S1-D05</b>	350	250	0,06	<b>T04-S1-D15</b>	500	250	0,03
<b>T03-S1-D06</b>	350	375	0,06	<b>T04-S1-D16</b>	500	250	0,09
<b>T03-S1-D07</b>	350	500	0,06	<b>T04-S1-D17</b>	350	375	0,06
<b>T03-S1-D08</b>	350	375	0,06	<b>T04-S1-D18</b>	200	250	0,09
<b>T03-S1-D09</b>	500	500	0,03	<b>T04-S1-D19</b>	350	375	0,06
<b>T03-S1-D10</b>	350	375	0,06	<b>T04-S1-D20</b>	200	500	0,09

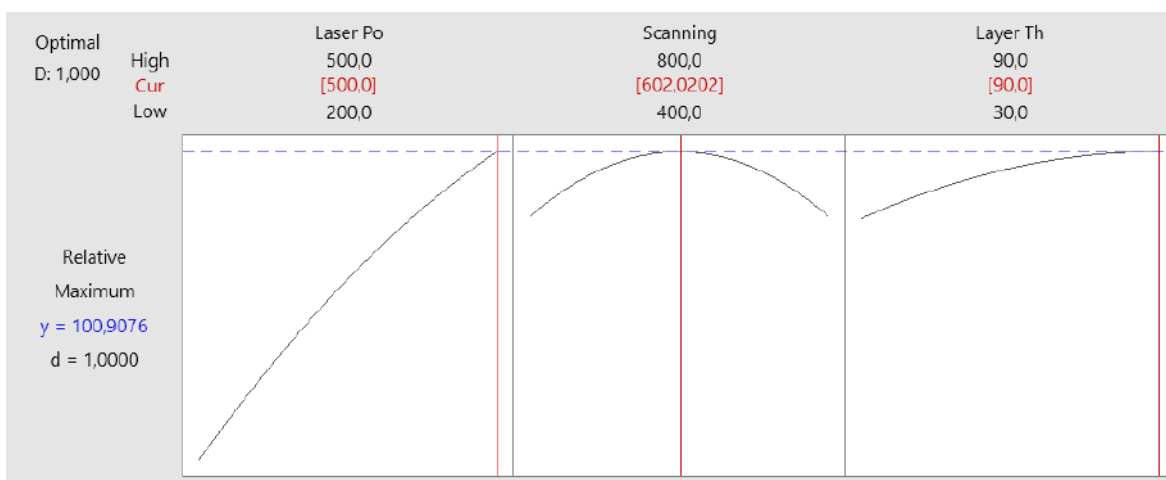
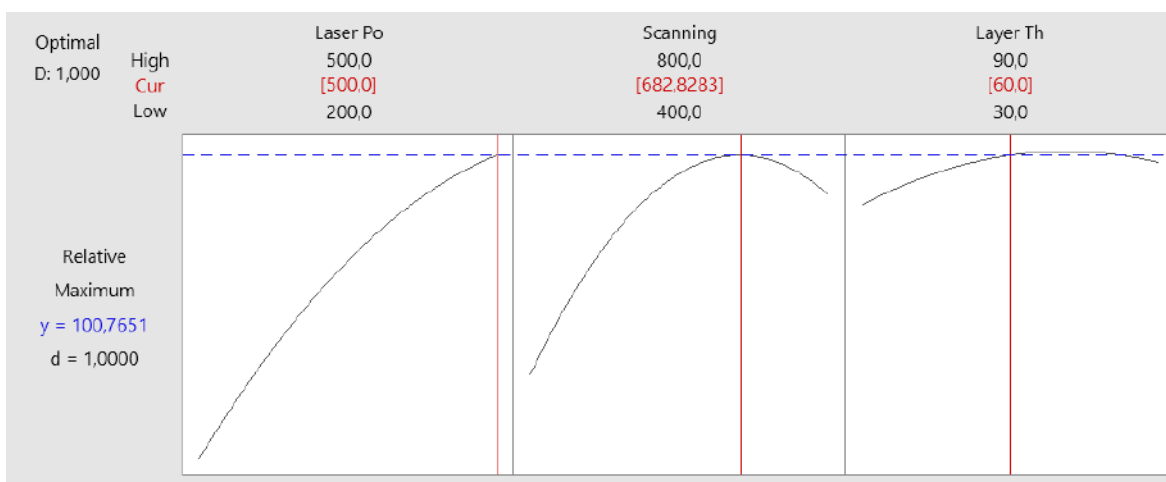
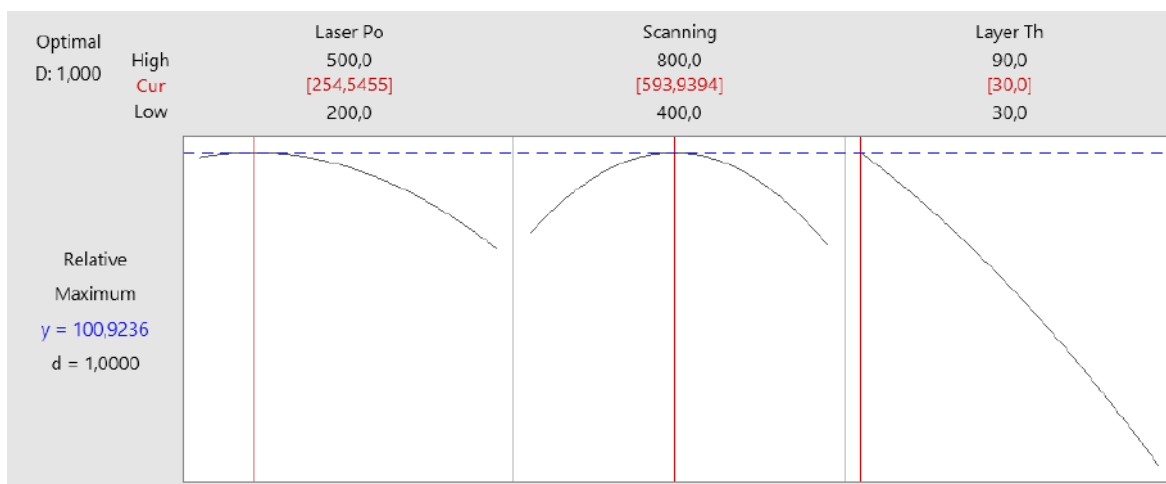
<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)	<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b> (W)	<b>LS</b> (mm·s <sup>-1</sup> )	<b>LT</b> (mm)
<b>T05-S1-W01</b>	375	400	0,06	<b>T06-S1-W11</b>	500	600	0,09
<b>T05-S1-W02</b>	375	400	0,06	<b>T06-S1-W12</b>	500	200	0,09
<b>T05-S1-W03</b>	250	200	0,03	<b>T06-S1-W13</b>	375	400	0,03

<b>T05-S1-W04</b>	500	200	0,03	<b>T06-S1-W14</b>	375	600	0,06
<b>T05-S1-W05</b>	250	200	0,09	<b>T06-S1-W15</b>	500	400	0,06
<b>T05-S1-W06</b>	250	600	0,09	<b>T06-S1-W16</b>	375	400	0,06
<b>T05-S1-W07</b>	375	400	0,06	<b>T06-S1-W17</b>	250	400	0,06
<b>T05-S1-W08</b>	250	600	0,03	<b>T06-S1-W18</b>	375	400	0,06
<b>T05-S1-W09</b>	500	600	0,03	<b>T06-S1-W19</b>	375	400	0,09
<b>T05-S1-W10</b>	375	400	0,06	<b>T06-S1-W20</b>	375	200	0,06

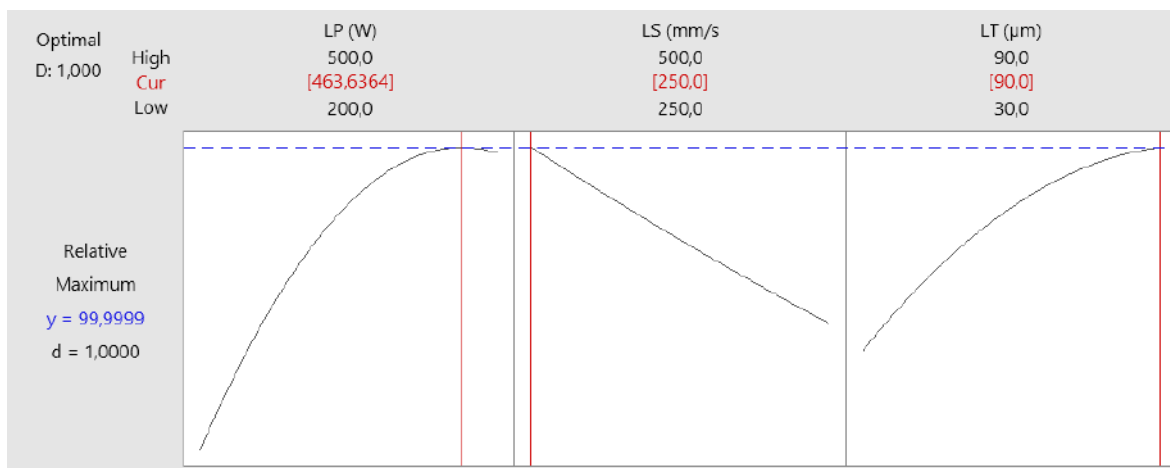
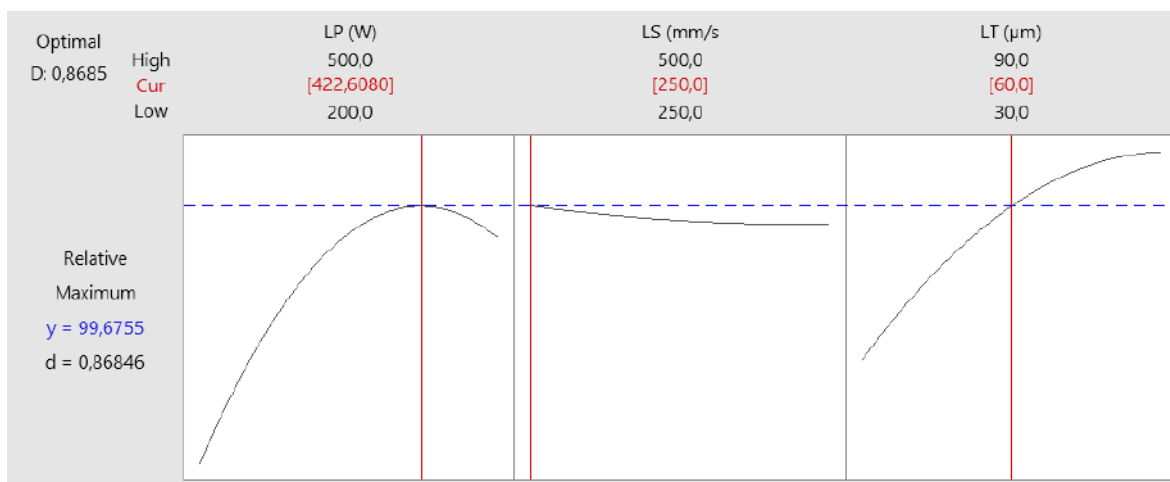
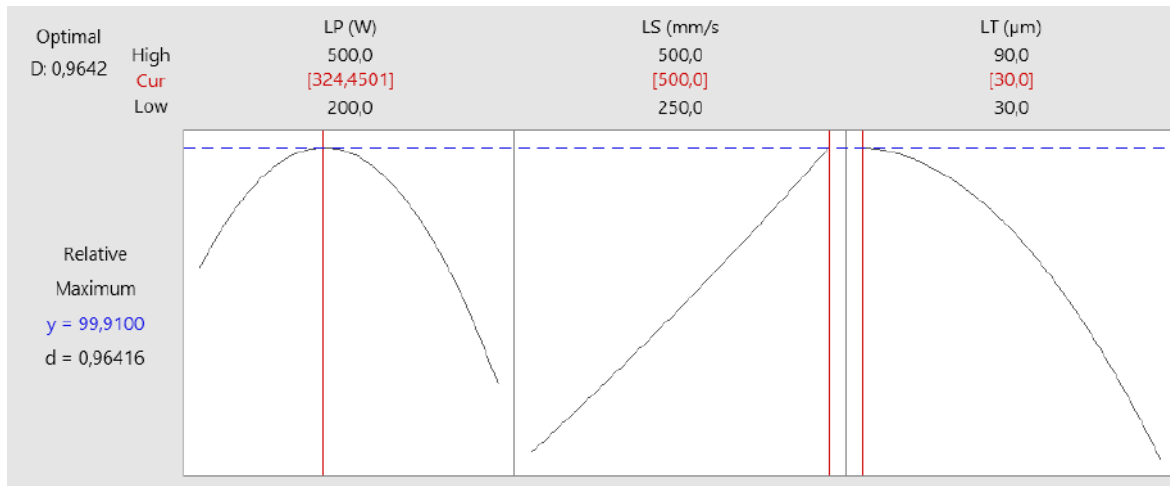
## PRÍLOHA D – GRAFY HLAVNÝCH EFEKTOV PROCESNÝCH PARAMETROV Z DOE

Grafy hlavných efektov slúžia na vizualizáciu vplyvu jednotlivých procesných parametrov na relatívnu hustotu vzoriek.

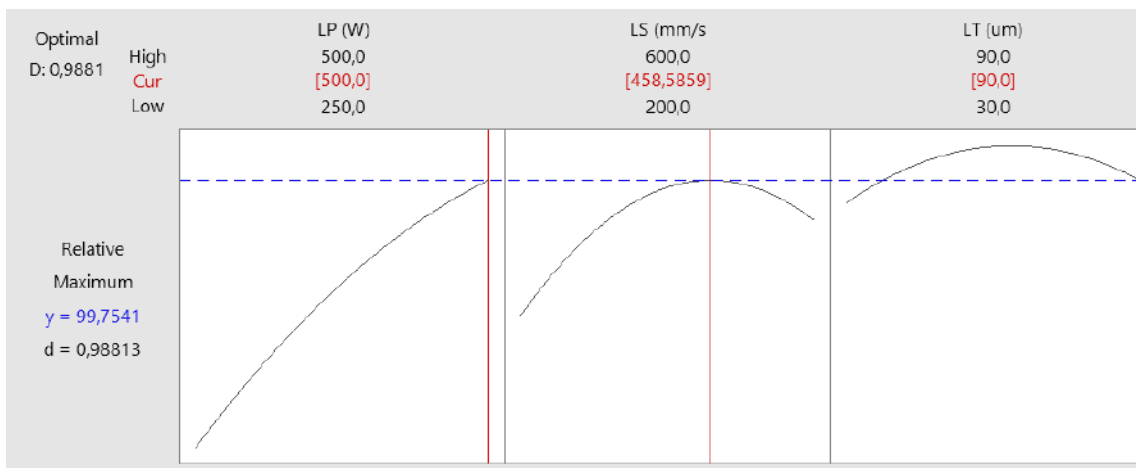
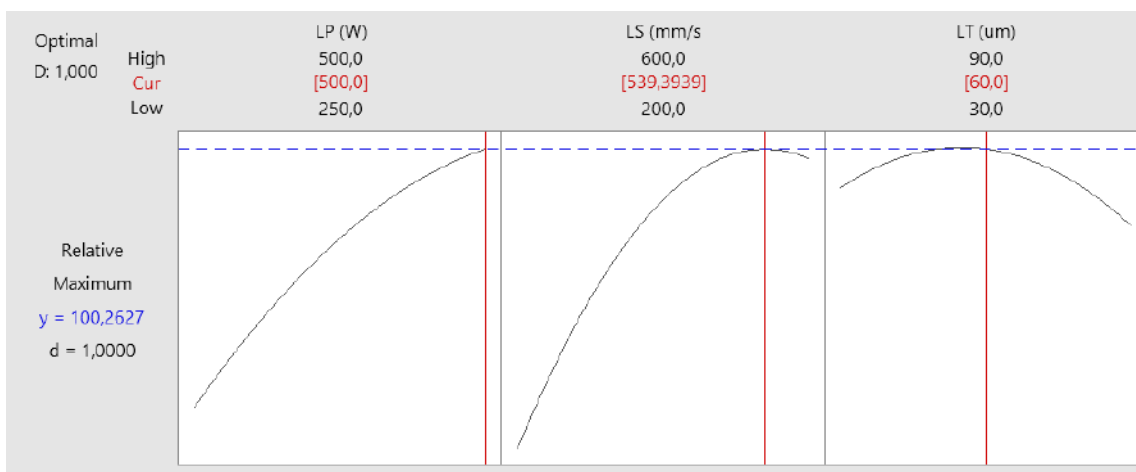
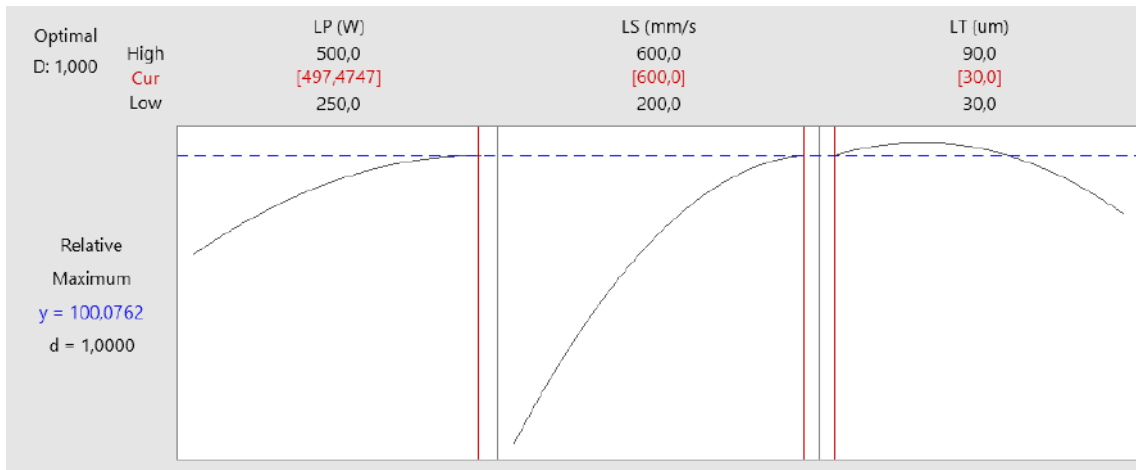
### MAR-60



# AM DIEVAR



# W360



## PRÍLOHA E – PROCESNÉ PARAMETRE FINÁLNEHO ODLADENIA MAR-60

Obe stavby boli realizované s identickými procesnými parametrami, líšili sa však poradím výstavby kontúry (steny) a objemu. V prvej stavbe bola najskôr vytvorená kontúra a následne objem vzorky. V druhej stavbe bol postup opačný.

Označenie vzorky	Stavba 1 - Kontúry				
	LP	LS	HD	LT	VED
	(W)	(mm·s <sup>-1</sup> )	(mm)	(mm)	(J·mm <sup>-3</sup> )
T10-S4-M01	100	300	0,10	0,03	111,11
T10-S4-M02	150	300	0,10	0,03	166,67
T10-S4-M03	200	300	0,10	0,03	222,22
T10-S4-M04	250	300	0,10	0,03	277,78
T10-S4-M05	100	600	0,10	0,03	55,56
T10-S4-M06	150	600	0,10	0,03	83,33
T10-S4-M07	200	600	0,10	0,03	111,11
T10-S4-M08	250	600	0,10	0,03	138,89
T10-S4-M09	100	900	0,10	0,03	37,04
T10-S4-M10	150	900	0,10	0,03	55,56
T10-S4-M11	200	900	0,10	0,03	74,07
T10-S4-M12	250	900	0,10	0,03	92,59

Označenie vzorky	Stavba 1 - Objem				
	LP	LS	HD	LT	VED
	(W)	(mm·s <sup>-1</sup> )	(mm)	(mm)	(J·mm <sup>-3</sup> )
T10-S4-M13	255	500	0,08	0,03	212,50
T10-S4-M14	255	600	0,08	0,03	177,08
T10-S4-M15	255	750	0,08	0,03	141,67
T10-S4-M16	255	850	0,08	0,03	125,00
T10-S4-M17	255	500	0,10	0,03	170,00
T10-S4-M18	255	600	0,10	0,03	141,67
T10-S4-M19	255	750	0,10	0,03	113,33
T10-S4-M20	255	850	0,10	0,03	100,00
T10-S4-M21	255	500	0,12	0,03	141,67
T10-S4-M22	255	600	0,12	0,03	118,06

<b>T10-S4-M23</b>	255	750	0,12	0,03	94,44
<b>T10-S4-M24</b>	255	850	0,12	0,03	83,33

---

**Stavba 2 - Kontúry**

<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b>	<b>LS</b>	<b>HD</b>	<b>LT</b>	<b>VED</b>
	(W)	(mm·s <sup>-1</sup> )	(mm)	(mm)	(J·mm <sup>-3</sup> )
<b>T11-S4-M01</b>	100	300	0,10	0,03	111,11
<b>T11-S4-M02</b>	150	300	0,10	0,03	166,67
<b>T11-S4-M03</b>	200	300	0,10	0,03	222,22
<b>T11-S4-M04</b>	250	300	0,10	0,03	277,78
<b>T11-S4-M05</b>	100	600	0,10	0,03	55,56
<b>T11-S4-M06</b>	150	600	0,10	0,03	83,33
<b>T11-S4-M07</b>	200	600	0,10	0,03	111,11
<b>T11-S4-M08</b>	250	600	0,10	0,03	138,89
<b>T11-S4-M09</b>	100	900	0,10	0,03	37,04
<b>T11-S4-M10</b>	150	900	0,10	0,03	55,56
<b>T11-S4-M11</b>	200	900	0,10	0,03	74,07
<b>T11-S4-M12</b>	250	900	0,10	0,03	92,59

---

**Stavba 2 - Objem**

<b>Označenie vzorky</b>	<b>LP</b>	<b>LS</b>	<b>HD</b>	<b>LT</b>	<b>VED</b>
	(W)	(mm·s <sup>-1</sup> )	(mm)	(mm)	(J·mm <sup>-3</sup> )
<b>T11-S4-M13</b>	255	500	0,08	0,03	212,50
<b>T11-S4-M14</b>	255	600	0,08	0,03	177,08
<b>T11-S4-M15</b>	255	750	0,08	0,03	141,67
<b>T11-S4-M16</b>	255	850	0,08	0,03	125,00
<b>T11-S4-M17</b>	255	500	0,10	0,03	170,00
<b>T11-S4-M18</b>	255	600	0,10	0,03	141,67
<b>T11-S4-M19</b>	255	750	0,10	0,03	113,33
<b>T11-S4-M20</b>	255	850	0,10	0,03	100,00
<b>T11-S4-M21</b>	255	500	0,12	0,03	141,67
<b>T11-S4-M22</b>	255	600	0,12	0,03	118,06
<b>T11-S4-M23</b>	255	750	0,12	0,03	94,44

<b>T11-S4-M24</b>	255	850	0,12	0,03	83,33
-------------------	-----	-----	------	------	-------

---