



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

VÝZKUM A VÝVOJ ADITIVNĚ VYRÁBĚNÝCH MIKRO- PRUTOVÝCH STRUKTUR

RESEARCH AND DEVELOPMENT OF ADDITIVELY MANUFACTURED LATTICE STRUCTURES

POJEDNÁNÍ

DOCTORAL THESIS TOPIC

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ing. Jan Jaroš

ŠKOLITEL

SUPERVISOR

doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.

BRNO 2022

OBSAH

1	ÚVOD	4
2	VYMEZENÍ ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY A PŘEDBĚŽNÉHO CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE	5
3	SHRnutí SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ	8
3.1	Zpracování kovových slitin pomocí technologie SLM	8
3.1.1	Zpracování práškového materiálu technologií SLM	8
3.2	Procesní parametry zpracování hořčíku a jeho slitin	9
3.3	Mikrostruktura hořčíkových slitin	12
3.4	Metalurgické defekty	14
3.4.1	Oxidace hořčíkových slitin	14
3.4.2	Ztráta legujících prvků	15
3.4.3	„Kuličkový“ efekt	16
3.5	Biokompatibilita – korozní chování Mg slitin	17
3.6	Výroba mikro-prutových struktur	18
3.6.1	Porozita	20
3.6.2	Drsnost povrchu	23
3.6.3	Rozměrová přesnost	24
3.7	Mechanické vlastnosti mikro-prutových struktur	25
4	ANALÝZA, INTERPRETACE A ZHODNOCENÍ POZNATKŮ ZÍSKANÝCH NA ZÁKLADĚ KRITICKÉ REŠERŠE	28
4.1	Procesní parametry	28
4.2	Metalurgické defekty	29
4.3	Materiálové vlastnosti	30
4.3.1	Porozita	30
4.3.2	Drsnost povrchu	31
4.3.3	Rozměrová přesnost	31
4.4	Mechanické vlastnosti	31
4.5	Nezmapovaná oblast výzkumu	32
5	VYMEZENÍ CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE A NÁVRH ZPŮSOBU JEJÍHO ŘEŠENÍ	33
5.1	Podstata disertační práce	33

5.2	Zaměření disertační práce	33
5.3	Cíl práce	33
5.4	Přínos práce	34
5.5	Vědecké otázky a pracovní hypotézy	34
5.6	Způsob řešení a použité vědecké metody zkoumání	36
5.6.1	Etapa 1: Použití contour strategie pro výrobu mikro-prutových struktur	37
5.6.2	Etapa 2: Použití contour strategie pro výrobu prutů z hořčíkové slitiny WE43	40
5.6.3	Etapa 3: Zatěžování mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43	42
5.7	Plán publikací	44
6	SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÍ DISERTAČNÍ PRÁCE	46
6.1	Vývoj contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur z materiálu AlSi10Mg	46
6.2	Vývoj procesních parametrů contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43	48
7	ZÁVĚR	51
8	SEZNAM PŘÍLOH	52
9	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	53
10	SEZNAM OBRÁZKŮ	60

1 ÚVOD

Význam aditivní technologie spočívá zejména v možnosti vyrábět komplexní díly, které jsou velmi těžko vyrobitelné konvenčními metodami. Aditivně vyrobené díly dokáží efektivně redukovat hmotnost a upravovat jejich tepelnou vodivost, čehož se využívá především v letectví, nebo automobilovém průmyslu. Další využití nachází v medicíně, kde uplatnění nachází zejména ve výrobě dílů na míru jako jsou různé implantáty (Obr. 1-1). Aditivní technologie tak přináší nové možnosti výroby dílů a stává se silným nástrojem k individualizaci výroby.



Obr. 1-1 Náhrada ramenního kloubu vyrobená aditivní technologií [1]

Jednou z aditivních technologií umožňující výrobu komplexních kovových dílů je technologie selektivního tavení prášku laserem (SLM). Ta využívá vysoce-výkonný laser pro tavení kovového prášku vrstvu po vrstvě do tvaru výsledné součásti. Mezi komplexní díly patří mikro-prutové struktury, které jsou tvořeny malým objemem materiálu, který nedokáže efektivně odvést energii laseru jako v případě objemového materiálu. To způsobuje vznik imperfekcí v materiálu jako jsou zvýšená porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost.

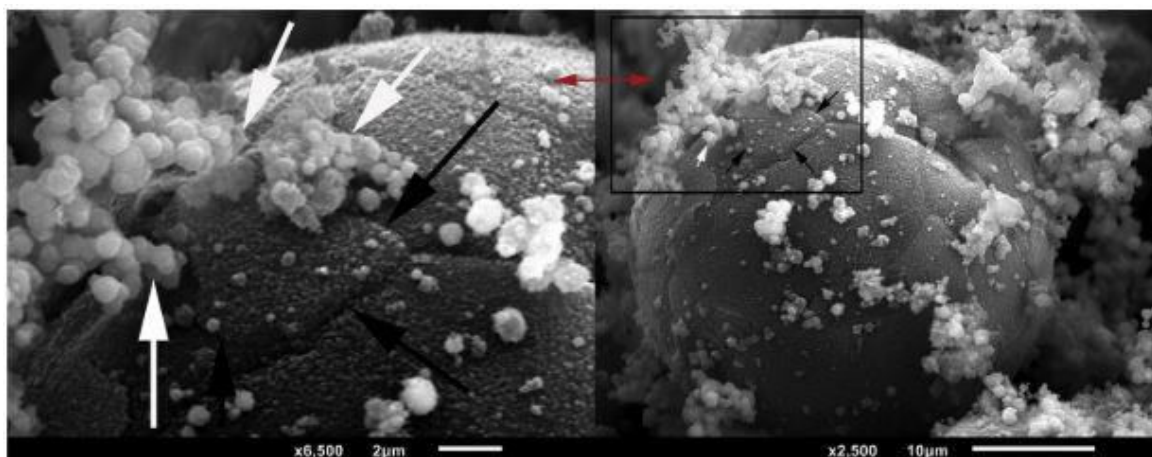
Imperfekce je možné redukovat vhodným nastavením procesních parametrů jako jsou skenovací strategie, výkon laseru, skenovací rychlost a vzdálenost drah laseru. Nastavení těchto parametrů je závislé na použitém materiálu. Technologie SLM umožňuje zpracovávat široké spektrum materiálů od hliníku po titan. V poslední době se také začíná zkoumat využití hořčíkových slitin pro tisk strukturovaných implantátů, které umožní prorůstání lidské tkáně (Obr. 1-1).

Toto téma je však nové a není dostatečně prozkoumáno, takže pro další využití hořčíkových slitin bude nutné nastavit procesní parametry, které povedou k výrobě mikro-prutových struktur s nízkou porozitou, drsností povrchu a rozměrovou nepřesností. Proto se disertační práce zabývá tímto tématem.

2 VYMEZENÍ ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY A PŘEDBĚŽNÉHO CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE

Hořčík (Mg) a jeho slitiny mají nízkou hustotu, vysokou měrnou pevnost a tuhost, dokáží výrazně tlumit vibrace a sloužit jako elektromagnetické stínění. Jejich další výhodou je biokompabilita. Proto mají široké uplatnění především v oblastech dopravy, spotřební elektroniky, letectví, vojenství a medicíny. Krystalická struktura hořčíku (uzavřená hexagonální struktura) vykazuje menší vznik kluzných systémů a špatnou plastickou deformaci při teplotě okolí. Proto se nejvíce využívá odlévání hořčíkových slitin. Avšak oblasti pevné a kapalné fáze slitin Mg-Al a Mg-Zn jsou široké, takže jsou náchylné k vysrážení segregovaných prvků v matici Mg, což má za následek špatnou jednotnost mikrostruktury. Připravený obrobek je třeba optimalizovat následným zpracováním za tepla (extrudování, kování, válcování) nebo tepelným zpracováním. Další nevýhodou konvenčního výrobního procesu jsou jeho vysoké náklady a dlouhý cyklus, který je potřeba realizovat při tváření složitých dílů. To omezuje vývoj a využití vylepšených hořčíkových slitin [2–6]. Proto se začaly používat pokročilejší metody, které umožňují výrobu komplexních struktur [7–9].

Jednou z takových metod je selektivní tavení laserem (SLM), které využívá vysoce výkonný laser k tavení kovového prášku vrstvu po vrstvě podle předem připravených trajektorií [10–12]. U technologie SLM se méně tvoří vady jako jsou segregace prvků, pórovitost a usazování nečistot, protože každá vrstva částečně roztaví i tu předešlou, a proto dochází k homogenizaci defektů. Kromě toho u technologie SLM tavenina velmi rychle tuhne, což přispívá k vývoji jemných zrn a také k dosažení extrémně vysokého stupně přesycení. To vede k výrobě součástí s vysokými mechanickými vlastnostmi. T těchto důvodu je zpracování hořčíkových slitin velmi zajímavé, avšak díky povaze materiálu (rychlá oxidace, vypaření hořčíku) se tomu věnuje jen málo pracovišť ve srovnání s jinými materiály.



Obr. 2-1 Narušení oxidové vrstvy (černá šipka) na hranici zrn částice Mg a tvorba shluků oxidů (bílé šipky) [13]

V současné době jsou se zpracováním hořčkových slitin spojeny zejména tyto problémy:

1. Rychle se tvořící vrstvy oxidu, kvůli afinitě hořčíku ke kyslíku během procesu SLM (Obr. 2-1). Vrstva oxidu může snížit rychlost roztavení zrn prášku a vést ke vzniku metalurgických defektů.
2. Hořčík je specifický svým úzkým teplotním rozsahem (450°C) mezi bodem varu (650°C) a bodem vypařování (1107°C), takže se hořčík snadněji odpařuje než jiné slitinové prvky (Al, Ni, Ti) při tavení laserem [14]. Proto ve vyrobených dílech dochází ke zvýšení drsnosti povrchu a vznikají vady jako jsou póry a trhliny.

Lze ale najít potenciální řešení, které vychází z jiných výrobních procesů:

1. V případě problémů s oxidací, je možné snížit povrchovou aktivitu hořčíku vytvořením slitin, které sníží oxidační účinky. Kromě toho se ukázalo, že snížení oxidace je také možné upravením procesních parametrů v procesu SLM.
2. U problému s odpařováním může legování účinně upravit teplotu varu a teplotu tání, což sníží vypařování hořčíku v procesu SLM.

Výhody vedoucí ze zpracování hořčkových slitin technologií SLM přispívají ke zkoumání jeho možného použití pro medicínské aplikace, jako jsou implantáty. Hořčík je základní stavební prvek, který je možné najít v lidských kostech [15–17]. Jeho přítomnost v kostech vede k stimulaci růstu nové kostní tkáně [18,19]. Kombinace těchto faktorů s modulem pružnosti blízkým kostní tkáni (kost 3-20 GPa, Mg 41-45 GPa, titanové slitiny 110-117 GPa, korozivzdorné oceli 189-205 GPa) mohou vést k zamezení nutnosti reoperace, nebo jejímu oddálení [15]. Testy na zvířecích tkáních prokázaly, že hořčkový implantát vyživuje tkáň po dobu 12-18 týdnů a pomáhá udržovat její mechanickou integritu před tím, než je nahrazen novou kostní tkání [20]. V disertační práci použitá slitina WE43 navíc vyniká svou korozní odolností [21], proto je vhodným kandidátem pro biomedicínské aplikace.

Další výhodou zpracování hořčkových slitin technologií SLM je možnost vyrábět porézní struktury, které jsou velmi obtížně vyrobitelné jinými technologiemi [22]. Různé tvary struktur umožňují dosáhnout ještě bližších mechanických vlastností kostní tkáně než samotná hořčková slitina. Navíc porézní struktura implantátů přispívá k regeneraci kostní tkáně a k jejímu prorůstání implantátem [23]. Použití porézních struktur v kombinaci s biokompatibilní slitinou WE43 má dobrý předpoklad pro výrobu kostních implantátů.

Výroba porézních struktur, mezi které patří mikro-prutová struktura, má svá specifika oproti výrobě objemových dílů. To spočívá zejména ve schopnosti odvádět tepelnou energii dodanou laserem a potřebnou k tavení zrn prášku. U SLM vyráběných dílů je tepelná energie vedena především plným materiálem [24], což u tenkých struktur způsobuje přehřívání materiálu, a tím vznik imperfekcí jako jsou vysoká porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost. Vliv těchto imperfekcí je možné snížit nastavením vhodných procesních parametrů jako jsou: výkon laseru, skenovací rychlost, vzdálenost drah laseru a skenovací strategie [25].

Zatím však není zvládnutá výroba mikro-prutových struktur z jednodušeji zpracovatelných materiálů jako je hliníková slitina AlSi10Mg. Proto je prvním plánovaným krokem disertační práce věnovat se této problematice právě na jednodušeji zpracovatelné slitině AlSi10Mg, která je v literatuře dobře popsána. Po nalezení způsobu výroby mikro-prutových struktur s nízkou úrovní imperfekcí bude přistoupeno k výrobě mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43, která je díky svým vlastnostem obtížně zpracovatelná.

3 SHRNU TÍ SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

3.1 Zpracování kovových slitin pomocí technologie SLM

Technologie SLM vyžaduje vhodné nastavení procesních parametrů tak, aby byly zredukovány projevy procesu tavení kovového prášku laserem. Mezi tyto projevy se řadí oxidace materiálu, vznik „kuličkového“ efektu, teplotní fluktuace, ztráta legujících prvků a tvorba strusky v tavenině. To vede především ke špatnému spojení mezi vrstvami, nízké hustotě, nestabilitě drah laseru, tvorbě trhlin a delaminaci vrstev [12,26,27]. Pro porozumění faktorům, které ovlivňují proces tvorby součásti, mechanismu tuhnutí taveniny, konzistenci a kvalitu vyráběných dílů, bylo identifikováno několik parametrů výroby SLM a výsledného materiálu (Obr. 3-1). Pro redukci projevů spojených s procesem SLM se především využívá kombinace vhodného nastavení procesních parametrů, předehřevu prášku, výběru vhodné skenovací strategie a procesní komory s atmosférou ochranného plynu [28,29].

Parameters	Material properties
<i>Controlled</i>	Viscosity
Laser scanners	Surface tension
Laser power	Particle size distribution
Mechanical layering of powder	Particle shape
Atmospheric control	Absorptivity/reflectivity
Air flow	Thermal conductivity
Heaters (bed temperature)	Specific heat
<i>Machine-specific</i>	Emissivity
Laser type	Melting temperature
Scan radius	
<i>Geometry-specific</i>	
Scan vector length	

Obr. 3-1 Přehled parametrů ovlivňujících proces SLM a materiálové vlastnosti [30]

3.1.1 Zpracování práškového materiálu technologií SLM

Vzhledem k faktorům výroby SLM se další výzkum zaměřuje na vliv procesních parametrů souvisejících s laserem, skenováním, práškem a během procesu na mikrostrukturu a výsledné vlastnosti dílů vyrobených z prášků hořčíkových slitin. Obecně se uznává, že různé procesní parametry SLM procesu vedou do určité míry k různé relativní hustotě, mikrostrukturaře a komplexnímu výkonu vyráběných dílů. Pro popis vlivu procesních parametrů na proces SLM se využívá energie laseru, která v sobě spojuje více procesních parametrů [31–34]. Pro její výpočet se používají tři vzorce, kde prvním je vzorec pro lineární energii (1), druhým je vzorec pro plošnou energii (2) a třetím je vzorec pro objemovou energii (3):

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

, kde E_{lin} je lineární energie ($J \cdot mm^{-1}$), LP je výkon laseru (W), LS je skenovací rychlost ($mm \cdot s^{-1}$)

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

, kde $E_{plš}$ je plošná energie ($J \cdot mm^{-2}$), LP je výkon laseru (W), LS je skenovací rychlost ($mm \cdot s^{-1}$), HD je vzdálenost drah laseru (mm)

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

, kde E_{obj} je objemová energie ($J \cdot mm^{-3}$), LP je výkon laseru (W), LS je skenovací rychlost ($mm \cdot s^{-1}$), HD je vzdálenost drah laseru (mm), LT je tloušťka vrstvy prášku (mm)

Lineární energie se používá především při hodnocení jednotlivých návarů, protože bere v úvahu pouze výkon laseru a skenovací rychlost. Plošná energie navíc bere v potaz vzdálenost sousedních drah laseru, proto se používá u plošných těles vytvořených v jedné vrstvě. Objemová energie se používá u objemových těles, protože zahrnuje i tloušťku vrstvy.

Nižší energie laseru může mít za následek částečné roztavení zrn prášku, takže velikost taveniny není dostatečná pro spojení dráhy laseru s předchozí drahou a vedlejší vrstvou. To může vést k nesoudržnosti součásti a vzniku vysoké porozity. Naopak vysoká energie laseru může způsobit větší nahromadění taveniny na určitých místech, nebo „kuličkový“ efekt a vypaření materiálu [35,36].

3.2 Procesní parametry zpracování hořčíku a jeho slitin

Ng et al. [10] úspěšně dosáhli roztavení jednotlivých drah hořčíku pomocí malého systému SLM v atmosféře argonu. To ukázalo potenciál technologie SLM pro zpracování hořčíkových slitin. V dalších publikacích se autoři zabývali interakcí mezi laserovým zdrojem a Mg práškem. Zjišťoval se vliv výkonu laseru, skenovací rychlosti a kontinuálního a pulzního režimu laseru. Výsledky z jedné dráhy laseru byly použity k vytvoření okna vhodných procesních parametrů pro výrobu [37,38]. Další výzkumy jiných autorů [39–44] se také soustředili na vývoj okna procesních parametrů se zaměřením na zpracování hořčíkového prášku a jeho slitin (Mg-9% Al, AZ91D, ZK60 a WE43) pro výrobu jednovrstvých, nebo vícevrstvých trojrozměrných dílů. Příklad vytvořeného okna procesních parametrů je na Obr. 3-2.

	10W	15W	20W	30W	60W	90W	110W
0.01 m/s	A	VII. Coarse		II. Much smoke appear and a little of metal remnant			I. Much powder was evaporated
0.02 m/s	VI. Brittle	B					
0.04 m/s		D	C				
0.08 m/s	V. Loose						
0.16 m/s	IV. Not mechanical strength						
0.3 m/s							
0.5 m/s	III. A little of metal remnant						
1 m/s							

Obr. 3-2 Okno procesních parametrů pro zpracování hořčíkové slitiny (Mg-Al) [41]

Poloha různých oblastí v okně procesních parametrů a mikrostruktura materiálu závisí spíše na energii laseru než jednotlivě na výkonu laseru a skenovací rychlosti. Na základě kvality vyrobených vzorků je možné definovat čtyři hlavní oblasti v uvažovaném rozsahu výkonu laseru a skenovací rychlosti pro různé hořčíkové prášky a jejich slitiny:

1. Zóna s vysokou vstupní energií: V této oblasti je energie laseru vysoká při všech kombinacích výkonu laseru a skenovací rychlosti. Výsledkem je odpařování prášku v důsledku nízkého bodu vypařování hořčíku (1107 °C). Odpařený prášek rychle expanduje a vyvolá silný zpětný ráz v tavenině a tím odfoukne jak taveninu, tak prášek pryč. Proto se nemůže tvořit návar. Odpařování hořčíkových prášků má navíc za následek kondenzaci těkavých látek na okénku laseru, což snižuje energii dodávanou laserem [26]. Zvýšená teplota v tavenině ovlivňuje dynamickou viskozitu přehřáté hořčíkové taveniny, což způsobuje nestabilitu taveniny. Hořčíková tavenina má mnohem nižší dynamickou viskozitu (1,5 Pa·s) než železná tavenina (6,93 Pa·s) a slitiny titanu (2,2 Pa·s), které jsou procesem SLM dobře zpracovatelné. Vysoká teplota taveniny a vysoká vstupní energie do taveniny vyvolává vysoké tepelné namáhání, které vede ke snížení viskozity, což může vést také k deformacím vyráběných součástí [31].

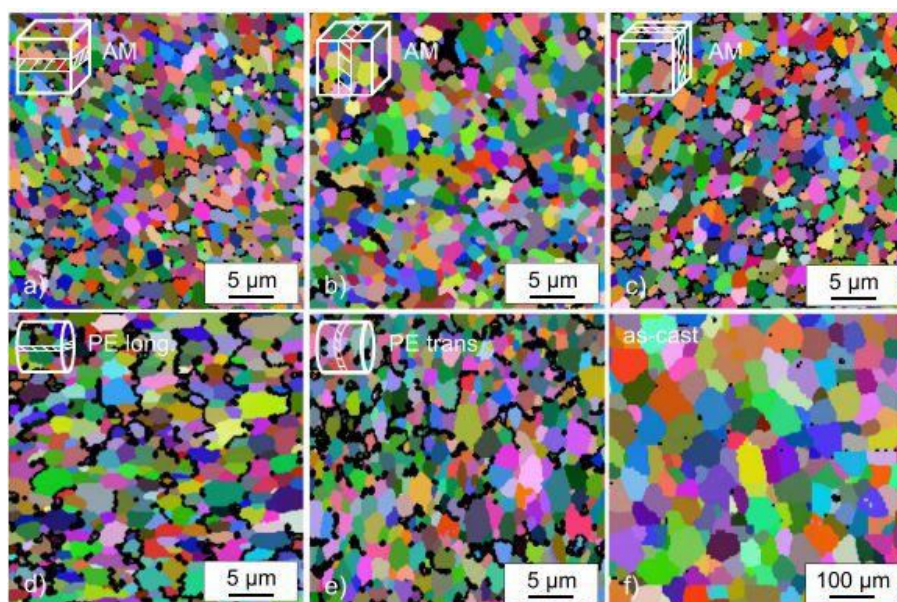
2. Zóna s nízkou vstupní energií: V této oblasti je energie laseru velmi nízká, což je dáno malým výkonem laseru a nízkou skenovací rychlostí. Tato kombinace nemusí vždy zaručit dostatečnou teplotu pro tavení hořčíku (650 °C), což má za následek pouze částečné natavení zrn prášku. Energie je tedy nedostatečná pro formování taveniny a vede ke špatnému spojení mezi jednotlivými zrny prášku. V případě, že dojde ke spojení zrn prášku, vznikají křehké součásti bez mechanické pevnosti s natavenými zrny prášku přilepenými na povrchu. Součásti vyrobené v této oblasti tak mají mnoho imperfekcí, jako je delaminace (odlupování vrstev), často zde vzniká křehký lom a mají vysokou pórovitost [45]. Kromě částečného natavení prášku může také vzniknout tepelně ovlivněná oblast i těmito procesními parametry. Ta se vyvíjí v důsledku částečného roztavení zrn prášku v důsledku radiálního vedení tepla ze středu taveniny do okolního prášku [46]. Pokud je skenovací rychlost příliš vysoká, je větší množství prášku v důsledku nízké hustoty a chemické aktivity hořčíku vyfouknuto a poté oxidováno za vzniku MgO v černém oblaku kontaminujícím ochranný plyn ve stavební komoře [40].
3. Zóna s vhodnými procesními parametry: V této oblasti se dá dosáhnout dobrého tavení hořčíkového prášku v relativně stabilní tavenině. To poskytuje dobré spojení mezi drahami a vede k tvorbě dílů s dobrou vnitřní hustotou a s nízkou úrovní porozity. Takové součásti (s hustotou 75 % - 99,5 %) bez zjevných makro-defektů lze vytvořit pouze při použití procesních parametrů nacházejících se v této oblasti. Předpokládá se, že tento rozsah energie zvyšuje teplotu prášku, zatímco snižuje viskozitu taveniny. Ta tak může být správně rozprostřena, což zlepšuje efektivitu procesu, jak objasnili Attar et al. při zpracování Ti [47] a Ti-TiB₂ [48] slitin.
4. Zóna vzniku „kuličkového“ efektu: Tato oblast je charakteristická vznikem „kuličkového“ efektu u drah laseru kvůli nedostatečné vstupní energii laseru. Ta je dána kombinací nízkého výkonu laseru, vysoké skenovací rychlosti a velké tloušťky vrstvy [49]. „Kuličkový“ efekt je způsobený nedostatečnou smáčivostí taveniny s předchozí vrstvou, což ovlivňuje soudržnost vytvořených stop, a tím brání tvorbě dalších vrstev [50,51]. „Kuličkový“ efekt je složitý metalurgický proces způsobený nestabilitou taveniny a Marangoniho efektem [27]. Ke „kuličkovému“ efektu dochází při nízké skenovací rychlosti v důsledku snížení povrchové energie taveniny. Výskyt kuliček způsobuje zhoršený povrch v důsledku kombinace tepelného napětí a slabého mezivrstvého spojení.

3.3 Mikrostruktura hořčkových slitin

Ve srovnání s díly vyráběnými tradičními metodami mají SLM vyráběné díly obecně jednotnou a jemnou mikrostrukturu. Kombinace spékání zrn prášku a rychlého tuhnutí taveniny je velmi prospěšná pro tvorbu rovnoměrných zrn v mikrostruktuře. To je také důvod, proč mají součásti vyrobené metodou SLM vynikající mechanické vlastnosti. Avšak zrna α -Mg významně hrubnou v důsledku rekrystalizace způsobené opětovným roztavením vrstev a následným pomalým chladnutím. Ng et al. [38] uvedli, že průměrná velikost zrn α -Mg roste z hodnoty 2,30 μm na hodnotu 4,87 μm při zvyšující se energii laseru z hodnoty $1,27 \cdot 10^9 \text{ J} \cdot \text{mm}^2$ na hodnotu $7,84 \cdot 10^9 \text{ J} \cdot \text{mm}^2$. Vysoké energie laseru udržuje taveninu Mg na vysoké teplotě delší dobu, čímž se zvedá i teplota v okolí taveniny, až dojde k situaci, kdy nedokáže dostatečně rychle odvádět tepelnou energii. To má za následek růst zrn během procesu pomalého chladnutí. Zhou et al. [52] a Yang et al. [53] použili slitiny Mg-x Sn a Mg-x Mn a zjistili, že legování slitin může zlepšit tvar a velikost zrn a tím vylepšit výkon hořčkových slitin. Průměrná velikost zrn α -Mg byla větší v oblasti překrytí drah laseru než ve středu drah z důvodu přetavení. Mikrostruktury slitin Mg jsou určovány třemi klíčovými parametry: teplotním gradientem G , rychlostí tuhnutí R a podchlazením ΔT [54]. Důležitými faktory ovlivňujícími sekundární rozestup dendritů u rovnoramenných a sloupcových zrn jsou rychlost ochlazování a doba tuhnutí během procesu SLM, které lze shrnout do rovnice (4):

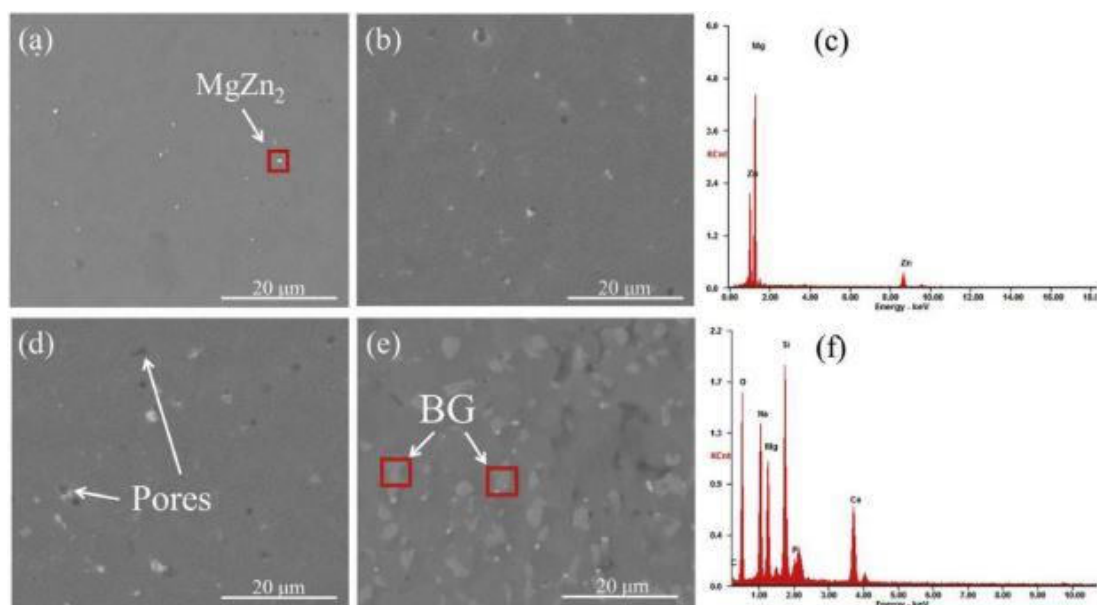
$$d = a \cdot t_f^n = b \cdot (\varepsilon_c)^{-n} \quad (4)$$

, kde t_f je místní doba tuhnutí, ε_c je rychlost ochlazování, a , b , n jsou materiálové konstanty. Vyšší rychlost ochlazování ($G \cdot R$) může vést k jemnějším zrnům. Proto parametry G/R a $G \cdot R$ řídí typ a velikost mikrostruktury [55]. Ve srovnání s tradičními metodami zpracování slitin jsou slitiny Mg zpracované technologií SLM ovlivněny rekrystalizací, na druhou stranu je možné lépe řídit jejich mikrostrukturu. Porovnání mikrostruktur získaných různými technologiemi výroby provedli autoři Zumdick et al. [56]. Zpracované slitiny Mg pomocí SLM vykazují jednotnou a jemnou mikrostrukturu (Obr. 3-3 a-c). Mikrostruktura extrudovaných slitin Mg vykazuje silnou anizotropii (Obr. 3-3 d, e). U odlévané slitiny Mg je vidět hrubozrnná struktura (Obr. 3-3 f).



Obr. 3-3 Difrakce zpětného rozptylu elektronů a) – c) aditivně zpracovaný materiál, d) – e) zpracovaný pomocí práškové extruze, f) zpracovaný pomocí odlévání materiálu [56]

Podle zkoumání vysrážené fáze v SLM zpracovaných Mg slitinách je matice Mg složena převážně ze zrn α -Mg, MgO a Mg-X (X je určeno složením slitiny). Jak je znázorněno na Obr. 3-4, byl použit prášek, který vznikl smícháním ZK30 a 5-15 % aktivního amorfního bioaktivního skla BG (Na_2O 24,5 %; CaO 24,5 %; P_2O_5 6,0 %; SiO_2 45 %). Ukázalo se, že MgZn_2 byl vysrážen v matici α -Mg, když nebyl přidán žádný amorfní podíl. Se zvýšením aktivního amorfního obsahu se v matici Mg objevily významné póry (černé plochy) a na povrchu kompozitu došlo k „aglomeraci“ BG [57].



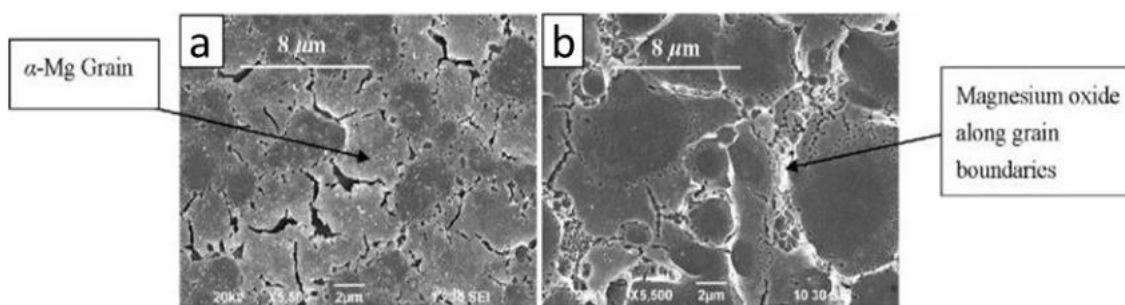
Obr. 3-4 Morfologie povrchu (a) ZK30, (b) ZK30/5BG, (d) ZK30/10BG, (e) ZK30/15BG a EDS analýza červených čtverců na povrchu (c) ZK30 a (f) ZK30/15BG [57]

3.4 Metalurgické defekty

3.4.1 Oxidace hořčkových slitin

Hořčík může oxidovat i za extrémně nízkých parciálních tlaků kyslíku a při pokojové teplotě [58,59]. Například při teplotě 31 °C může vznikat MgO v rozmezí 10⁻⁴ Pa [59]. U slitin hořčíku zpracovaných technologií SLM lze navíc pozorovat fenomén lokální oxidace způsobený zbytkovým vzduchem, který se uvolňuje při tavení prášku [60,61]. Salehi et al. [13] zkoumali interakci mezi Mg práškem a kyslíkem v atmosféře argonu. Zjistili, že film MgO může růst na povrchu zrn prášku. Rychlost růstu oxidového filmu byla řízena difúzí oxidu v pevné fázi [62]. Obecně je možné oxidaci slitin Mg popsat dvěma různými mechanismy, a to zahušťováním a sublimací (vypařováním). Oxidové filmy jsou považovány za zničující zhutňovací mechanismus a vyvolávají „kuličkový“ efekt, což narušuje mezičásticové smáčení mezi roztavenými vrstvami. Oxidové inkluze často vedou k inicializaci trhlin a ke snížení mechanických vlastností dílů [63,64].

Tvorba oxidových inkluzí se připisuje hlavně absorpci kyslíku taveninou a oxidovým filmům přítomným na povrchu výchozího prášku. Ng et al. [38] prokázali, že ve slitině Mg bylo přítomné velké množství oxidů kvůli absorpci kyslíku taveninou v procesu SLM. Na Obr. 3-5 je vidět, že se tyto oxidy nesráží mezi vrstvami prášku, ale ve velkém množství se objevují v jedné vrstvě. Kvůli proudění vzduchu v atmosféře se vzduch snáze rozpouští v tavenině, reaguje s taveninou a poté vytváří imperfekce. Také Gangireddy et al. [65] zjistili, že ve slitině WE-43 se objevili segregace Y-Zr-O. Tyto křehké fáze se vytvářely podél hranice zrn a snížily pevnost a tažnost slitiny. Ačkoli nejde oxidaci během přípravy a zpracování zabránit, lze ji minimalizovat navržením přiměřených výrobních postupů. Avšak vzhledem ke složitosti procesu SLM dosud nebyly objasněny potenciální účinky filmu oxidu v prášků na zhuštění, mechanické vlastnosti a korozní chování Mg slitin.

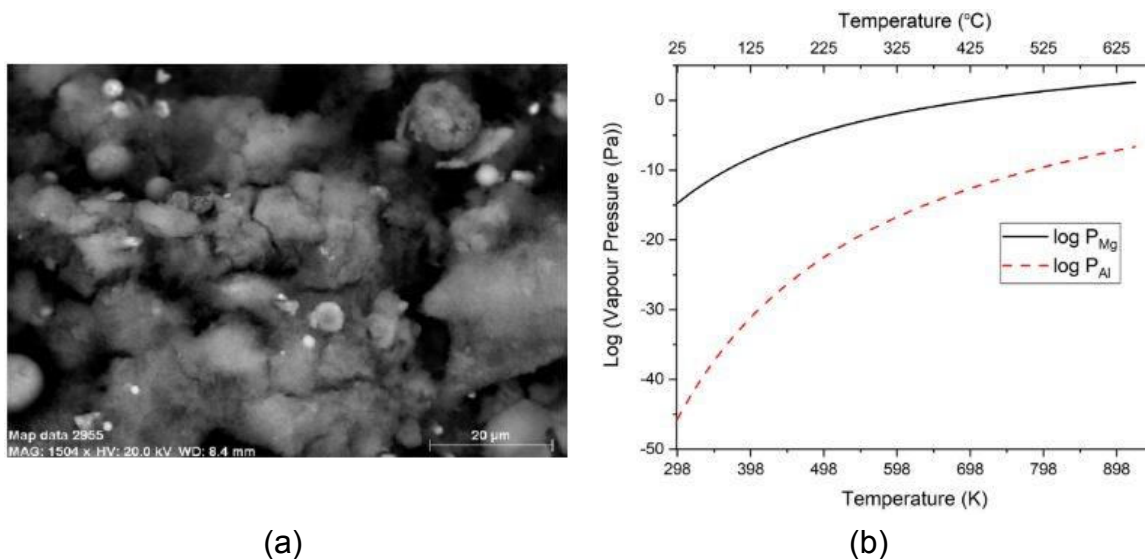


Obr. 3-5 Obrázek ze skenovací elektronové mikroskopie (SEM) hořčkové slitiny zpracované technologií SLM [38]

3.4.2 Ztráta legujících prvků

Kontinuální tavení prášku vysoko-energetickým laserem vede ke ztrátě (hoření nebo odpařování) prvků Mg slitin během procesu SLM (Obr. 3-6 a). To má negativní vliv na stabilitu taveniny a navíc se mění složení a mikrostruktura jednotlivých vrstev [66], což snižuje korozní odolnost a výrazně omezuje výrobu kvalitních komponent. Ztráta legujících prvků je závislá na teplotě a tlaku par během zpracování Mg slitiny, tedy s vysokou teplotou a tlakem snadněji dochází ke ztrátě legujících prvků. Jak je znázorněno na Obr. 3-6b, tlak par Al ($2,9 \cdot 10^{-14}$ Pa) je při teplotě 400 °C menší o 13 řádů než u Mg ($3,6 \cdot 10^{-1}$ Pa). Při 713 °C a 886 °C je tlak par roztaveného Mg 1013 Pa. Zvyšující se teplota taveniny významně zvyšuje tlak par, který mění taveninu na páru.

V procesu SLM je teplota tání Mg řízena vstupní energií laseru. Autoři Wei et al. [42] zjistili, že vysoké hodnoty vstupní energie (nad $214 \text{ J} \cdot \text{mm}^3$) ve slitině AZ91D vedly k silnému odpařování prvků Mg. Odpařený plyn rychle expandoval a vytvořil velký zpětný ráz na taveninu, čímž odfoukl okolní neroztavený prášek. Navíc vysoké vstupní energie také přiměly taveninu k expanzi jak v podélném, tak příčném směru taveniny, což vedlo k odfouknutí okolního prášku. Zejména rychlé tuhnutí snižuje objem roztavené směsi a vede k velkým a hlubokým pórům, které pak výrazně zdrsňují povrch [14]. Wei et al. [43] zpracovali slitinu ZK60 pomocí SLM a zjistili, že vyrobená slitina vykazuje vyšší poměr Mg:Zn, ale celkový obsah Mg a Zn byl snížen, což bylo ovlivněno smršťováním taveniny a odpařováním legujících prvků.



Obr. 3-6 (a) SEM obrázek odpařování legujících prvků během procesu SLM [14]; (b) vypařovací tlak Mg a Al v závislosti na teplotě [13]

„Kuličkový“ efekt vede k tomu, že kovový prášek vytváří na substrátu, nebo na předchozí vrstvě diskontinuální kovové kuličky, které ovlivňují kvalitu další nanášené vrstvy, což může způsobit nespojitost vrstev [49]. Vliv procesních parametrů na „kuličkový“ efekt není jistě známý. Existuje značné omezení pro plné pochopení mechanismu vytváření a šíření „kuličkového“ efektu (velikost, proces, teplota). Proto dosud nebyl plně popsán a pochopen mechanismus generování těchto defektů.

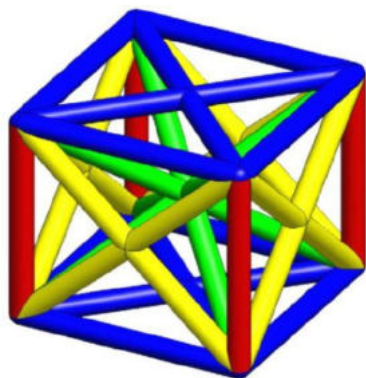
3.5 Biokompabilita – korozní chování Mg slitin

Slitiny hořčíku jsou považovány za biologicky odbouratelné kovové materiály, které by mohly být použity v ortopedických aplikacích [71]. Rychlý vývoj aditivní technologie umožňuje vyrábět porézní biomateriály tak, aby splňovaly požadavky simulace mechanických vlastností kostí a porézních struktur s přesnými topologickými parametry [72,73]. Rizikem je však vodík, který se uvolňuje korozí Mg a ve velkém množství je v lékařských aplikacích hrozbou. Je proto potřeba kontrolovat rychlost koroze Mg a jeho slitin.

V současné době nejsou aditivně vyráběné hořčíkové slitiny používány v živých organismech [74]. Výzkumy se zaměřují především na řízení rychlosti koroze. Shuai et al. [75] zjistili, že přidání stopového množství Zn do Mg slitiny může zlepšit jejich odolnost proti korozi. Podobně i slitina ZK60-0,4Cu nejenže vykazuje určitou odolnost proti degradaci, ale také má silnou antibakteriální schopnost způsobenou alkalickým prostředím a ionty Cu [76]. Autoři Yin et al. [57] vyrobili kompozity ZK30/BG (bioaktivní sklo) technologií SLM. V důsledku přidání bioaktivních amorfních látek vykazovala rychlost degradace koroze kompozitů sestupný trend. Také Li et al. [74] vyrobili biologicky odbouratelnou porézní Mg strukturu, která pravděpodobně splní všechny funkční požadavky na ideální materiál pro náhradu kostí. Za prvé, její mechanické vlastnosti jsou dostatečně vysoké, aby mohly být použity jako podpůrné struktury. I po 4 týdnech biodegradace měla Mg struktura stále dobré mechanické vlastnosti, aby mohl být nosnou strukturou. Zadruhé, vyrobené díly vykazují plně propojenou porézní strukturu s přesnou topologií. Navíc mají porézní biomateriály pomalejší rychlost biodegradace se ztrátou objemu asi 20 % po 4 týdnech. Bohužel autoři neuvědli použité procesní parametry, kterými byla struktura vyrobena.

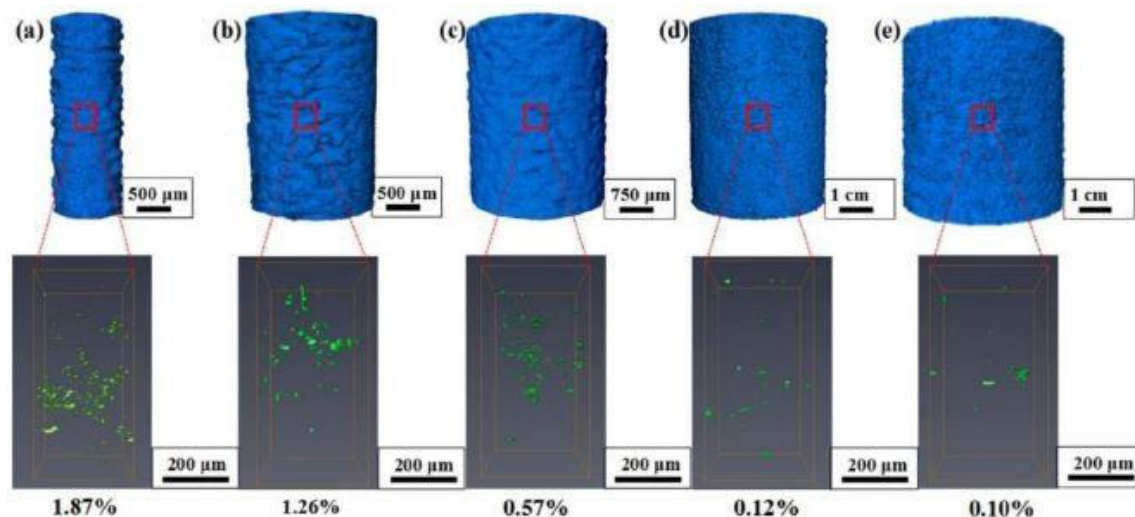
3.6 Výroba mikro-prutových struktur

V předchozích kapitolách jsou popsány charakteristické jevy, které provází zpracování hořčkových slitin. Ty jsou také příčinou, že doposud nebyly publikovány parametry pro zpracování hořčkových slitin do geometrie mikro-prutových struktur. Proto se tato kapitola bude odkazovat také k publikacím, které vznikly za použití jiných slitin než hořčkových, především slitiny AlSi10Mg. Tato slitina je v literatuře dobře popsána a existují doporučené procesní parametry pro její zpracování technologií SLM, které udávají výrobci prášku. Zároveň tato slitina bude použita pro nalezení vhodných procesních parametrů pro zpracování mikro-prutových struktur.



Obr. 3-8 Rozložení prutů v základní buňce: zelená – BCC struktura; žlutá – FCC struktura; červená – vertikální pruty; modrá – horizontální pruty [77]

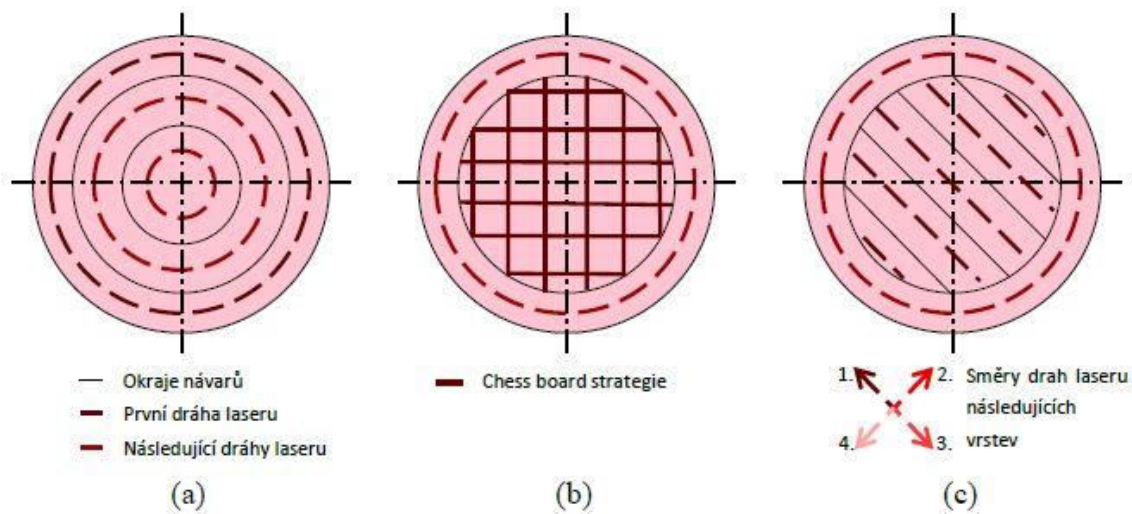
Mikro-prutové struktury jsou tvořené opakující se strukturou základních buněk. Ty mohou být tvořeny z ploch, nebo z malých prutů [78]. Podle prostorového uspořádání prutů v základní buňce je možné struktury dělit na BCC, FCC. Tyto buňky mohou mít navíc pruty v ose Z, nebo se dá použít i jejich kombinace (Obr. 3-8). Dong et al. [79] uvedli, že struktury s průměrem prutu nad 4 mm lze považovat za objemový materiál. Při použití prutů o velikosti 4 a 5 mm docházelo pouze k nepatrné změně mechanických vlastností. Navíc vlivem velikosti prutu docházelo k výrazně lepšímu odvodu tepelné energie z prutu, což mělo za následek snížení porozity v prutech (Obr. 3-9). Výroba mikro-prutových buněk technologií SLM má také své limity, jako jsou vyrobiteľnosť prutů, popřípadě kvalita vyrobených prutů. Leary et al. [77] ověřili, že horizontální pruty není možné vyrobit technologií SLM. Dalším limitem je sklon prutu, který je u prutů v BCC buňce $35,26^\circ$ a pro FCC buňku 45° . Takový sklon prutu v kombinaci s malým množstvím materiálu vede ke vzniku imperfekcí.



Obr. 3-9 Vliv velikosti prutu na porozitu pro průměry: (a) 1 mm; (b) 2 mm; (c) 3 mm; (d) 4 mm; (e) 5 mm [79]

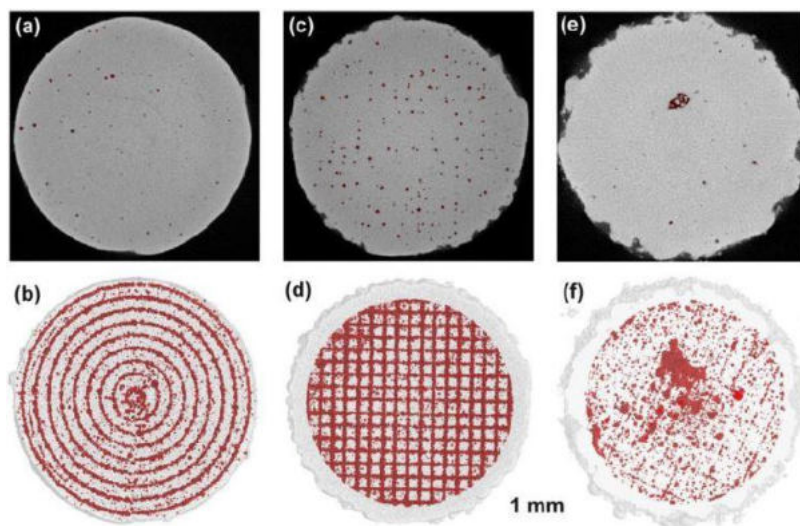
Mezi hlavní imperfekce vznikající při výrobě mikro-prutových struktur lze zařadit porozitu, drsnost povrchu a rozměrovou nepřesnost. Každá z těchto imperfekcí je specifická tím, jak vzniká a co ji ovlivňuje [25]. U mikro-prutových struktur je vznik imperfekcí spojen především s energií, která je do prutu dodána vlivem procesních parametrů (vzorec 1, 2, 3) [80]. Ta slouží k roztavení prášku, ale také musí být z prutů odvedena, což probíhá především přes materiál prutu. Okolní prášek má menší tepelnou vodivost kvůli bodovému kontaktu mezi jednotlivými zrny. Tato situace je příčinou vzniku imperfekcí jako je porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost, protože je prut držen delší dobu na vysoké teplotě což může vést k vypaření materiálu a uzavření výparů v prutu (porozita), natavení okolního prášku na stěny prutu (drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost).

3.6.1 Porozita



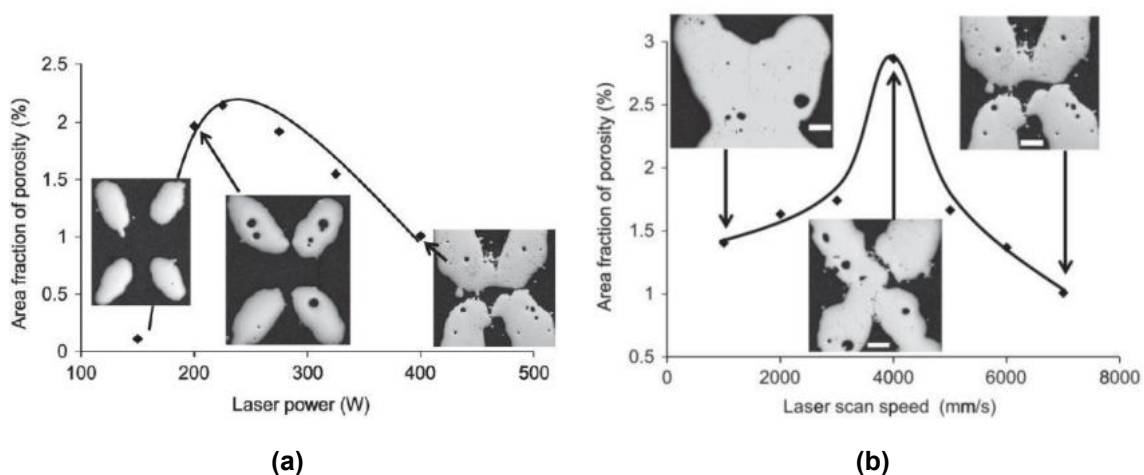
Obr. 3-10 Různé strategie zobrazené na průřezu prutem: (a) contour strategie; (b) chessboard strategie; (c) meander strategie

Porozita především ovlivňuje mechanické vlastnosti vyrobených mikro-prutových struktur tím, že snižuje účinný průřez při zatěžování prutu. Tím jsou negativně ovlivněny mechanické vlastnosti struktury a porozita je často příčinou lomu. Na vznik porozity u nízko-objemových dílů jako jsou mikro-prutové struktury má vliv jak skenovací strategie, tak orientace prutu, nebo procesní parametry. Pauly et al. [81] použili tři skenovací strategie pro výrobu prutů o průměru 3 mm (Obr. 3-10). První použitou strategií byla „chessboard“ strategie (Obr. 3-10b), která je založena na principu rozdělení daného průřezu do čtverců, které jsou střídavě taveny laserem. Cílem této strategie je umožnit materiálu odvést tepelnou energii v protaveném čtverci tím, že následně dochází k tavení čtverce, který je od původního více vzdálen. Tato strategie vedla k tvorbě porozity na hranicích čtverců a dosahovala úrovně 2,8 % (Obr. 3-11c, d). Další použitou strategií byla „meander“ skenovací strategie (Obr. 3-10c), která vyšrafuje vnitřní část průřezu a vnější část je tavena jednou konturou. Tato strategii se běžně používá pro výrobu dílů SLM technologií a u některých materiálů existují standardní procesní parametry pro tuto strategii (např. hliníková slitina AlSi10Mg). Porozita vznikala v celém prutu a póry měly ostrý tvar, který často vede k iniciaci trhlin (Obr. 3-11e, f). Úroveň porozity dosahovala hodnot 1,5 %. Podpovrchová porozita nejvíce ovlivňuje mechanické vlastnosti a je nejčastější příčinou lomu. Třetí testovanou strategií byla „contour“ skenovací strategie (Obr. 3-10a), která je tvořena soustřednými drahami. Použití této strategie vedlo ke vzniku menších pórů rozložených po celém průřezu prutu (Obr. 3-11e, f). Hodnota porozity byla 2,3 %. Autoři označili contour skenovací strategii za nejvhodnější pro výrobu mikro-prutových struktur právě z důvodu tvaru pórů. Vrána et al. [34] potvrdili, že vhodné nastavení procesních parametrů contour skenovací strategie vede k redukci porozity v prutech se sklonem $35,26^\circ$, což odpovídá BCC struktuře.



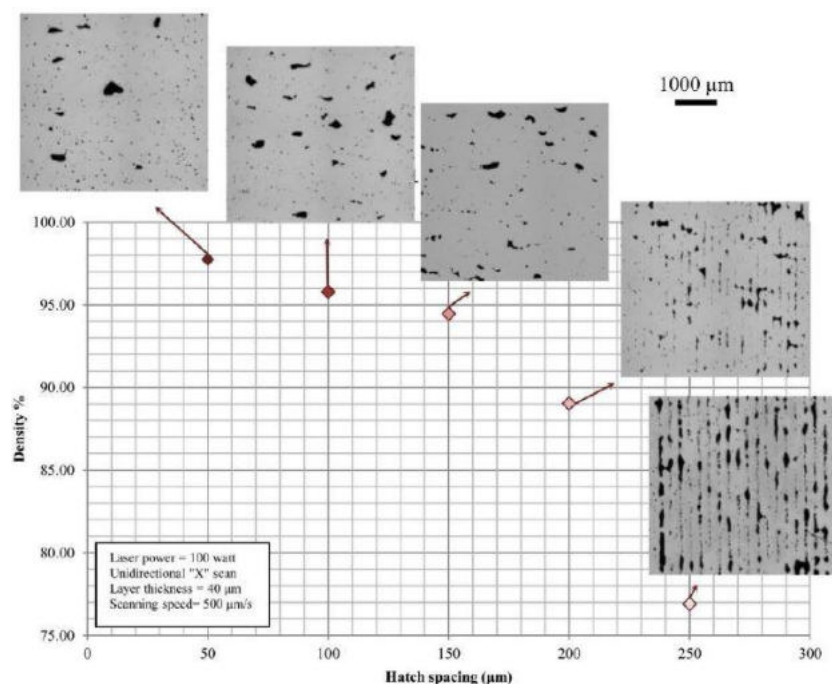
Obr. 3-11 Porosita v prutech u: (a); (b) contour strategie; (c); (d) chessboard strategie; (e); (f) meander strategie [81]

Další vliv na vznik porozity mají procesní parametry. Qiu et al. [82] uvedli, že vysoká energie (vzorec 1 – kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti) způsobuje velké protavení materiálu, ale s nízkou výškou návaru. Může tak dojít k vypaření materiálu vlivem vysoké teploty a uzavření výparů v materiálu, nebo z důvodu malého návaru k nanášení stále větší vrstvy prášku, kterou nebudou procesní parametry schopné protavit. To je vidět na grafu (Obr. 3-12a), kde vysoká energie dokázala protavit prášek, což vedlo k nízké porozitě (výkon laseru 400 W). Avšak nižší energie už nedokázala protavit velkou vrstvu prášku, což vedlo k větší porozitě (výkon laseru menší než 325 W). Podobné chování je možné vidět i na Obr. 3-12b, kde vysoká a nízká energie vedla k nízké porozitě, zatímco střední energie vedla k vysoké porozitě.



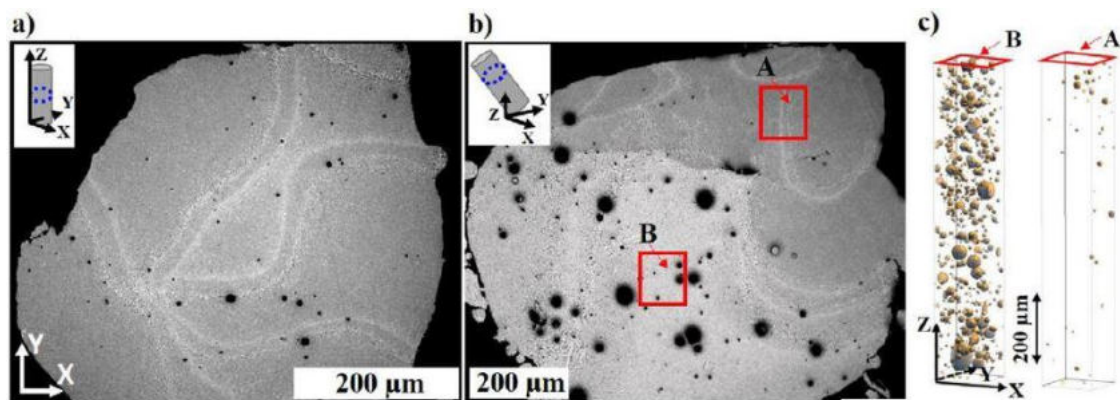
Obr. 3-12 (a) vliv výkonu laseru na porozitu při skenovací rychlosti 7000 mm/s; (b) vliv skenovací rychlosti na porozitu v mikro-prutové struktuře při výkonu laseru 400 W [82]

Aboulkhair et al. [80] prokázali, že vzdálenost drah laseru má významný vliv na porozitu. Ta vzniká mezi drahami a může být způsobena jak vysokou, tak nízkou vzdáleností drah laseru (Obr. 3-13). Vysoká vzdálenost drah laseru vede k neroztavení sousedního návaru, tedy nedojde ke spojení a mezi návary a vzniknout tak póry mezi nimi (hatch spacing 250 μm). Nízká vzdálenost drah laseru vede k přetavení materiálu a vzniku větších pórů (hatch spacing 50 a 100 μm).



Obr. 3-13 Porozita vznikající rozdílným překryvem drah laseru [80]

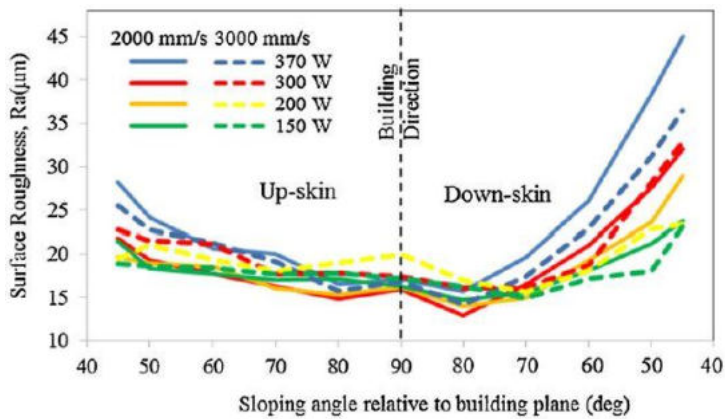
Dalším parametrem ovlivňující porozitu je sklon prutu. Delroisse et al. [24] prokázali, že sklon prutu ovlivňuje odvod tepelné energie z prutu. Ta má gradient odvodu tepla v ose Z a zároveň je primárně vedena materiálem prutu. U vertikálního prutu byla tepelná energie dostatečně rychle odvedena, což vedlo k nízké úrovni porozity 0,4 %. Skloněné pruty jsou však více ovlivněny a vlivem odvodu tepelné energie je jejich spodní část držena delší dobu na vysoké teplotě, což vede k vypaření části materiálu. Tyto výpary jsou následně zachyceny v tavenině při jejím tuhnutí. Tomu nasvědčuje i kulatý tvar pórů. Vysoká teplota na spodní straně prutu také vede k větší drsnosti povrchu (Obr. 3-14b, c-B). Skloněný prut je tak možné rozdělit do dvou oblastí (Obr. 3-14c-A, B), které mají odlišnou úroveň porozity. V horní oblasti (Obr. 3-14c-A) byla naměřena porozita 0,1 %, zatímco ve spodní části prutu (Obr. 3-14c-B) byla naměřena porozita 2,7 %. To bylo také ověřeno autory Vrána et al. [34], kteří tento typ porozity zaznamenali u prutů se sklonem 35,26°.



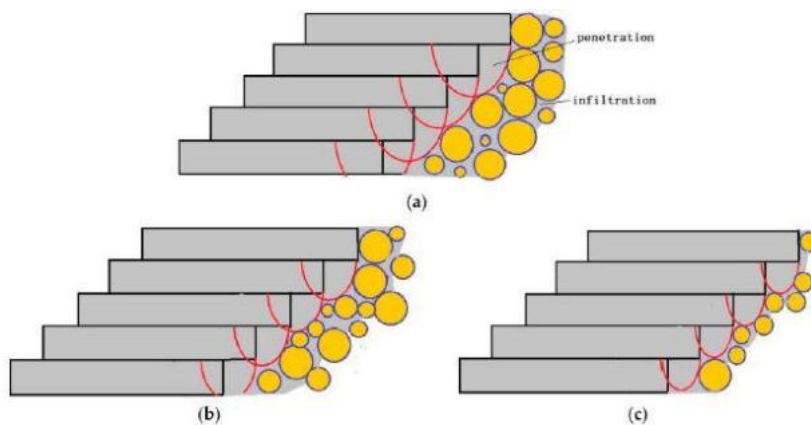
Obr. 3-14 Porozita u (a) vertikálního prutu; (b); (c) skloněného prutu [24]

3.6.2 Drsnost povrchu

Další imperfekcí vznikající při výrobě mikro-prutových struktur je zvýšená drsnost povrchu. Ta je částečně způsobena aditivní technologií výroby, kdy je součástí vyráběná vrstva po vrstvě. Vzniká tak „schodišťový“ efekt (Obr. 3-15b - obdélníky), který způsobuje natavení prášku na spodní část skloněných prutů [83]. Tian et al. [84] kvantifikovali vliv sklonu prutu (Obr. 3-15a), kdy při sklonu 90° byla drsnost povrchu nejnižší a při snižujícím se sklonu prutu drsnost povrchu stoupala. Měření probíhalo jak na spodní, tak na horní části prutu. Další vliv na drsnost povrchu prutů mají použité procesní parametry, tedy energie vstupující do procesu (vzorec 1). Han et al. [83] uvedli, že vysoká energie vede k nastavení většího množství prášku na stěny prutu (Obr. 3-15b-a), a to jak u vertikálního, tak skloněného prutu. To je způsobeno vysokou teplotou, na které je prut držen delší dobu. Zároveň však uvedli, že procesní parametry s vysokou energií nakonec mohou vést k povrchu s nižší drsností z důvodu zatečení materiálu mezi zrna prášku. Tento jev však může negativně ovlivnit porozitu. S použitím nízké energie procesních parametrů jsou pruty více ovlivněny schodišťovým efektem, který může způsobit vysokou drsnost povrchu (Obr. 3-15b-c).



(a)

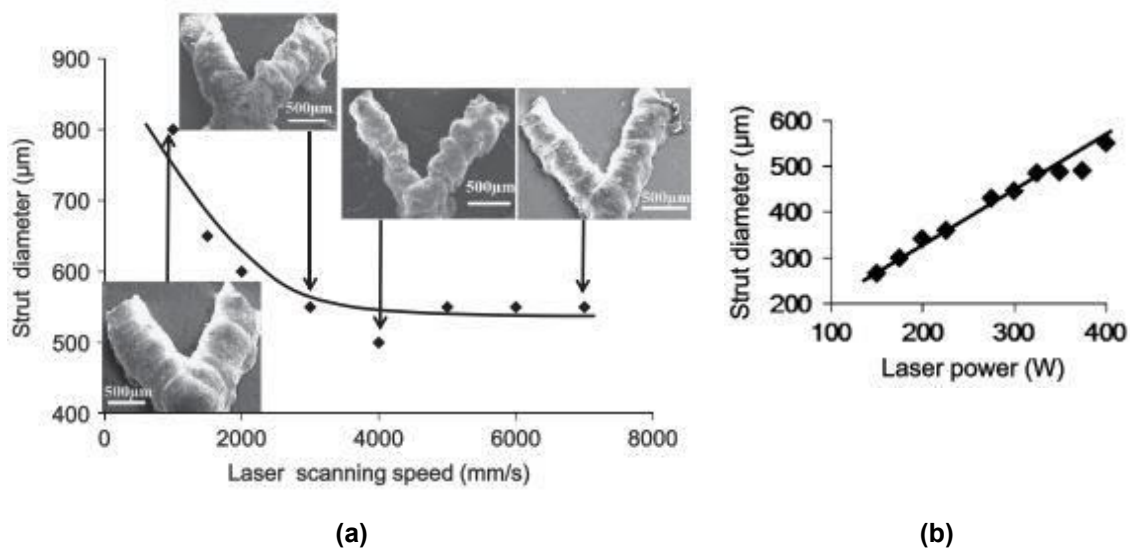


(b)

Obr. 3-15 (a) vliv sklonu prutu na drsnosti povrchu [84] (b) vliv procesních parametrů na drsnost povrchu [83]

3.6.3 Rozměrová přesnost

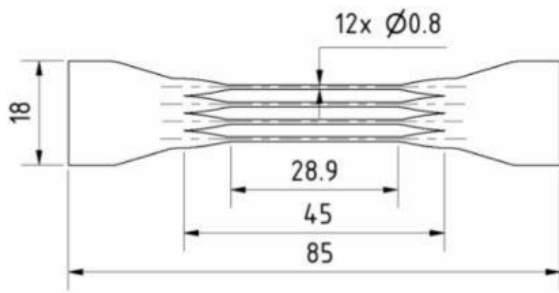
Rozměrovou přesnost ovlivňují především použité procesní parametry. Qiu et al. [82] provedli experiment, kdy nastavili požadovaný průměr prutu 0,3 mm a sledovali vliv výkonu laseru a skenovací rychlosti. Při stejném výkonu laseru 400 W a skenovací rychlosti v rozmezí od 1000 mm/s do 7000 mm/s docházelo k výrobě prutů v rozmezí od 500 do 800 μm (Obr. 3-16a). Při stejné skenovací rychlosti 7000 mm/s a výkonu laseru v rozmezí od 150 W do 400 W byly vyrobeny pruty s průměrem v rozmezí od 250 do 550 μm (Obr. 3-16b). Vyrobené pruty tak byly z velké části větší než požadovaný průměr 0,3 mm.



Obr. 3-16 (a) závislost průměru prutu na skenovací rychlosti při výkonu laseru 400W; (b) závislost průměru prutu na výkonu laseru při skenovací rychlosti 7000 mm/s [82]

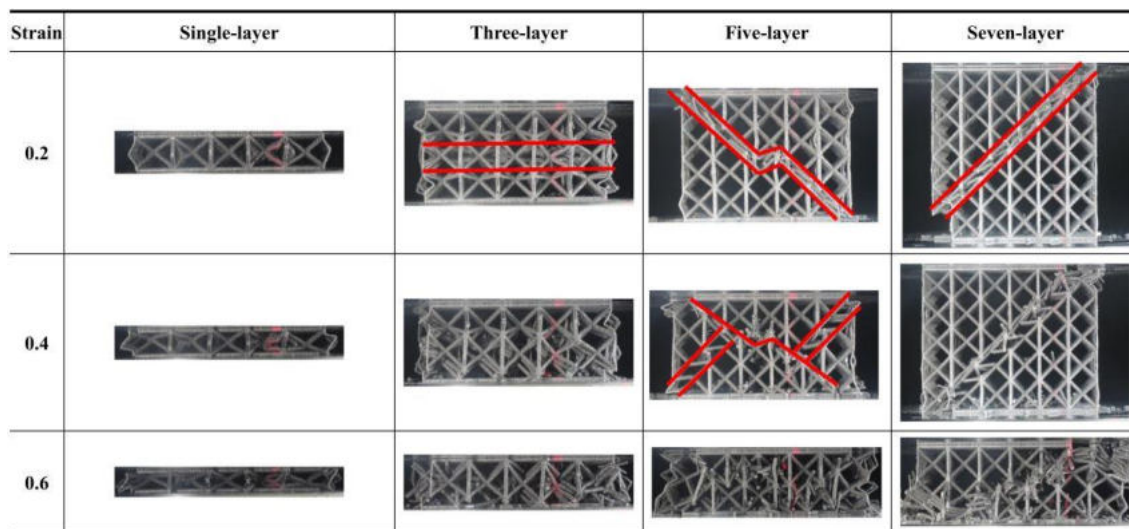
3.7 Mechanické vlastnosti mikro-prutových struktur

K získání materiálových vlastností se nejčastěji používá zkouška tahem. Ta se provádí na normalizovaných tahových vzorcích, které mohou mít rozdílnou geometrii (norma ČSN EN ISO 6892). Z tahové zkoušky se získávají materiálové vlastnosti jako: mez pevnosti v tahu (R_m), mez kluzu v tahu (R_e), tažnost (A) a kontrakce (Z). Tahové vzorky se většinou vyrábí s průměry většími než 5 mm., což úplně neodpovídá mikro-prutovým strukturám, které se vyrábí s průměrem prutů menším než 4 mm [79]. Vrána et al. [85] upravili tahové vzorky tak, aby více odpovídaly mikro-prutovým strukturám. Vzorek se skládá z 12 tenkých prutů o průměru 0,8 mm. Při zatěžování těchto vzorků došlo k postupnému lomu jednotlivých prutů. To odpovídá chování mikro-prutových struktur, kdy při zatěžování dochází k postupnému porušení jednotlivých prutů. Při porušení více prutů už zbývající pruty nejsou schopny přenášet zatížení a dojde k lomu celého vzorku.



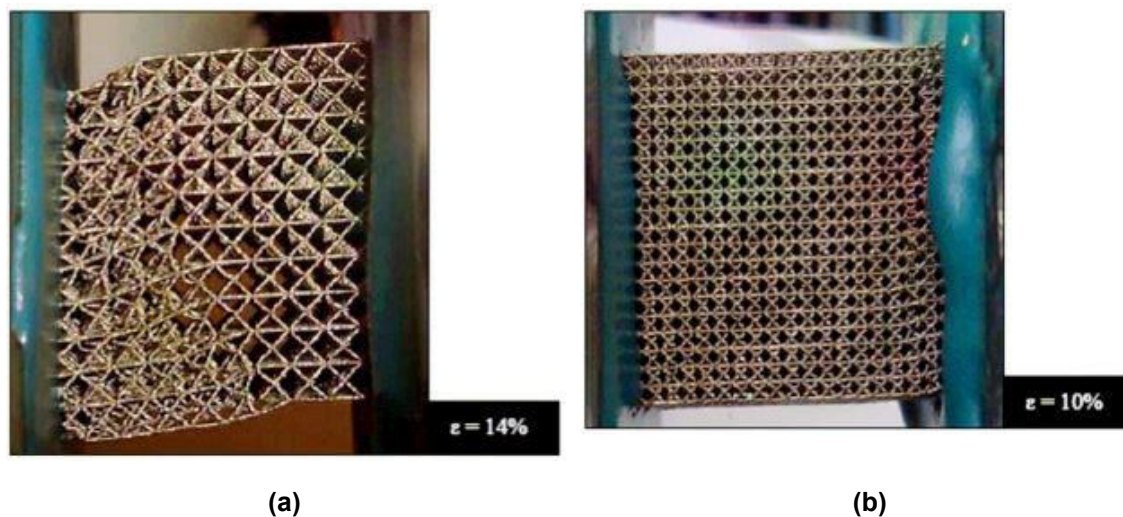
Obr. 3-17 Vzorek pro tahové testování mikro-prutových struktur [85]

U mikro-prutových struktur se používá dalších typů namáhání. Jedním z nich je tlakové zatěžování. Li et al. [86] tlakově zatěžovali mikro-prutové struktury, aby popsali způsob jejich porušení. Použité struktury měly základní typ buňky BCCZ a byly vyrobeny ve čtyřech specifikacích podle velikosti vzorku (1x5x5, 3x5x5, 5x5x5, 7x5x5). Vzorky postupně zatěžovali a bylo zjištěno (Obr. 3-18), že porušení u struktury tvořené jednou vrstvou buněk nastalo vlivem porušení vertikálních prutů. Skloněné pruty následně nebyly schopny přenést zatížení a došlo u nich k porušení. U struktury složené ze 3 vrstev buněk došlo k porušení u prostřední vrstvy buněk z důvodu jejího nízkého počtu vazeb. U zatěžování 5 a 7 vrstevých struktur bylo zjištěno, že deformační chování má stejný charakter, tedy vznikne „smyková“ rovina ve struktuře pod úhlem 45°. Deformační chování mikro-prutových struktur je velmi podobné plnému materiálu při tlakové zkoušce, jen k porušení dochází v makroskopickém měřítku.



Obr. 3-18 Tlakové zatěžování mikro-prutových struktur [86]

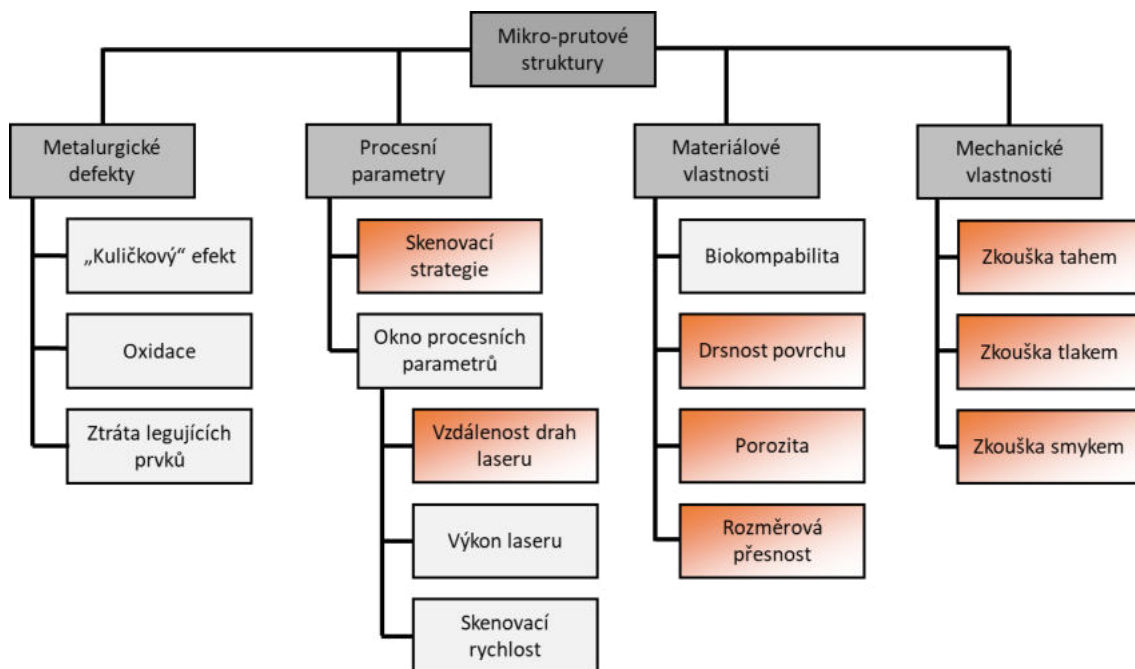
Dalším typem namáhá mikro-prutových struktur je smyk. Santorinaios et al. [87] použili pro smykové testování mikro-prutových struktur Arcanův přípravek. Pro uchycení vzorků použili destičky, na které nalepily vzorky mikro-prutových struktur. Při zatěžování struktur došlo v případě struktury s velikostí buňky 2,5 mm k porušení u místa lepení (Obr. 3-19a). V případě struktury s velikostí buňky 1,25 mm došlo k porušení v lepeném spoji (Obr. 3-19b). V obou případech tedy nebylo možné určit, zda naměřené hodnoty napětí odpovídají porušení v samotné struktuře.



Obr. 3-19 Smykové zatěžování mikro-prutových struktur: (a) velikost buňky 2,5 mm; (b) velikost buňky 1,25 mm [87]

4 ANALÝZA, INTERPRETACE A ZHODNOCENÍ POZNATKŮ ZÍSKANÝCH NA ZÁKLADĚ KRITICKÉ REŠERŠE

Na základě provedené rešerše byly určeny 4 oblasti, které se týkají aditivně vyráběných mikro-prutových struktur (Obr. 4-1). Oblasti metalurgických defektů a procesních parametrů byly zaměřeny výhradně na hořčikové slitiny. Oblasti materiálových vlastností a mechanických vlastností byly zaměřeny z velké části na zpracování hliníkové slitiny AlSi10Mg, protože je v literatuře nejlépe popsána. Těmito oblastmi se pro hořčikové slitiny doposud autoři nezabývali. V bílých rámečcích jsou uvedeny oblasti, které byly ve studiích popsány. Zatímco oranžové rámečky znázorňují oblasti, které doposud popsány nebyly. Proto byly v rešerši použity články, které se zabývají zpracováním jiných slitin, aby bylo možné doplnit poznatky pro výrobu mikro-prutových struktur.



Obr. 4-1 Oblasti spojené s výrobou mikro-prutových struktur

4.1 Procesní parametry

Vliv procesních parametrů na zpracování hořčikových slitin je popsán autory [38,39,41,42,44]. Ti popsali vliv hlavních procesních parametrů, jako je výkon laseru, skenovací rychlost, vzdálenost drah laseru a také výhřevu prášku. Na základě získaných poznatků zpracovali tzv. okna procesních parametrů, která určují vhodnou oblast energie laseru pro výběr procesních parametrů.

I když autoři [41,42,44] použili různé hořčikové slitiny a tloušťky vrstev, tak se shodli na tom, že vhodné procesní parametry jsou v rozsahu spíše nižší energie laseru ($7-20 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-2}$). Nižší energie není dostatečná k roztavení zrn prášku. Vyšší energie vede k tvorbě „kuličkového“ efektu a při vyšších energiích k vypaření materiálu. Zároveň nižší energie laseru vede k výrobě materiálu s menšími zrny ve struktuře [38], což zvyšuje tvrdost vyráběných dílů. Dále autoři [39] prokázali, že přehřev prášku má pozitivní vliv na geometrii a kvalitu jednotlivých drah laseru.

Nižší energie laseru se jeví jako výhodná pro zpracování hořčikových slitin. Avšak uvedená okna procesních parametrů nelze přímo použít pro výrobu vzorků pro disertační práci. Je totiž nutné do vhodných procesních parametrů zahrnout konkrétní použitý materiál, typ laseru, tloušťku vrstvy, teplotu přehřevu prášku a odvod spalin vzniklých při procesu tavení laserem. Proto bude okno procesních parametrů nastaveno pro zařízení SLM 280HL a hořčikovou slitinu WE43.

4.2 Metalurgické defekty

Mechanismy tvorby metalurgických defektů jako jsou oxidace, ztráta legujících prvků a vznik „kuličkového“ efektu byly ve velké míře autory popsány [58–70].

Vlivem tavení hořčikového prášku je do atmosféry uvolňován zbytkový vzduch uchycený mezi zrny prášku [13,60,61]. Ten způsobuje oxidaci i při samotné výrobě technologií SLM. Oxidovaná zrna prášku zamezují smáčivosti taveniny a vyžadují vyšší množství energie laseru k jejich protavení [63,64]. To výrazně snižuje mechanické vlastnosti vyrobených dílů.

Velká vstupní energie laseru může způsobit ztrátu podílu hořčíku v samotné slitině, což je dáno nízkou teplotou vypařování hořčíku [13]. To vede ke snížení mechanických vlastností vyráběných dílů. Zároveň to způsobuje vznik pórů a zvýšení drsnosti povrchu, protože vypařením hořčíku vzniká zpětný ráz do taveniny, která se rozstříkne po okolí [14,42].

Rozstřík taveniny ve formě kapiček je základní předpoklad vzniku „kuličkového“ efektu [49]. U hořčikových slitin je „kuličkový“ efekt spojen také s oxidací [70], kde velké množství kuliček nalepených na povrchu dílu zvyšuje rychlost oxidace a také drsnost povrchu.

Oxidaci zrn hořčikového prášku nelze zcela zabránit, avšak je možné jí zamezit udržením nízké úrovně kyslíků v atmosféře komory zařízení SLM. Úroveň kyslíku je při procesu tavení sledována a do atmosféry zařízení je kontinuálně dopouštěn argon, aby se hladina kyslíku udržela na nízkých hodnotách. Ztrátě legujících prvků je možné zamezit především použitím nižších energií laseru, což bylo také výstupem kapitoly 3.1. Nižší energie laseru a nízká hodnota kyslíku v atmosféře jsou zároveň základními předpoklady pro zamezení vzniku „kuličkového“ efektu.

4.3 Materiálové vlastnosti

Možnost použití hořčíkových slitin jako materiál pro výrobu porézních kostních náhrad má velký potenciál, na který se autoři ve velké míře zaměřují [74–76]. Výzkumy zjistily, že přidáním legujících prvků Zn a Cu lze zvýšit jak odolnost proti korozi, tak i antibakteriální schopnost. Autoři [74] vyrobili porézní strukturu s mechanickými vlastnostmi vhodnými pro výrobu kostních implantátů. Avšak nebyly uvedeny procesní parametry, které pro výrobu struktury použili. Proto se tato část rešerše věnuje popisu materiálových vlastností mikro-prutových struktur vyrobených z hliníkové slitiny AlSi10Mg, která je v literatuře dobře popsána.

4.3.1 Porozita

Na vznik porozity v mikro-prutových strukturách má vliv několik parametrů. Autoři [79] uvedli, že zmenšení průměru prutu vede ke vzniku vyšší porozity a zhoršení mechanických vlastností. Zároveň uvedli, že pruty o velikosti větší než 4 mm lze považovat za objemový materiál, protože u nich dochází k malé změně porozity a mechanických vlastností. Autoři [81] použitím 3 skenovacích strategií potvrdili jejich význam při výrobě prutů. Jako vhodná skenovací strategie se ukázala contour strategie, která vedla ke vzniku malých kulatých pórů rovnoměrně rozložených v prutu. Vlivem skenovací rychlosti a výkonu laseru se zabývali autoři [82], kteří uvedli, že jak nízká, tak vysoká energie vstupních parametrů vede k výrobě mikro-prutových struktur s nízkou porozitou. Autoři [80] popsali vliv vzdálenosti drah laseru na vznik porozity. Nízká a vysoká vzdálenost porozity vedla ke vzniku pórů způsobených přetavením, nebo nedotavením materiálu. Autoři [24] použitím stejných procesních parametrů pro vertikální a skloněný prut zjistili, že u skloněného prutu v jeho spodní části je roztavený materiál držen větší dobu na vysoké teplotě, což způsobilo vypaření materiálu a zachycení výparů v tavenině při jejím tuhnutí.

V disertační práci bude nutné zabývat se vývojem skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur z důvodu vzniku porozity u prutů menšího průměru. Jako vhodná se jeví contour strategie, pro kterou však bude nutné nastavit procesní parametry. Klíčovým parametrem je vzdálenost drah laseru, protože contour strategie je tvořena soustřednými návary. Proto je možné změnou vzdálenosti drah laseru řídit vstupní energii do prutu. Kvůli rozdílnému odvodu tepelné energie ve vertikálním a skloněném prutu bude potřeba vyvinout jiné procesní parametry pro obě orientace.

4.3.2 Drsnost povrchu

Drsnost povrchu mikro-prutových struktur ovlivňuje několik parametrů. Autoři [83] identifikovali schodišťový efekt jako jednu z příčin zhoršené drsnosti povrchu u skloněných prutů. Tento efekt je spojen s aditivní výrobou vrstvy po vrstvě. Dále také uvedli, že procesní parametry s vysokou energií vedou k nižší drsnosti povrchu vlivem zatékání taveniny mezi zrna prášku. Naopak procesní parametry s nízkou drsností povrchu způsobí pouze natavení částic na stěnu prutu, tedy horší drsnost povrchu. Sklon prutu také významně ovlivňuje drsnost povrchu, jak popsali autoři [84]. Nejmenší drsnost povrchu byla dosažena u vertikálních prutů a se snižujícím se úhlem drsnost povrchu rostla. Zároveň bylo dosaženo větší drsnosti povrchu na spodní straně prutu oproti horní straně prutu.

Drsnost povrchu je dalším materiálovým parametrem, který dokáže ovlivnit i mechanické vlastnosti celé mikro-prutové struktury. V disertační práci budou použity jak vertikální, tak skloněné pruty a bude možné pozorovat vliv procesních parametrů na obě orientace.

4.3.3 Rozměrová přesnost

Autoři [82] použili různé procesní parametry pro výrobu mikro-prutových struktur s průměrem 0,3 mm. Struktury s tímto průměrem však byly vyrobeny pouze s jednou sadou procesních parametrů, kdy zbylé sady vedly k výrobě větších prutů.

Rozměrová přesnost je důležitá především pro návrh součástí tvořených mikro-prutovými strukturami. Ty jsou často navrhované pomocí MKP analýzy a je důležité dodržet požadované průměry prutu z důvodu únosnosti celé konstrukce. V disertační práci proto bude rozměrová přesnost vyvíjených procesních parametrů ověřena.

4.4 Mechanické vlastnosti

Mechanické parametry mikro-prutových struktur je možné zjistit použitím více charakterů zatěžování. Autoři [85] použili upravené tahové vzorky tvořené tenkými pruty pro ověření mechanických vlastností v tahu. Tento vzorek více odpovídá geometrii struktury a lépe popisuje její chování při zatížení. Autoři [86] tlakově zatížili mikro-prutové struktury složené z více buněk. U struktur s rozložením základní buňky 5x5x5 a 7x5x5 se projevilo stejné chování při tlakovém zatížení, kdy došlo k deformaci podél smykové roviny. Ta je ve struktuře orientována pod úhlem 45°. Autoři [87] testovali mechanické vlastnosti mikro-prutových struktur zatěžovaných smykem. Avšak nebyli schopni ze zkoušky získat vypovídající data z důvodu selhání testovacího přípravku.

V disertační práci bude použito tlakové testování mikro-prutových struktur k ověření mechanických vlastností mikro-prutových struktur, protože tento stav zatěžování je v literatuře nejvíce popsán a je tak možné získané výsledky do značné míry porovnávat.

4.5 Nezmapovaná oblast výzkumu

Jelikož se zpracováním hořčkových slitin technologií SLM zabývají studie teprve poslední dobu, zůstává stále velká oblast neprozkoumána. Co se týče výroby mikro-prutových struktur, tak se touto problematikou zabývali pouze autoři [74]. Ti vyrobili mikro-prutové struktury a zkoumali na nich biodegradabilitu. Avšak neuvedli použité procesní parametry a nezabývali se jejich vlivem na vznikající materiálové imperfekce jako je porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost.

Aby však bylo možné vyrábět mikro-prutové struktury s nízkou porozitou, drsností povrchu a vysokou rozměrovou přesností je nutné pochopit vliv působení procesních parametrů na samotný materiál a geometrii mikro-prutových struktur. Oblast výroby mikro-prutových struktur z hořčkových slitin doposud nebyla popsána, proto byly v rešerši uvedeny studie zabývající se zpracováním jiných slitin, nejvíce hliníkovou slitinou AlSi10Mg (kapitola 3.6). Ty ukázaly, že vhodnou skenovací strategií pro výrobu mikro-prutových struktur může být contour strategie, která pomocí parametru vzdálenosti drah laseru dokáže řídit vstupní energii dodávanou do prutu [34,81]. Avšak bližší popis procesních parametrů na vznik imperfekcí doposud nebyl popsán.

Jelikož nebyly publikovány studie zabývající se výrobou mikro-prutových struktur z hořčkových slitin, tak nebyly publikovány ani studie zabývající se jejich mechanickými vlastnostmi. V literatuře se však nejvíce používá tlaková zkouška pro získání mechanických vlastností mikro-prutových struktur [86]. Proto by mohla být použita pro porovnání mechanických vlastností mikro-prutových struktur z hořčkových slitin s jinými slitinami. Speciální multi-prutové tahové vzorky byly použity pouze pro stanovení vlastností prutů hliníkové slitiny AlSi10Mg [85]. Smykové zatěžování struktur doposud nebylo v literatuře popsáno, protože ve studii [87], která se smykovým zatěžováním zabývala došlo k porušení uchycení struktur.

5 VYMEZENÍ CÍLE DISERTAČNÍ PRÁCE A NÁVRH ZPŮSOBU JEJÍHO ŘEŠENÍ

5.1 Podstata disertační práce

Podstatou disertační práce je vývoj procesních parametrů pro výrobu mikro-prutových struktur technologií SLM, tím i rozšíření současného stavu poznání v tomto směru. Předmětem zájmu jsou především lehké slitiny jako je hliníková slitina AlSi10Mg a hořčíková slitina WE43.

5.2 Zaměření disertační práce

Práce je definována jako základní výzkum, který se zaměřuje na vývoj procesních parametrů pro výrobu nízko-objemových dílů jako jsou mikro-prutové struktury. Nastavením procesních parametrů pro výrobu mikro-prutových struktur je možné výrazně snížit vznikající imperfekce jako jsou zvýšená porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost. Tyto imperfekce vznikají při využití standardních procesních parametrů pro zpracování materiálů technologií SLM, které jsou především určeny pro objemové díly.

5.3 Cíl práce

Cílem práce je stanovit vliv procesních parametrů na vznik imperfekcí v mikro-prutových strukturách a stanovit procesní parametry, díky kterým bude možné mikro-prutové struktury s požadovanými vlastnostmi vyrábět. V práci budou použity lehké slitiny jako je hliníková slitina AlSi10Mg a hořčíková slitina WE43.

Dílejší cíle:

- Ověření vlivu standardních procesních parametrů na výrobu mikro-prutových struktur.
- Vývoj procesních parametrů pro výrobu mikro-prutových struktur se zaměřením na redukci porozity, drsnosti povrchu a rozměrové nepřesnosti.
- Ověření mechanických vlastností mikro-prutových struktur.

5.4 Přínos práce

Mikro-prutové struktury nachází uplatnění zejména v oblasti redukce hmotnosti, zvýšení odvodu tepla, v oblasti absorpce energie, a také pro výrobu kostních implantátů v případě hořčíkové slitiny WE43. Pro jejich uplatnění v těchto oblastech je důležitá jejich výroba bez imperfekcí s homogenní strukturou a dobrými mechanickými vlastnostmi. Toho je možné dosáhnout post processingem, ten ale v případě mikro-prutových struktur vede k použití chemického odstranění přilepených zrn prášku, což může skončit také narušením povrchu struktury a snížit její nosnost. Další možností je nalezením procesních parametrů, které povedou k výrobě struktur s nízkou úrovní imperfekcí, homogenní strukturou a dobrými mechanickými vlastnostmi. Tyto předpoklady jsou také důležité pro návrh součástí tvořených mikro-prutovou strukturou, kdy se využívá MKP analýzy. Jejím výstupem je struktura s přesnými rozměry, bez imperfekcí a s požadovanými mechanickými vlastnostmi.

5.5 Vědecké otázky a pracovní hypotézy

Vědecká otázka č. 1

Je možné pomocí contour skenovací strategie redukovat imperfekce (porozita, drsnost povrchu, rozměrová nepřesnost), které vznikají při výrobě mikro-prutových struktur?

Pracovní hypotéza č. 1

Mikro-prutové struktury jsou považovány za nízko-objemový díl, který se při výrobě technologií SLM chová rozdílně oproti objemovému dílu. To je dáno především malým množstvím materiálu, který ovlivňuje odvod tepla z místa tavení prášku. U mikro-prutových struktur je malé množství materiálu obklopeno zrny prášku, které mají nižší tepelnou vodivost než materiál prutu. Proto je tepelná energie odváděna především materiálem prutu, který je tak ohříván na vysokou teplotu, což vede ke vzniku různých imperfekcí [24]. Hlavní imperfekcí je porozita, která je v případě použití procesních parametrů s vysokou vstupní energií způsobena vypařením materiálu a následným uzavřením výparů v materiálu při jeho tuhnutí. Malá vstupní energie naopak vede ke vzniku oblastí, ve kterých jsou neprotavená zrna prášku [80,82]. Další imperfekcí je drsnost povrchu, která vzniká díky vysoké teplotě prutu tak, že okolní zrna jsou částečně natavena na stěnu prutu [83]. Je také dána sklonem prutu, kdy větší sklon prutu vede k větší drsnosti povrchu vlivem schodišťového efektu a procesních parametrů [84]. To také ovlivňuje rozměrovou přesnost [82]. Řešením může být použití contour skenovací strategie, která je tvořena soustřednými návary. Je tak možné jednoduše měnit vzdálenost mezi návary, a tím i vstupní energii procesu a jednoduše tak ovlivnit vstupní energii do prutu, což má vliv na vznik imperfekcí [81]. Proto se dá předpokládat, že vhodné nastavení kombinace procesních parametrů pro použití contour skenovací strategie povede k výrobě mikro-prutových struktur bez výrazných imperfekcí.

Vědecká otázka č. 2

Povede použití contour skenovací strategie pro obtížně zpracovatelnou hořčíkovou slitinu WE43 k výrobě mikro-prutových struktur s úrovní porozity do 0,5 %?

Pracovní hypotéza č. 2

Zpracovatelnost hořčíkových slitin je výrazně náročnější, než u běžně používaných materiálů jako je například hliníková slitina AlSi10Mg. To je dáno především úzkým rozsahem mezi teplotou varu a vypařování [14]. Na zpracování hořčíku má vliv také velké množství kouře, které v průběhu tavení prášku vzniká [42]. Dalším vlivem je korozní chování hořčíkových slitin, které má za následek vznik oxidů na hranicích taveniny [13]. To vede k nutné úpravě procesních parametrů pro zpracování hořčíkových slitin, které povedou k redukci těchto jevů. Výroba mikro-prutových struktur díky malému průřezu v dané rovině může sama o sobě redukovat množství kouře, které v procesu vzniká. Zároveň však budou mít procesní parametry větší vliv na vznik porozity a drsnosti povrchu, kvůli horšímu odvodu tepla z prutu. Contour strategie ukázala potenciál redukovat vznikající imperfekce v materiálu. Do jaké míry je možné imperfekce redukovat, záleží na kombinaci procesních parametrů, ale pro hliníkovou slitinu byla dosažena porozita v mikro-prutových strukturách nižší než 0,5 % [34]. Proto se předpokládá, že by bylo možné použít contour skenovací strategii pro výrobu mikro-prutových struktur z materiálu WE43 s porozitou pod 0,5 %.

Vědecká otázka č. 3

Povede použití contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur ke zvýšení mechanických vlastností oproti použití procesních parametrů pro objemový materiál pro hořčíkovou slitinu WE43?

Pracovní hypotéza č. 3

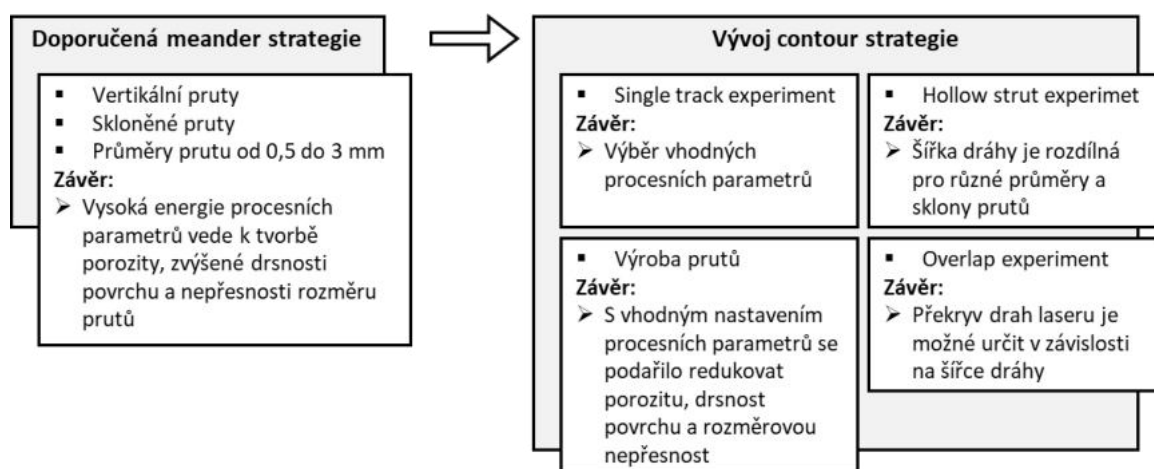
Mechanické vlastnosti struktur ovlivňuje několik vlivů jako je porozita, drsnost povrchu, ale také mikrostruktura materiálu. Vlivem porozity a drsnosti povrchu vznikají při zatěžování trhliny, které často vedou k lomu [24,81,82]. Avšak také mikrostruktura materiálu ovlivňuje mechanické vlastnosti jako jsou mez kluzu a tažnost [38]. To je dáno tvarem zrn, kdy menší zrna většinou vedou ke zvýšení meze kluzu a snížení tažnosti. Naopak větší zrna často vedou k menší mezi kluzu a zvýšení tažnosti. Velikost zrn se dá ovlivnit jak tepelným zpracováním po výrobě, tak zvolenými procesními parametry. Proto se předpokládá, že mikro-prutové struktury i s větším množstvím pórů mohou dosahovat lepších mechanických vlastností.

5.6 Způsob řešení a použité vědecké metody zkoumání

Řešení disertační práce je rozděleno do tří hlavních etap zabývajících se výrobou mikro-prutových struktur. První etapa se věnuje zkoumání vlivu doporučených procesních parametrů na výrobu prutů, které reprezentují část mikro-prutové struktury. Dále se zabývá možností použití contour skenovací strategie jako náhrady za obecně používanou „meander“ strategii. V druhé etapě budou výsledky z první etapy použity pro nastavení procesních parametrů pro výrobu mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43, u které nebyly doposud publikovány vhodné procesní parametry pro výrobu. Třetí etapa se bude věnovat mechanickému testování mikro-prutových struktur vyrobených contour strategií se zaměřením na eliminaci imperfekcí. Cílem bude zjistit mechanické vlastnosti struktur vyrobených contour strategií. Každá etapa se tak bude zabývat jednou vědeckou otázkou.

5.6.1 Etapa 1: Použití contour strategie pro výrobu mikro-prutových struktur

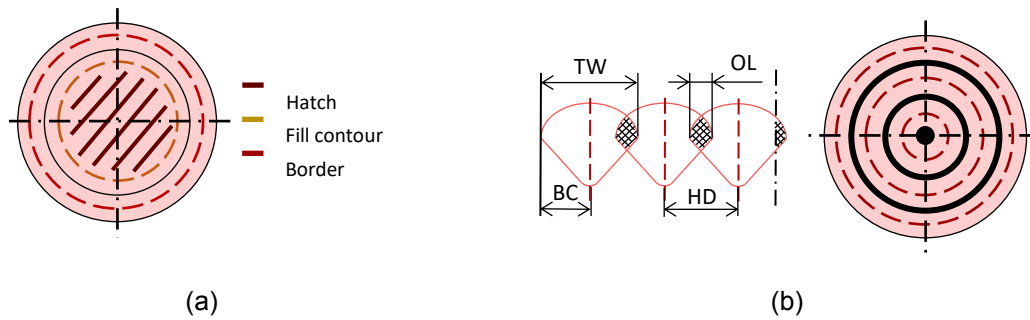
Cílem etapy 1 je popsat vliv procesních parametrů na výrobu nízko-objemových dílů jako jsou mikro-prutové struktury. Za tímto účelem byla použita hliníková slitina AlSi10Mg, která je v literatuře dobře popsána. Vyrobené díly z této slitiny technologií SLM jsou navíc používány jak v automobilovém, tak leteckém průmyslu. V této části by mělo být odpovězeno na první vědeckou otázku: Je možné pomocí contour skenovací strategie redukovat imperfekce (porozita, drsnost povrchu, rozměrová nepřesnost), které vznikají při výrobě mikro-prutových struktur? V této etapě bude postupováno podle schématu uvedeného na Obr. 5-1.



Obr. 5-1 Předpokládaný průběh první etapy řešení disertační práce

V první fázi bude ověřen vliv procesních parametrů doporučených výrobcem prášku na výrobu nízko-objemových dílů jako jsou mikro-prutové struktury. Pro tento experiment je zamýšleno zjednodušení ve formě použití pouze prutů, jako reprezentace mikro-prutové struktury. Vzhledem k možnému rozložení prutů v základní buňce [77] budou uvažovány dva sklony prutů (90° a $35,26^\circ$). Sklon 90° , tedy vertikální prut, reprezentuje použití podpůrných prutů například ve struktuře BCCZ. Sklon $35,26^\circ$ reprezentuje orientaci prutů v základní buňce BCC. Zároveň tento sklon odpovídá nejhorší orientaci (nejvíce skloněný prut), kterou je možné v základní buňce dostat.

Na základě předchozích výsledků bylo možné určit, že doporučené procesní parametry vedou k výrobě prutů s vysokou porozitou, drsností povrchu a nepřesného rozměru [34]. Zároveň byla testována contour strategie (Obr. 5-2b) jako náhrada za meander strategii (Obr. 5-2a) použitou v doporučených procesních parametrech. Tato strategie ukázala možný potenciál ve snížení porozity a drsnosti povrchu. Proto bude použita v této etapě. Pruty budou vyráběny 0,5 do 3 mm, protože pruty většího průměru už lze považovat za objemový materiál [79].



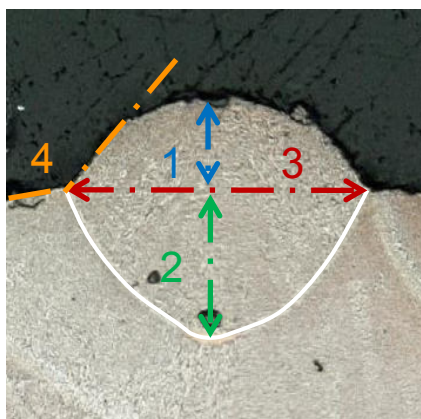
Obr. 5-2 (a) meander strategie doporučená výrobcem prášku; (b) contour strategie: TW – šířka dráhy, OL – překryv drah laseru, BC – odsazení první dráhy od okraje prutu, HD – vzdálenost drah laseru

Pro použití contour strategie bude nutné naladit procesní parametry tak, aby materiál prutu byl schopný odvést veškerou tepelnou energii danou laserem – viz vzorec 1, 2, 3 [24]. To by mělo zaručit výrobu prutů bez imperfekcí. Prvním krokem bude základní single track experiment, kde budou vyrobeny jednotlivé dráhy laseru. Analýzou návaru je možné určit, zda použité procesní parametry (výkon laseru a skenovací rychlost) vedly k tvorbě návaru s vhodným tvarem [37,38]. Je tedy možné určit, zda bylo použito hodně vstupní energie, nebo málo. Dalším krokem je výroba hollow struts, tedy dutých prutů. Z předchozích výsledků bylo patrné, že se šířka dráhy liší v závislosti na použité geometrii vzorku – single track, thin wall (jednotlivé dráhy kupeny na sebe), nebo prut. Proto se předpokládá, že šířka dráhy se bude měnit i v závislosti na průměru prutu (Obr. 5-2b – TW). Dalším krokem je zjištění vhodné překryvu drah (Obr. 5-2b – OL – overlap), aby mezi jednotlivými drahami nevznikala porozita [80]. Ten udává procento šířky dráhy, které je v překryvu se sousední drahou. Číselně lze tuto hodnotu vyjádřit jako $2 \times$ šířka dráhy mínus vzdálenost drah laseru (Obr. 5-2b – HD – hatch distance) lomeno dvěma. Posledním krokem je získání odsazení první dráhy od očekávaného okraje prutu (Obr. 5-2b – BC – beam compensation). Šířka dráhy se projevuje jak směrem do prutu, tak i směrem z prutu. Tato hodnota je potřebná pro výrobu rozměrově přesných prutů a bude získána na základě vyrobených prutových vzorků měřením jejich skutečných průměrů. Po získání všech parametrů z těchto experimentů bude možné nastavit procesní parametry contour strategie a vyrobit ověřovací prutové vzorky, které budou porovnány se vzorky vyrobenými doporučenými procesními parametry.

Použité vědecké metody zkoumání

Výroba vzorků bude probíhat na zařízení SLM 280^{HL}, které je vybaveno Ytterbiovým laserem s výkonem až 400 W. Výška vrstvy bude nastavena na hodnotu 50 μm . Ta byla zvolena na základě materiálu, kterým je hliníková slitina AlSi10Mg (TLS Technik GmbH). Její distribuce částic je 15-60 μm . Platforma bude vyhřátá na teplotu 150 $^{\circ}\text{C}$. Pro základní single track experiment bude použit výkon laseru 175-400 W a skenovací rychlost 200-2000 mm/s. Na základě výsledků z tohoto experimentu budou dále navrženy procesní parametry pro navazující experimenty.

Pro analýzu single tracků, hollow strut a overlap experimentů budou vzorky metalurgicky vybroušeny a foceny. Nejprve budou vzorky zality do zalévací hmoty (EpoKwick, hmotnostní poměr pryskyřice 4,4:1 tvrdidlo). Následně budou vzorky vybroušeny na metalurgické brusce (Advanced Metalography, Saphir 250 A2-ECO) s použitím brusných papírů se zrnitostí od 600 do 2000. Následně budou vzorky vyleštěny s použitím brusné pasty se zrnitostí 1 μm . Vzorky budou nafoceny na digitálním mikroskopu (Keyence, VHX-6000, objektiv Z250R, zvětšení 250x). Na fotkách budou měřeny parametry single tracků jako jsou výška (Obr. 5-3-1), šířka (3), hloubka (2) a kontaktní úhel (4). Z těchto parametrů bude možné určit procesní parametry, které vedou k výrobě single tracků bez imperfekcí. Na fotkách vzorků hollow strut bude měřena šířka dráhy. Na vzorcích overlap bude měřena porozita mezi drahami pro zjištění vhodného overlapu mezi nimi (nízká porozita = vhodný overlap – překryv drah laseru). Ta bude měřena v programu ImageJ, kde fotky budou převedeny do černobílé barvy a následně bude vyhodnoceno procentuální zastoupení černé barvy (porozity) na fotce.

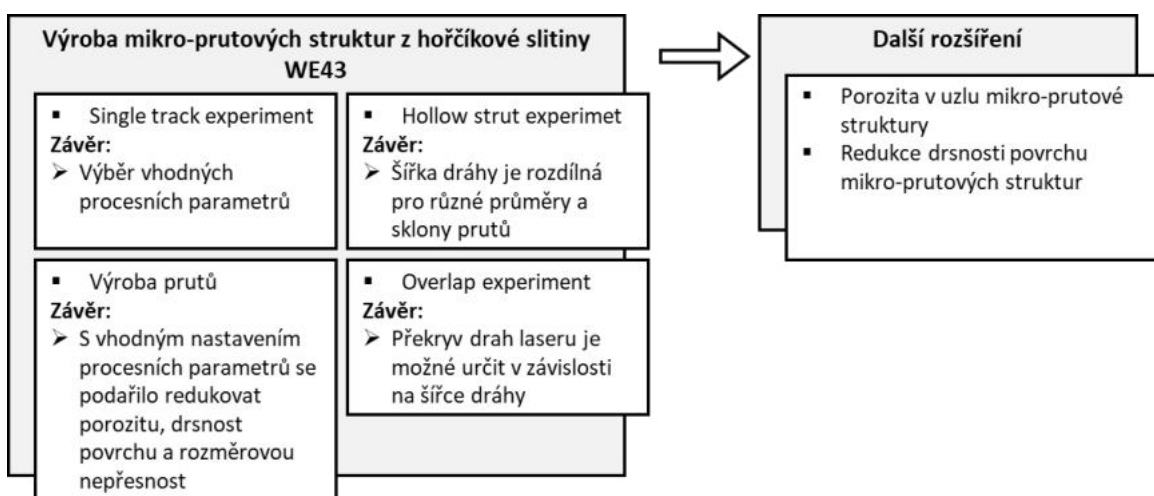


Obr. 5-3 Měření parametrů single tracků

Vyrobené pruty budou analyzovány pomocí μCT (Phoenix v|tome|x L 240). Ze snímku z μCT bude možné určit vnitřní porozitu prutů a její rozložení (Obr. 6-1a). Dále budou snímky použity pro digitalizaci prutů do STL formátu. Tyto data pak budou porovnána s originálními CAD daty v programu GOM Inspect, kde bude určena jejich rozměrová odchylka a následně také drsnost povrchu R_a . Ta bude sloužit pro porovnání mezi vzorky a bude vztažena k velikosti Gaussova válce napasovaného na vyrobený prut.

5.6.2 Etapa 2: Použití contour strategie pro výrobu prutů z hořčíkové slitiny WE43

Cílem etapy 2 je nalézt vhodné procesní parametry pro výrobu prutů z hořčíkové slitiny WE43. Tato slitina prokazuje dobrou biokompabilitu, kterou by bylo možné využít při výrobě kostních implantátů. To však vyžaduje výrobu prutů bez větších imperfekcí jako je porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost. Tato etapa by měla odpovědět na druhou vědeckou otázku: Povede použití contour skenovací strategie pro obtížně zpracovatelnou hořčíkovou slitinu WE43 k výrobě mikro-prutových struktur s úrovní porozity do 0,5 %? V etapě bude postupováno podle následujícího schématu (Obr. 5-4).



Obr. 5-4 Přepokládaný průběh druhé etapy řešení disertační práce

V této fázi jde především o nalezení vhodných procesních parametrů pro zpracování hořčíkové slitiny WE43 a výrobu mikro-prutových struktur. Tato oblast nebyla doposud popsána. Jelikož hořčíková slitina WE43 je složena především z hořčíku a malého procenta legujících prvků, tak je velmi obtížné její zpracování technologií SLM. Hořčík má nízký rozsah mezi teplotou tavení (650°C) a teplotou vypaření (1107°C) [14]. Proto je potřeba jak vhodně nastavit vstupní parametry laseru, tak, aby nedošlo k vypaření hořčíku, ale také je potřeba je nastavit tak, aby materiál prutu byl schopen odvést tepelnou energii. Proto se v této části počítá s využitím contour strategie, která se prokazuje jako vhodná pro výrobu mikro-prutových struktur [34,81]. Postupováno bude jako v první etapě. Budou provedeny základní testy pro získání vstupních parametrů contour strategie jako jsou šířka dráhy (track width), překryv drah laseru (overlap) a kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti. S použitím těchto procesních parametrů budou vyrobeny pruty a bude na nich pozorován vliv parametrů na porozitu, drsnost povrchu a rozměrovou přesnost.

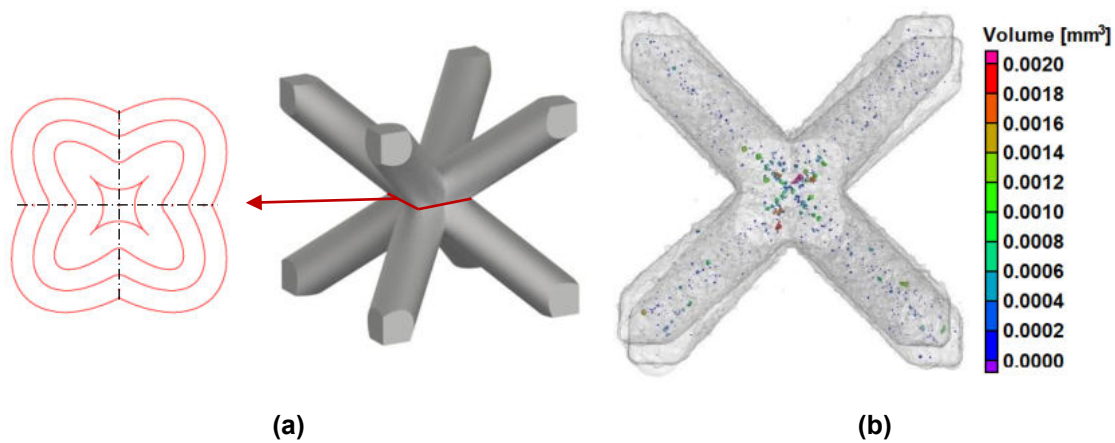
Použité vědecké metody zkoumání

Výroba vzorků bude probíhat na zařízení SLM 280^{HL}. Jako materiál bude použita hořčíková slitina WE43 s rozložením s velikostí částic 28-60 μm . Tloušťka vrstvy bude nastavena na 50 μm . Pro základní single track experiment bude nastaven výkon laseru 50-250 W a skenovací rychlost 200-1200 mm/s. Na základě výsledků tohoto experimentu bude zvolen rozsah procesních parametrů pro další experimenty.

Vyhodnocení vzorků bude probíhat shodně s etapou 1, kde pro single track, hollow strut a overlap experiment budou vzorky metalograficky zpracovány a na jejich fotkách budou vyhodnoceny základní parametry experimentů. Na vyrobených prutech bude měřena rozměrová přesnost v programu GOM Inspect, kde budou vzorky naskenovány přímo na platformě pomocí 3D skeneru (ATOS Triple Scan). Drsnost povrchu R_a vyrobených prutů bude měřena na digitálním mikroskopu (Keyence, VHX-6000, objektiv Z250R, zvětšení 250x) a bude použita pro porovnání vlivu procesních parametrů. Porozita v prutech bude měřena na výbrusech pomocí skriptu v matlabu. Ten byl vytvořen tak, aby z fotky vybral pouze materiál prutu a v něm analyzoval procentní zastoupení černé barvy (pórů). Na základě těchto vyhodnocení bude možné kvantifikovat vliv procesních parametrů na výrobu prutů z hořčíkové slitiny.

Další možné rozšíření etapy

Po odladění procesních parametrů pro výrobu prutů bude možné se zaměřit na celé mikro-prutové struktury. V nich jsou jednotlivé pruty spojeny v uzlu, a tak vzniká základní buňka struktury. V uzlu se trajektorie laseru mění v případě contour skenovací strategie a vznikají ostré hrany trajektorie (Obr. 5-5a). To může mít za následek přehřátí míst s ostrými hranami trajektorie, což vede ke vzniku porozity vlivem odpaření části materiálu a uzavření výparů v tavenině při jejím tuhnutí. Tento jev byl pozorován při výrobě mikro-prutových struktur z hliníkové slitiny AlSi10Mg (Obr. 5-5b). Jako možné řešení se jeví použití procesních parametrů s nižší energií, nebo použití rozdílné strategie pro výrobu prutů a uzlů. Toto bude předmětem dalšího výzkumu.

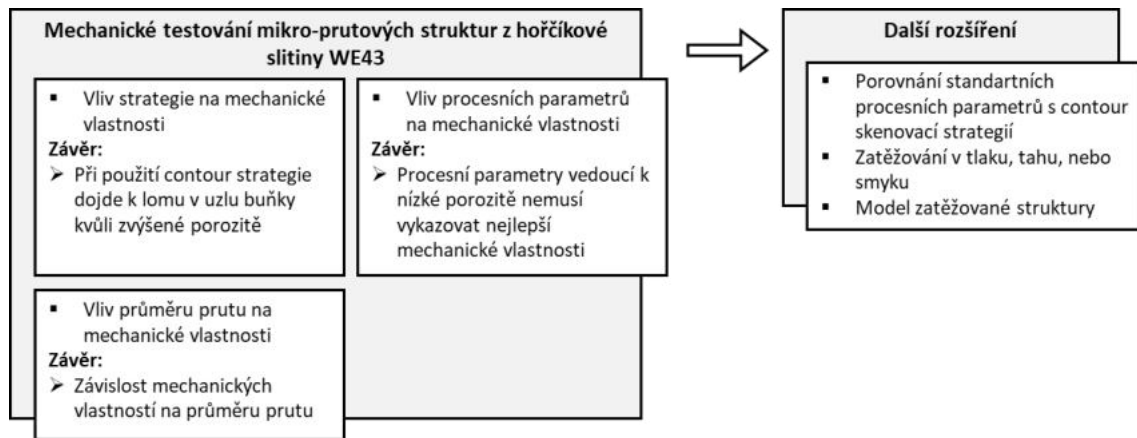


Obr. 5-5 (a) změna trajektorie contour strategie v uzlu buňky; (b) zvýšená porozita v uzlu buňky

Dalším možným navázáním na předchozí výzkum je redukce drsnosti povrchu. Jak bylo v této kapitole popsáno, při výrobě prutů z hořčíkové slitiny WE43 je velké množství prášku nataveno na samotný prut, což vede ke zvýšení drsnosti povrchu. Nalepený prášek negativně ovlivňuje použití mikro-prutových struktur, protože jednotlivá zrna nedrží pevně na prutu a mohou se použitím uvolnit. Zvýšená drsnost povrchu také může způsobit větší koncentraci napětí, což může vést k lomu při zatížení struktury. Existují způsoby post procesingu, které se pro odstranění prášku z povrchu součástí vyrobených SLM technologií používají. Jednou z nich je pískování, které však v případě větší struktur nedosahuje na všechny pruty struktury. Další možností je chemické opracování povrchu. Avšak i samotné procesní parametry mohou drsnost povrchu zásadně ovlivnit. Proto i tato oblast bude dalším předmětem výzkumu.

5.6.3 Etapa 3: Zatěžování mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43

Cílem etapy je popsat deformační chování mikro-prutových struktur. Této oblasti se doposud věnovalo malé množství publikací [65]. Tato oblast tak není dostatečně popsána. Tato etapa by měla odpovědět na třetí vědeckou otázku: Povede použití contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur ke zvýšení mechanických vlastností oproti použití procesních parametrů pro objemový materiál pro hořčíkovou slitinu WE43? V etapě bude postupováno podle následujícího schématu (Obr. 5-6).



Obr. 5-6 Předpokládaný průběh řešení třetí etapy disertační práce

Tato fáze řešení bude věnována mechanickým vlastnostem mikro-prutových struktur vyrobených z hořčíkové slitiny WE43. Pro zjištění mechanických vlastností bude použita tlaková zkouška, která je v literatuře běžně používána a bude tak možné struktury z hořčíkové slitiny porovnat s dalšími slitinami. V této fázi řešení bude uvažováno testování vlivu skenovací strategie na mechanické vlastnosti. Jak bylo zmíněno v předchozí kapitole, contour strategie vede ke vzniku porozity v uzlech základních buněk. Tato porozita může být iniciátorem trhlin, proto budou porovnány dvě struktury – jedna vyrobena contour strategií, druhá s procesními parametry pro objemový materiál. Bude tak možné ověřit vliv contour strategie na mechanické vlastnosti struktur. Dalším zkoumaným vlivem bude velikosti prutu. U prutů do průměru 3 mm by se měly mechanické vlastnosti měnit v závislosti na průměru prutu [79]. Cílem bude ověřit, jaký má tato změna charakter.

Použité vědecké metody zkoumání

Vzorky mikro-prutové struktury budou vyrobeny na zařízení SLM 280^{HL} z hořčíkové slitiny WE43. Procesní parametry budou vybrány na základě výsledků z druhé etapy.

Mechanické vlastnosti budou testovány na univerzálním testovacím zařízení (Zwick Roell Z250). Zařízení bude osazeno přípravkem pro tlakové testování mikro-prutových struktur. Z mechanické zkoušky bude získán záznam síly v závislosti na prodloužení, kde bude možné definovat maximální zátěžnou sílu a prodloužení struktury. Ze smluvního průřezu struktury bude možné určit mez pevnosti struktury. Tyto parametry budou použity pro porovnání struktur s rozdílnými průměry prutů.

Další možné rozšíření etapy

Dalším možným krokem je porovnání vlivu různých smyslů zatěžování jako je smykové a tahové zatěžování. To může být užitečné především u obecně namáhaných těles, které by měly být optimalizovány pomocí mikro-prutové struktury. Dalším logickým krokem by bylo vytvoření modelu v MKP reprezentujícího smykové zatěžování struktur. Tento model by pak bylo možné použít na různé struktury a zjistit tak mechanické vlastnosti bez nutnosti provádění experimentů.

5.7 Plán publikací

První publikace byla vytvořena z výsledků první etapy. Publikace byla zaměřena především na vývoj procesních parametrů contour strategie pro redukci porozity, drsnosti povrchu a rozměrové nepřesnosti v porovnání s pruty vyrobenými pomocí doporučených procesních parametrů.

Publikace 1 – datum vydání 02/2022

Cíl publikace: Redukce imperfekcí jako je porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost pomocí optimalizace procesních parametrů contour skenovací strategie.

Název: Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology

Periodikum: Journal of Manufacturing Processes

Impact factor (IF): 5,684 (pro rok 2021)

Publikace 2 – předpokládané datum odeslání 12/2022

V publikaci budou použity poznatky získané z první publikace k výrobě prutů z hořčíkové slitiny WE43 s využitím contour skenovací strategie.

Cíl publikace: Vývoj procesních parametrů pro výrobu prutů z hořčíkové slitiny WE43 s cílem minimalizovat vznik porozity, drsnost povrchu a rozměrovou nepřesnost.

Periodikum: Materials

Impact factor (IF): 3,748 (pro rok 2021)

Publikace – předpokládané datum odeslání 10/2023

V publikaci budou použity poznatky z předchozích publikací k výrobě mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43. Ty budou zatěžovány tlakem. Výsledky budou dále analyzovány a bude popsán vliv tlakového zatěžování a procesních parametrů na deformační chování struktur.

Cíl publikace: Popis deformačního chování mikro-prutových struktur v závislosti na použitých procesních parametrech a průměrech prutů.

Periodikum: Journal of Magnesium and Alloys

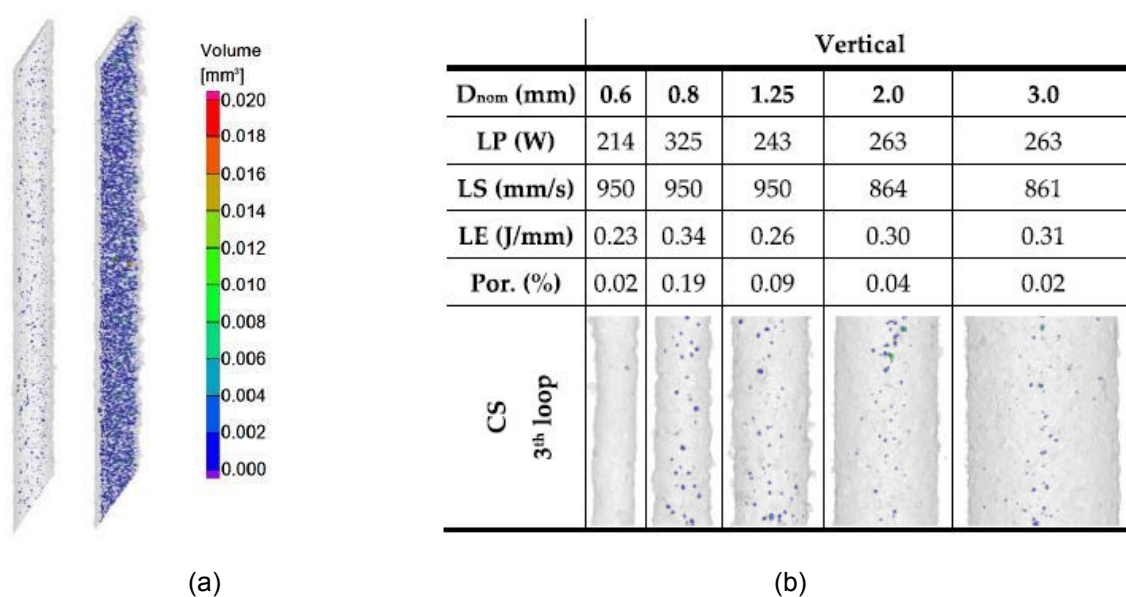
Impact factor (IF): 11,813 (pro rok 2021)

V závislosti na možných navazujících tématech zmíněných v kapitole 5.6 mohou vzniknout v průběhu řešení disertační práce další publikace.

6 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÍ DISERTAČNÍ PRÁCE

6.1 Vývoj contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur z materiálu AlSi10Mg

Disertační práce navazuje na předchozí studium, které se zabývalo možnostmi použít contour strategii pro výrobu nízko-objemových dílů jako jsou mikro-prutové struktury. Prvotní výsledky ukázaly, že contour skenovací strategie by mohla být vhodná pro výrobu mikro-prutových struktur (Obr. 6-1a) a byly shrnuty do publikace *Selective Laser Melting Strategy for Fabrication of Thin Struts Usable in Lattice Structures* (viz příloha 1) [34].



Obr. 6-1 (a) redukce porozity ve skloněných prutech pomocí contour skenovací strategie [34]; (b) výsledky porozity contour strategie pro vertikální pruty [88]

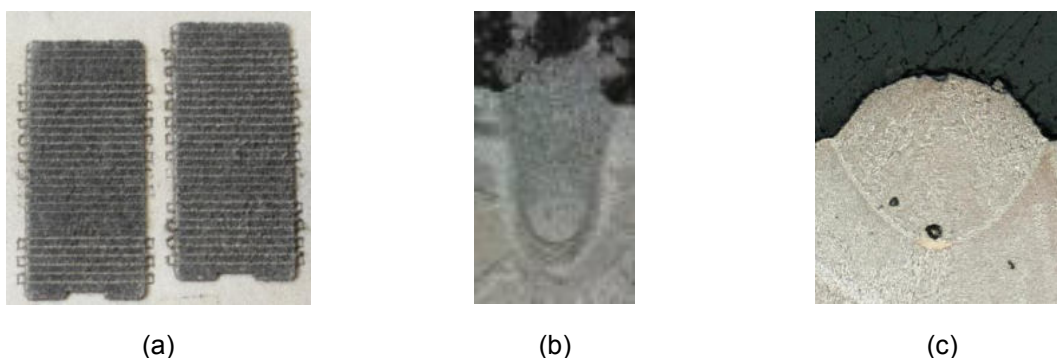
Na základě těchto výsledků bylo téma dále studováno. Byly navrženy rozšiřující experimenty, které byly zaměřeny na mikro-prutové struktury se záměrem získat potřebné vstupní parametry pro contour skenovací strategii (výkon laseru, skenovací rychlost, šířka dráhy, překryv drah laseru, odsazení první dráhy od okraje prutu). Cílem těchto experimentů bylo nastavit procesní parametry contour skenovací strategie tak, aby byla redukována porozita v prutech s ohledem na naměřené hodnoty porozity při použití doporučených procesních parametrů. Dalším cílem bylo popsat vliv procesních parametrů na drsnost povrchu a rozměrovou přesnost. Pro tuto studii byla použita hliníková slitina AlSi10Mg, která je v literatuře dobře popsána, a navíc se běžně používá pro výrobu dílů technologií SLM. Díky tomu existují doporučené procesní parametry pro tuto slitinu, ke kterým je možné výsledky vztahovat. Získané poznatky byly shrnuty do publikace *Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology* (viz příloha 2) [88]. Tato publikace je zakončením první etapy řešení disertační práce a její hlavní poznatky lze shrnout do několika odrážek:

- Geometrie vzorků má vliv na vstupní parametr šířky dráhy pro contour skenovací strategii. Proto byl použit experiment hollow struts (dutých prutů), které vedly k naměření rozdílných hodnot šířky dráhy, než běžně používaný single track (jednotlivé dráhy) experiment.
- Šířka dráhy naměřená v hollow strut experimentu je závislá na procesních parametrech, orientaci prutu a průměru prutu.
- Optimální hodnota překryvu drah laseru byla stanovena jako 35 % šířky dráhy, přičemž tato hodnota by měla být dodržena v celém prutu
- Směr tavení zevnitř-ven v každé vrstvě při použití contour skenovací strategie vedlo k redukci ostrých pórů, které vznikaly vlivem absence prášku uvnitř prutu při použití z vnějšku-dovnitř směru.
- Šířka dráhy získaná ze závislosti šířky dráhy na lineární energii (výkon laseru / skenovací rychlost), průměru prutu a orientaci prutu vedla k nastavení procesních parametrů contour skenovací strategie tak, že byly vyrobeny pruty s porozitou do 0,2 % (Obr. 6-1b)
- Drsnost povrchu Ra se dokázalo použitím contour skenovací strategie, a to zejména u skloněných prutů.
- Nastavení odsazení trajektorie první dráhy laseru od předpokládaného okraje prutu o 33 % šířky dráhy vedlo k výrobě prutů s průměrnými odchylkami rozměru 0,03 mm pro skloněné pruty a 0,04 mm pro vertikální pruty.

6.2 Vývoj procesních parametrů contour skenovací strategie pro výrobu mikro-prutových struktur z hořčíkové slitiny WE43

Na základě publikovaného článku uvedeného v předchozí kapitole se ukázalo, že použití contour skenovací strategie vedlo k redukci porozity, drsnosti povrchu a rozměrové nepřesnosti ve vyrobených prutech. Proto byla tato strategie zvolena se záměrem vyrábět mikro-prutové struktury z hořčíkové slitiny WE43.

Doposud bylo provedeno několik experimentů, které vedly k získání dat pro naladění contour skenovací strategie. Prvním experimentem byl single track experiment (Obr. 6-2a). V tomto experimentu byly vyrobeny jednotlivé návary v rozmezí procesních parametrů: výkonu laseru 50-250 W a skenovací rychlosti 200-1200 mm/s. Celkem bylo vyrobeno 98 návarů, na kterých byl vyhodnocen tvar návarů z metalografických výbrusů.



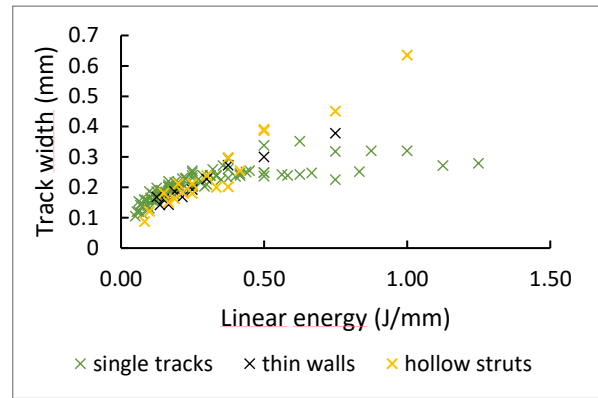
Obr. 6-2 (a) návary z hořčíkové slitiny WE43; (b) metalografický výbrus návaru: z hořčíkové slitiny WE43; (c) z hliníkové slitiny AlSi10Mg

Výsledky experimentu ukazují, že zpracovatelnost hořčíkové slitiny WE43 je značně odlišná od hliníkové slitiny AlSi10Mg. Návary z hořčíkové slitiny WE43 (Obr. 6-2b) mají větší průvar než návary vyrobené z hliníkové slitiny AlSi10Mg (Obr. 6-2c). To je dáno především teplotou tavení hořčíku, která je značně nižší než u hliníku. Tento jev způsobuje velikost průvaru až 6x větší, než je tloušťka vrstvy, tedy jeden návar může vést ke spojení až 6 vrstev pod ním. To však nese další rizika z pohledu tvorby porozity, která v takovém případě může vznikat.

Další experimenty vedly k prokázání vlivu geometrie vzorku na šířku dráhy/stěny. Byly porovnány tři druhy vzorků: single tracks (jednotlivé návary); thin walls (tenké stěny); hollow struts (duté pruty). Šířka dráhy byla měřena u single tracks vzorků pomocí světelného mikroskopu a měření vzorků se shora. Thin walls a hollow struts (Obr. 6-3a) vzorky byly měřeny pomocí metalografických výbrusů.



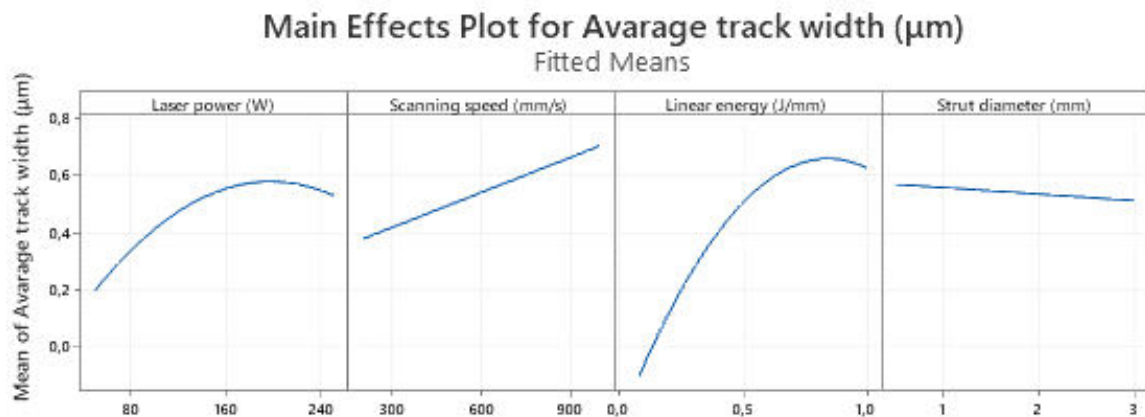
(a)



(b)

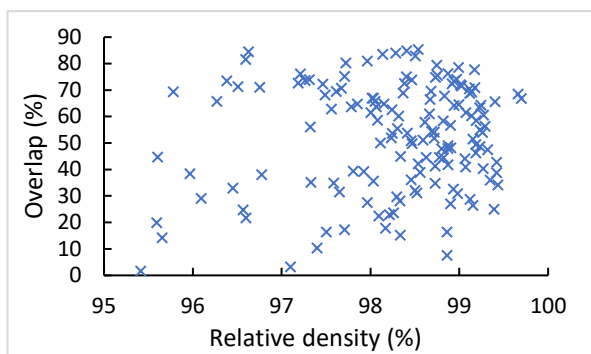
Obr. 6-3 (a) hollow strut vzorky; (b) závislost šířky dráhy na lineární energii u různých geometrií vzorků

Výsledky neprokazují tak významný vliv geometrie vzorku na šířku dráhy (Obr. 6-3b) jako byla pozorována u hliníkové slitiny AlSi10Mg. Největší vliv na šířku dráhy má lineární energie, tedy vyšší energie vede k širšímu návaru. U hollow struts vzorků byla provedena analýza vlivu parametrů (lineární energie, výkon laseru, skenovací rychlost, průměr prutu) na šířce dráhy v programu Minitab (Obr. 6-4). Ta prokázala, že průměr prutu má na šířku dráhy nejmenší vliv, což je v rozporu s pozorováním u hliníkové slitiny.



Obr. 6-4 Vlivy vstupní parametrů pro výrobu hollow struts vzorků na šířku dráhy

V dalším experimentu bylo cílem získat hodnotu překryvu drah laseru, která povede k výrobě prutů bez porozity. Pro tento účel byly vyrobeny hollow struts vzorky tvořené dvěma drahami laseru. Vyhodnocení probíhalo měřením porozity mezi drahami na metalografických výbrusech. Výsledky však nevedly k prokázání jedné hodnoty, která by vedla k redukci porozity (Obr. 6-5). Porozita mezi drahami pod 1 % se ukázala u vzorků vyrobených s překryvem od 25 % do 80 %.



Obr. 6-5 Vliv překryvu drah laseru na relativní hustotu mezi drahami u hollow struts vzorků vyrobenými dvěma drahami

Vzhledem k předchozím experimentům byly vyrobeny prutové vzorky, které byly vyrobeny ve třech sadách s překryvem drah laseru 40, 50 a 60 %, aby se ukázalo, zda tyto překryvy drah povedou ke změně porozity. V prutech tedy bude měřena porozita, drsnost povrchu a rozměrová přesnost.

Tyto výsledky budou použity v druhé publikaci, která by měla odpovědět na vědeckou otázkou číslo 2.

7 ZÁVĚR

Pojednání ke státní doktorské zkoušce detailně rozebírá výrobu mikro-prutových struktur z lehkých slitin hliníku a hořčíku. První část je zaměřena na shrnutí současného stavu poznání, které je možné rozdělit do dvou částí. V první části je uveden popis zpracování hořčíkových slitin pomocí technologie SLM. Hořčíkové slitiny jsou obtížně zpracovatelný materiál a je nutné brát ohledy na korozi, hoření hořčíku a jeho vypařování. Z těchto důvodů nejsou v literatuře uvedeny procesní parametry pro jeho zpracování do podoby mikro-prutových struktur. Proto byla druhá část shrnutí současného stavu poznání zaměřena na výrobu mikro-prutových struktur z různých materiálů, avšak zejména z hliníkové slitiny AlSi10Mg. Ta je dobře popsána v literatuře a jednoduše zpracovatelná na zařízení SLM. Existují také její doporučené procesní parametry pro výrobu objemových dílů. Mikro-prutové struktury se od objemových dílů liší v odvodu tepelné energie, která vede ke vzniku imperfkcí jako je zvýšená porozita, drsnost povrchu a rozměrová nepřesnost. Proto se disertační práce zaměřuje na výrobu mikro-prutových struktur.

Na základě současného stavu poznání byla provedena analýza uvedených poznatků. Ta vedla k identifikaci bílých míst, které nebyly v literatuře popsány. Pro výrobu mikro-prutových struktur se jedná o redukci imperfkcí pomocí nalezení vhodných procesních parametrů pro jejich výrobu. Pro hořčíkové slitiny nebyly doposud publikovány články zabývající se jejich výrobou a vlivem procesních parametrů na jejich výrobu. Na základě bílých míst a literatury byly vytvořeny tři vědecké otázky a pracovní hypotézy. Ty byly dále rozvíjeny do tří etap řešení disertační práce, kde každá etapa se zabývá řešením jedné vědecké otázky. V každé etapě je uvedeno, jak bude řešení probíhat se zaměřením na zodpovězení daných vědeckých otázek. Jsou zde také uvedeny parametry a zařízení, na kterých bude výzkum prováděn. Výsledky z jednotlivých etap budou použity pro sepsání publikací. Jejich seznam a plánované periodikum pro danou publikaci je uveden v kapitole plán publikací.

V poslední části pojednání k disertační práci je současný stav řešení disertační práce. První etapa řešení byla úspěšně splněna. Byl publikován článek, ve kterém byla jako vhodná pro výrobu mikro-prutových struktur identifikována contour skenovací strategie, která vedla k výrobě vertikálních a skloněných prutů s porozitou do 0,2 % pro průměry prutů od 0,6 do 3 mm. Její použití také vedlo k redukci drsnosti povrchu a rozměrové nepřesnosti vzhledem k doporučené meander strategii. Experimenty, které vedou k získání procesních parametrů contour strategie byly použity pro hořčíkovou slitinu WE43. Výsledky z experimentů byly analyzovány a na jejich základě byly nastaveny procesní parametry pro výrobu prutových vzorků. Ty jsou v současné době analyzovány.

8 SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1: Publikace *Selective Laser Melting Strategy for Fabrication of Thin Struts Usable in Lattice Structures*

Příloha 2: Publikace *Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology*

9 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] Exactech transitions additive manufacture of shoulder implant from EBM to DMLS as it ramps up production - TCT Magazine, (n.d.). <https://www.tctmagazine.com/additive-manufacturing-3d-printing-news/exactech-additive-manufacture-shoulder-implant-dmls/> (accessed August 22, 2022).
- [2] S. You, Y. Huang, K.U. Kainer, N. Hort, Recent research and developments on wrought magnesium alloys, *J. Magnes. Alloy.* 5 (2017) 239–253. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2017.09.001>.
- [3] P. Minárik, R. Král, J. Čížek, F. Chmelík, Effect of different c/a ratio on the microstructure and mechanical properties in magnesium alloys processed by ECAP, *Acta Mater.* 107 (2016) 83–95. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.12.050>.
- [4] D. Guan, W.M. Rainforth, L. Ma, B. Wynne, J. Gao, Twin recrystallization mechanisms and exceptional contribution to texture evolution during annealing in a magnesium alloy, *Acta Mater.* 126 (2017) 132–144. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.058>.
- [5] J. Chen, L. Tan, X. Yu, I.P. Etim, M. Ibrahim, K. Yang, Mechanical properties of magnesium alloys for medical application: A review, *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 87 (2018) 68–79. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2018.07.022>.
- [6] E. Aghion, B. Bronfin, D. Eliezer, The role of the magnesium industry in protecting the environment, *J. Mater. Process. Technol.* 117 (2001) 381–385. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00779-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00779-8).
- [7] I. Yadroitsev, I. Smurov, Surface morphology in selective laser melting of metal powders, *Phys. Procedia.* 12 (2011) 264–270. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.034>.
- [8] A. Sorkin, J.L. Tan, C.H. Wong, Multi-material modelling for selective laser melting, *Procedia Eng.* 216 (2017) 51–57. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2018.02.088>.
- [9] M.H. Nasab, D. Gastaldi, N.F. Lecis, M. Vedani, On morphological surface features of the parts printed by selective laser melting (SLM), *Addit. Manuf.* 24 (2018) 373–377. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.10.011>.
- [10] C.C. Ng, M.M. Savalani, H.C. Man, I. Gibson, Layer manufacturing of magnesium and its alloy structures for future applications, *Virtual Phys. Prototyp.* 5 (2010) 13–19. <https://doi.org/10.1080/17452751003718629>.
- [11] E.O. Olakanmi, Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg, and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties, *J. Mater. Process. Technol.* 213 (2013) 1387–1405. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.03.009>.
- [12] E.O. Olakanmi, R.F. Cochrane, K.W. Dalgarno, A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties, *Prog. Mater. Sci.* 74 (2015) 401–477. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.03.002>.

- [13] M. Salehi, S. Maleksaedi, H. Farnoush, M.L.S. Nai, G.K. Meenashisundaram, M. Gupta, An investigation into interaction between magnesium powder and Ar gas: Implications for selective laser melting of magnesium, *Powder Technol.* 333 (2018) 252–261. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.04.026>.
- [14] A. Pawlak, M. Rosienkiewicz, E. Chlebus, Design of experiments approach in AZ31 powder selective laser melting process optimization, *Arch. Civ. Mech. Eng.* 17 (2017) 9–18. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2016.07.007>.
- [15] M.P. Staiger, A.M. Pietak, J. Huadmai, G. Dias, Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials: A review, *Biomaterials.* 27 (2006) 1728–1734. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2005.10.003>.
- [16] A. Hartwig, Role of magnesium in genomic stability, *Mutat. Res. - Fundam. Mol. Mech. Mutagen.* 475 (2001) 113–121. [https://doi.org/10.1016/S0027-5107\(01\)00074-4](https://doi.org/10.1016/S0027-5107(01)00074-4).
- [17] N.E.L. Saris, E. Mervaala, H. Karppanen, J.A. Khawaja, A. Lewenstam, Magnesium: An update on physiological, clinical and analytical aspects, *Clin. Chim. Acta.* 294 (2000) 1–26. [https://doi.org/10.1016/S0009-8981\(99\)00258-2](https://doi.org/10.1016/S0009-8981(99)00258-2).
- [18] P.A. Revell, E. Damien, X.S. Zhang, P. Evans, C.R. Howlett, The Effect of Magnesium Ions on Bone Bonding to Hydroxyapatite Coating on Titanium Alloy Implants, *Key Eng. Mater.* 254–256 (2004) 447–450. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.254-256.447>.
- [19] H. Zreiqat, C.R. Howlett, A. Zannettino, P. Evans, G. Schulze-Tanzil, C. Knabe, M. Shakibaei, Mechanisms of magnesium-stimulated adhesion of osteoblastic cells to commonly used orthopaedic implants, *J. Biomed. Mater. Res.* 62 (2002) 175–184. <https://doi.org/10.1002/jbm.10270>.
- [20] J. Levorova, J. Duskova, M. Drahos, R. Vrbova, D. Vojtech, J. Kubasek, M. Bartos, L. Dugova, D. Ulmann, R. Foltan, In vivo study on biodegradable magnesium alloys: Bone healing around WE43 screws, *J. Biomater. Appl.* 32 (2018) 886–895. <https://doi.org/10.1177/0885328217743321>.
- [21] S. Ge, Y. Wang, J. Tian, D. Lei, Q. Yu, G. Wang, An in vitro study on the biocompatibility of WE magnesium alloys, *J. Biomed. Mater. Res. - Part B Appl. Biomater.* 104 (2016) 482–487. <https://doi.org/10.1002/jbm.b.33388>.
- [22] T. Maconachie, M. Leary, B. Lozanovski, X. Zhang, M. Qian, O. Faruque, M. Brandt, SLM lattice structures: Properties, performance, applications and challenges, *Mater. Des.* 183 (2019) 108137. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108137>.
- [23] J. Van Der Stok, O.P. Van Der Jagt, S. Amin Yavari, M.F.P. De Haas, J.H. Waarsing, H. Jahr, E.M.M. Van Lieshout, P. Patka, J.A.N. Verhaar, A.A. Zadpoor, H. Weinans, Selective laser melting-produced porous titanium scaffolds regenerate bone in critical size cortical bone defects, *J. Orthop. Res.* 31 (2013) 792–799. <https://doi.org/10.1002/jor.22293>.
- [24] P. Delroisse, P.J. Jacques, E. Maire, O. Rigo, A. Simar, Effect of strut orientation on the microstructure heterogeneities in AlSi10Mg lattices processed by selective laser melting, *Scr. Mater.* 141 (2017) 32–35. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.020>.

- [25] C. Galy, E. Le Guen, E. Lacoste, C. Arvieu, Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences, *Addit. Manuf.* 22 (2018) 165–175. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.005>.
- [26] S. Das, Physical Aspects of Process Control in Selective Laser Sintering of Metals, *Adv. Eng. Mater.* 5 (2003) 701–711. <https://doi.org/10.1002/adem.200310099>.
- [27] D.D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, R. Poprawe, Laser additive manufacturing of metallic components: Materials, processes and mechanisms, *Int. Mater. Rev.* 57 (2012) 133–164. <https://doi.org/10.1179/1743280411Y.0000000014>.
- [28] H.J. Niu, I.T.H. Chang, Selective laser sintering of gas atomized M2 high speed steel powder, *J. Mater. Sci.* 35 (2000) 31–38. <https://doi.org/10.1023/A:1004720011671>.
- [29] X. Wang, X. Gong, K. Chou, Review on powder-bed laser additive manufacturing of Inconel 718 parts, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.* 231 (2017) 1890–1903. <https://doi.org/10.1177/0954405415619883>.
- [30] M. Agarwala, D. Bourell, J. Beaman, H. Marcus, J. Barlow, Direct selective laser sintering of metals, *Rapid Prototyp. J.* 1 (1995) 26–36. <https://doi.org/10.1108/13552549510078113>.
- [31] J. Liu, H. Yu, C. Chen, F. Weng, J. Dai, Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: A review, *Opt. Lasers Eng.* 93 (2017) 195–210. <https://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2017.02.007>.
- [32] L. zhi Wang, S. Wang, X. Hong, Pulsed SLM-manufactured AlSi10Mg alloy: Mechanical properties and microstructural effects of designed laser energy densities, *J. Manuf. Process.* 35 (2018) 492–499. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.09.007>.
- [33] D. Zhang, W. Wang, Y. Guo, S. Hu, D. Dong, R. Poprawe, J.H. Schleifenbaum, S. Ziegler, Numerical simulation in the absorption behavior of Ti6Al4V powder materials to laser energy during SLM, *J. Mater. Process. Technol.* 268 (2019) 25–36. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.002>.
- [34] R. Vrána, D. Koutný, D. Paloušek, L. Pantělejev, J. Jaroš, T. Zikmund, J. Kaiser, Selective laser melting strategy for fabrication of thin struts usable in lattice structures, *Materials (Basel)*. 11 (2018). <https://doi.org/10.3390/ma11091763>.
- [35] C.A. Biffi, J. Fiocchi, A. Tuissi, Selective laser melting of AlSi10 Mg: Influence of process parameters on Mg₂Si precipitation and Si spheroidization, *J. Alloys Compd.* 755 (2018) 100–107. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.04.298>.
- [36] X. Zhou, X. Liu, D. Zhang, Z. Shen, W. Liu, Balling phenomena in selective laser melted tungsten, *J. Mater. Process. Technol.* 222 (2015) 33–42. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.032>.
- [37] C.C. Ng, M. Savalani, H.C. Man, Fabrication of magnesium using selective laser melting technique, *Rapid Prototyp. J.* 17 (2011) 479–490. <https://doi.org/10.1108/13552541111184206>.
- [38] C.C. Ng, M.M. Savalani, M.L. Lau, H.C. Man, Microstructure and mechanical properties of selective laser melted magnesium, *Appl. Surf. Sci.* 257 (2011) 7447–7454. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.03.004>.
- [39] M.M. Savalani, J.M. Pizarro, Effect of preheat and layer thickness on selective laser melting (SLM) of magnesium, *Rapid Prototyp. J.* 22 (2016) 115–122. <https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2013-0076>.

- [40] D. Hu, Y. Wang, D. Zhang, L. Hao, J. Jiang, Z. Li, Y. Chen, Experimental Investigation on Selective Laser Melting of Bulk Net-Shape Pure Magnesium, *Mater. Manuf. Process.* 30 (2015) 1298–1304. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1025963>.
- [41] B. Zhang, H. Liao, C. Coddet, Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg-9%Al powder mixture, *Mater. Des.* 34 (2012) 753–758. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.06.061>.
- [42] K. Wei, M. Gao, Z. Wang, X. Zeng, Effect of energy input on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted AZ91D magnesium alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 611 (2014) 212–222. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.05.092>.
- [43] K. Wei, Z. Wang, X. Zeng, Influence of element vaporization on formability, composition, microstructure, and mechanical performance of the selective laser melted Mg-Zn-Zr components, *Mater. Lett.* 156 (2015) 187–190. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.05.074>.
- [44] J. Suchy, M. Horynová, L. Klakurková, D. Palousek, D. Koutny, L. Celko, Effect of laser parameters on processing of biodegradable magnesium alloy WE43 via selective laser melting method, *Materials (Basel)*. 13 (2020). <https://doi.org/10.3390/ma13112623>.
- [45] B. Song, S. Dong, S. Deng, H. Liao, C. Coddet, Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting, *Opt. Laser Technol.* 56 (2014) 451–460. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2013.09.017>.
- [46] I. Toda-Caraballo, E.I. Galindo-Nava, P.E.J. Rivera-Díaz-Del-Castillo, Understanding the factors influencing yield strength on Mg alloys, *Acta Mater.* 75 (2014) 287–296. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.04.064>.
- [47] H. Attar, M. Calin, L.C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert, Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium, *Mater. Sci. Eng. A.* 593 (2014) 170–177. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.038>.
- [48] H. Attar, M. Bönisch, M. Calin, L.C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert, Selective laser melting of in situ titanium-titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties, *Acta Mater.* 76 (2014) 13–22. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.022>.
- [49] C.Y. Yap, C.K. Chua, Z.L. Dong, Z.H. Liu, D.Q. Zhang, L.E. Loh, S.L. Sing, Review of selective laser melting: Materials and applications, *Appl. Phys. Rev.* 2 (2015). <https://doi.org/10.1063/1.4935926>.
- [50] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, Hierarchical design principles of selective laser melting for high quality metallic objects, *Addit. Manuf.* 7 (2015) 45–56. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.12.007>.
- [51] H.J. Niu, I.T.H. Chang, Instability of scan tracks of selective laser sintering of high speed steel powder, *Scr. Mater.* 41 (1999) 1229–1234. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00276-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00276-6).
- [52] Y. Zhou, P. Wu, Y. Yang, D. Gao, P. Feng, C. Gao, H. Wu, Y. Liu, H. Bian, C. Shuai, The microstructure, mechanical properties and degradation behavior of laser-melted [Formula presented] alloys, *J. Alloys Compd.* 687 (2016) 109–114. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.06.068>.

- [53] Y. Yang, P. Wu, Q. Wang, H. Wu, Y. Liu, Y. Deng, Y. Zhou, C. Shuai, The enhancement of Mg corrosion resistance by alloying Mn and laser-melting, *Materials* (Basel). 9 (2016) 1–10. <https://doi.org/10.3390/ma9040216>.
- [54] B. Basu, A.W. Date, Rapid solidification following laser melting of pure metals-I. Study of flow field and role of convection, *Int. J. Heat Mass Transf.* 35 (1992) 1049–1058. [https://doi.org/10.1016/0017-9310\(92\)90165-O](https://doi.org/10.1016/0017-9310(92)90165-O).
- [55] S. Ananiev, P. Nikrityuk, K. Eckert, Dendrite fragmentation by catastrophic elastic remelting, *Acta Mater.* 57 (2009) 657–665. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.10.004>.
- [56] N.A. Zumdick, L. Jauer, L.C. Kersting, T.N. Kutz, J.H. Schleifenbaum, D. Zander, Additive manufactured WE43 magnesium: A comparative study of the microstructure and mechanical properties with those of powder extruded and as-cast WE43, *Mater. Charact.* 147 (2019) 384–397. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.11.011>.
- [57] Y. Yin, Q. Huang, L. Liang, X. Hu, T. Liu, Y. Weng, T. Long, Y. Liu, Q. Li, S. Zhou, H. Wu, In vitro degradation behavior and cytocompatibility of ZK30/bioactive glass composites fabricated by selective laser melting for biomedical applications, *J. Alloys Compd.* 785 (2019) 38–45. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.01.165>.
- [58] M. Kurth, P.C.J. Graat, E.J. Mittemeijer, The oxidation kinetics of magnesium at low temperatures and low oxygen partial pressures, *Thin Solid Films.* 500 (2006) 61–69. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2005.11.044>.
- [59] L.P.H. Jeurgens, M.S. Vinodh, E.J. Mittemeijer, Initial oxide-film growth on Mg-based MgAl alloys at room temperature, *Acta Mater.* 56 (2008) 4621–4634. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2008.05.020>.
- [60] M. Xia, D. Gu, G. Yu, D. Dai, H. Chen, Q. Shi, Porosity evolution and its thermodynamic mechanism of randomly packed powder-bed during selective laser melting of Inconel 718 alloy, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 116 (2017) 96–106. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2017.01.005>.
- [61] W.E. King, H.D. Barth, V.M. Castillo, G.F. Gallegos, J.W. Gibbs, D.E. Hahn, C. Kamath, A.M. Rubenchik, Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing, *J. Mater. Process. Technol.* 214 (2014) 2915–2925. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005>.
- [62] F. Czerwinski, Oxidation characteristics of magnesium alloys, *Jom.* 64 (2012) 1477–1483. <https://doi.org/10.1007/s11837-012-0477-z>.
- [63] V. Manakari, G. Parande, M. Gupta, Selective laser melting of magnesium and magnesium alloy powders: A review, 2017. <https://doi.org/10.3390/met7010002>.
- [64] Y. Liu, Y. Yang, D. Wang, A study on the residual stress during selective laser melting (SLM) of metallic powder, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 87 (2016) 647–656. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8466-y>.
- [65] S. Gangireddy, B. Gwalani, K. Liu, E.J. Faierson, R.S. Mishra, Microstructure and mechanical behavior of an additive manufactured (AM) WE43-Mg alloy, *Addit. Manuf.* 26 (2019) 53–64. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.12.015>.
- [66] M.M. Collur, A. Paul, T. Debroy, Mechanism of alloying element vaporization during laser welding, *Metall. Trans. B.* 18 (1987) 733–740. <https://doi.org/10.1007/BF02672891>.

- [67] I. Yadroitsev, A. Gusarov, I. Yadroitsava, I. Smurov, Single track formation in selective laser melting of metal powders, *J. Mater. Process. Technol.* 210 (2010) 1624–1631. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010>.
- [68] A. Simchi, H. Pohl, Direct laser sintering of iron-graphite powder mixture, *Mater. Sci. Eng. A.* 383 (2004) 191–200. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.05.070>.
- [69] D. Gu, Y. Shen, Direct laser sintered WC-10Co/Cu nanocomposites, *Appl. Surf. Sci.* 254 (2008) 3971–3978. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2007.12.028>.
- [70] R. Li, J. Liu, Y. Shi, L. Wang, W. Jiang, Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 59 (2012) 1025–1035. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3566-1>.
- [71] F. Witte, The history of biodegradable magnesium implants: A review, *Acta Biomater.* 6 (2010) 1680–1692. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2010.02.028>.
- [72] A.A. Zadpoor, Mechanics of additively manufactured biomaterials, *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* 70 (2017) 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2017.03.018>.
- [73] X. Wang, S. Xu, S. Zhou, W. Xu, M. Leary, P. Choong, M. Qian, M. Brandt, Y.M. Xie, Topological design and additive manufacturing of porous metals for bone scaffolds and orthopaedic implants: A review, *Biomaterials.* 83 (2016) 127–141. <https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2016.01.012>.
- [74] Y. Li, J. Zhou, P. Pavanram, M.A. Leeﬂang, L.I. Fockaert, B. Pouran, N. Tümer, K.U. Schröder, J.M.C. Mol, H. Weinans, H. Jahr, A.A. Zadpoor, Additively manufactured biodegradable porous magnesium, *Acta Biomater.* 67 (2018) 378–392. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2017.12.008>.
- [75] C. Shuai, Y. Zhou, X. Lin, Y. Yang, C. Gao, X. Shuai, H. Wu, X. Liu, P. Wu, P. Feng, Preparation and characterization of laser-melted Mg–Sn–Zn alloys for biomedical application, *J. Mater. Sci. Mater. Med.* 28 (2017). <https://doi.org/10.1007/s10856-016-5825-z>.
- [76] C. Shuai, L. Liu, M. Zhao, P. Feng, Y. Yang, W. Guo, C. Gao, F. Yuan, Microstructure, biodegradation, antibacterial and mechanical properties of ZK60-Cu alloys prepared by selective laser melting technique, *J. Mater. Sci. Technol.* 34 (2018) 1944–1952. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.02.006>.
- [77] M. Leary, M. Mazur, J. Elambasseril, M. McMillan, T. Chirent, Y. Sun, M. Qian, M. Easton, M. Brandt, Selective laser melting (SLM) of AlSi12Mg lattice structures, *Mater. Des.* 98 (2016) 344–357. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.127>.
- [78] C. Yan, L. Hao, A. Hussein, S.L. Bubb, P. Young, D. Raymont, Evaluation of light-weight AlSi10Mg periodic cellular lattice structures fabricated via direct metal laser sintering, *J. Mater. Process. Technol.* 214 (2014) 856–864. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.12.004>.
- [79] Z. Dong, X. Zhang, W. Shi, H. Zhou, H. Lei, J. Liang, Study of size effect on microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg samples made by selective laser melting, *Materials (Basel).* 11 (2018). <https://doi.org/10.3390/ma11122463>.
- [80] N.T. Aboulkhair, N.M. Everitt, I. Ashcroft, C. Tuck, Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting, *Addit. Manuf.* 1 (2014) 77–86. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>.

- [81] S. Pauly, C. Schricker, S. Scudino, L. Deng, U. Kühn, Processing a glass-forming Zr-based alloy by selective laser melting, *Mater. Des.* 135 (2017) 133–141. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.070>.
- [82] C. Qiu, S. Yue, N.J.E. Adkins, M. Ward, H. Hassanin, P.D. Lee, P.J. Withers, M.M. Attallah, Influence of processing conditions on strut structure and compressive properties of cellular lattice structures fabricated by selective laser melting, *Mater. Sci. Eng. A.* 628 (2015) 188–197. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.031>.
- [83] X. Han, H. Zhu, X. Nie, G. Wang, X. Zeng, Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: Molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy, *Materials* (Basel). 11 (2018). <https://doi.org/10.3390/ma11030392>.
- [84] Y. Tian, D. Tomus, P. Rometsch, X. Wu, Influences of processing parameters on surface roughness of Hastelloy X produced by selective laser melting, *Addit. Manuf.* 13 (2017) 103–112. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.10.010>.
- [85] R. Vrána, O. Cervinek, P. Manas, D. Koutný, D. Paloušek, Dynamic loading of lattice structure made by selective laser melting-numerical model with substitution of geometrical imperfections, *Materials* (Basel). 11 (2018). <https://doi.org/10.3390/ma11112129>.
- [86] C. Li, H. Lei, Y. Liu, X. Zhang, J. Xiong, H. Zhou, D. Fang, Crushing behavior of multi-layer metal lattice panel fabricated by selective laser melting, *Int. J. Mech. Sci.* 145 (2018) 389–399. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2018.07.029>.
- [87] M. Santorinaios, W. Brooks, C.J. Sutcliffe, R.A.W. Mines, Crush behaviour of open cellular lattice structures manufactured using selective laser melting, *WIT Trans. Built Environ.* 85 (2006) 481–490. <https://doi.org/10.2495/HPSM06047>.
- [88] R. Vrána, J. Jaroš, D. Koutný, J. Nosek, T. Zikmund, J. Kaiser, D. Paloušek, Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology, *J. Manuf. Process.* 74 (2022) 640–657. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.006>.

10 SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1-1 Náhrada ramenního kloubu vyrobená aditivní technologií [1]	4
Obr. 2-1 Narušení oxidové vrstvy (černá šipka) na hranici zrn částice Mg a tvorba shluků oxidů (bílé šipky) [13]	5
Obr. 3-1 Přehled parametrů ovlivňujících proces SLM a materiálové vlastnosti [30]	8
Obr. 3-2 Okno procesních parametrů pro zpracování hořčíkové slitiny (Mg-Al) [41]	10
Obr. 3-3 Difrakce zpětného rozptylu elektronů a) – c) aditivně zpracovaný materiál, d) – e) zpracovaný pomocí práškové extruze, f) zpracovaný pomocí odlévání materiálu [56]	13
Obr. 3-4 Morfologie povrchu (a) ZK30, (b) ZK30/5BG, (d) ZK30/10BG, (e) ZK30/15BG a EDS analýza červených čtverců na povrchu (c) ZK30 a (f) ZK30/15BG [57]	13
Obr. 3-5 Obrázek ze skenovací elektronové mikroskopie (SEM) hořčíkové slitiny zpracované technologií SLM [38]	14
Obr. 3-6 (a) SEM obrázek odpařování legujících prvků během procesu SLM [14]; (b) vypařovací tlak Mg a Al v závislosti na teplotě [13]	15
Obr. 3-7 SEM obrázek vyrobených vzorků z čistého hořčíku se střední velikostí zrn (a), (b) 25,85 μm ; (c), (d) 43,32 μm [40]	16
Obr. 3-8 Rozložení prutů v základní buňce: zelená – BCC struktura; žlutá – FCC struktura; červená – vertikální pruty; modrá – horizontální pruty [77]	18
Obr. 3-9 Vliv velikosti prutu na porozitu pro průměry: (a) 1 mm; (b) 2 mm; (c) 3 mm; (d) 4 mm; (e) 5 mm [79]	19
Obr. 3-10 Různé strategie zobrazené na průřezu prutem: (a) contour strategie; (b) chessboard strategie; (c) meander strategie	20
Obr. 3-11 Porozita v prutech u: (a); (b) contour strategie; (c); (d) chessboard strategie; (e); (f) meander strategie [81]	21
Obr. 3-12 (a) vliv výkonu laseru na porozitu při skenovací rychlosti 7000 mm/s; (b) vliv skenovací rychlosti na porozitu v mikro-prutové struktuře při výkonu laseru 400 W [82]	21
Obr. 3-13 Porozita vznikající rozdílným překryvem drah laseru [80]	22
Obr. 3-14 Porozita u (a) vertikálního prutu; (b); (c) skloněného prutu [24]	23
Obr. 3-15 (a) vliv sklonu prutu na drsnosti povrchu [84] (b) vliv procesních parametrů na drsnost povrchu [83]	24
Obr. 3-16 (a) závislost průměru prutu na skenovací rychlosti při výkonu laseru 400W; (b) závislost průměru prutu na výkonu laseru při skenovací rychlosti 7000 mm/s [82]	25

Obr. 3-17 Vzorek pro tahové testování mikro-prutových struktur [85]	26
Obr. 3-18 Tlakové zatěžování mikro-prutových struktur [86]	26
Obr. 3-19 Smykové zatěžování mikro-prutových struktur: (a) velikost buňky 2,5 mm; (b) velikost buňky 1,25 mm [87]	27
Obr. 4-1 Oblasti spojené s výrobou mikro-prutových struktur	28
Obr. 5-1 Předpokládaný průběh první etapy řešení disertační práce	37
Obr. 5-2 (a) meander strategie doporučená výrobcem prášku; (b) contour strategie: TW – šířka dráhy, OL – překryv drah laseru, BC – odsazení první dráhy od okraje prutu, HD – vzdálenost drah laseru	38
Obr. 5-3 Měření parametrů single tracků	39
Obr. 5-4 Předpokládaný průběh druhé etapy řešení disertační práce	40
Obr. 5-5 (a) změna trajektorie contour strategie v uzlu buňky; (b) zvýšená porozita v uzlu buňky	42
Obr. 5-6 Předpokládaný průběh řešení třetí etapy disertační práce	43
Obr. 6-1 (a) redukce porozity ve skloněných prutech pomocí contour skenovací strategie [34]; (b) výsledky porozity contour strategie pro vertikální pruty [88]	46
Obr. 6-2 (a) návary z hořčíkové slitiny WE43; (b) metalografický výbrus návaru: z hořčíkové slitiny WE43; (c) z hliníkové slitiny AlSi10Mg	48
Obr. 6-3 (a) hollow strut vzorky; (b) závislost šířky dráhy na lineární energii u různých geometrií vzorků	49
Obr. 6-4 Vlivy vstupní parametrů pro výrobu hollow struts vzorků na šířku dráhy	49
Obr. 6-5 Vliv překryvu drah laseru na relativní hustotu mezi drahami u hollow struts vzorků vyrobenými dvěma drahami	50

Příloha 1: Publikace *Selective Laser Melting Strategy for Fabrication of Thin Struts Usable in Lattice Structures*

Article

Selective Laser Melting Strategy for Fabrication of Thin Struts Usable in Lattice Structures

Radek Vrána ^{1,*}, Daniel Koutný ¹, David Paloušek ¹, Libor Pantělejev ², Jan Jaroš ¹, Tomáš Zikmund ³ and Jozef Kaiser ³

¹ Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Machine and Industrial Design, Technická 2896/2, 616 69 Brno, Czech Republic; Daniel.Koutny@vut.cz (D.K.); David.Palousek@vut.cz (D.P.); Jan.Jaros@vut.cz (J.J.)

² Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Materials Science and Engineering, Technická 2896/2, 616 69 Brno, Czech Republic; Libor.Pantelejev@vut.cz

³ Brno University of Technology, Central European Institute of technology BUT, Purkyňova 123, 612 00 Brno, Czech Republic; Tomas.Zikmund@vut.cz (T.Z.); Jozef.Kaiser@vut.cz (J.K.)

* Correspondence: Radek.Vrana@vut.cz; Tel.: +420-541-144-927

Received: 30 August 2018; Accepted: 12 September 2018; Published: 18 September 2018



Abstract: This paper deals with the selective laser melting (SLM) processing strategy for strut-lattice structure production which uses only contour lines and allows the porosity and roughness level to be managed based on combination of the input and linear energy parameters. To evaluate the influence of a laser scanning strategy on material properties and surface roughness a set of experiments was performed. The single welds test was used to find the appropriate processing parameters to achieve continuous welds with known width. Strut samples were used to find a suitable value of weld overlapping and to clarify the influence of input and linear laser energy on the strut porosity and surface roughness. The samples of inclined hollow struts were used to compare the wall thickness with single welds width; the results showed about 25% wider welds in the case of a hollow strut. Using the proposed SLM strategy it is possible to reach a significantly lower porosity and surface roughness of the struts. The best results for struts with an inclination of 35.26° were achieved with 25% track overlapping, input energy in the range from 9 J to 10.5 J and linear energy E_{lin} from 0.25 to 0.4 J/mm; in particular, the relative density of 99.83% and the surface roughness on the side of the strut of Ra 14.6 μm in an as-built state was achieved.

Keywords: selective laser melting (SLM); AlSi10Mg aluminum alloy; scanning strategy; porosity; roughness; contour strategy; melt-pool size; linear energy; input energy

1. Introduction

Nowadays, metallic porous materials such as cellular structures or foams have a wide range of applications. Metal foams are mostly used for energy-absorbing applications or as filling material of the conventionally produced profiles for weight reduction. Their most significant advantage is relatively cheap mass production. However, the regularity and shape of the foam structure cannot be precisely controlled [1–5]. On the other hand, the additively manufactured cellular lattice structures are mostly used for special parts in aerospace, space, cooling or biomedical applications [6–8]. The most important advantages of the lattice structure are their shape regularity and a wide range of possible materials that can be used [9,10]. One of the suitable additive technologies for lattice structure production is selective laser melting (SLM).

SLM is a layer-based metal additive technology allowing for rapid fabrication of prototypes and lightweight components with complex geometry [11–14]. Fabrication, using SLM, is affected by many

process parameters which have a significant effect on the final material properties. The main SLM process parameters are laser power (*LP*), laser speed (*LS*), thickness of the applied powder layer, distance between laser tracks, diameter of the laser beam, and scanning direction [15]. Its influence on the final mechanical properties was examined, especially for solid-based production; however, for lattice structures, this has not been well investigated.

Qiu et al. [8] investigated the influence of the laser power (*LP*) and the scanning (*LS*) speed on the diameter, shape and porosity of the struts made of AlSi10Mg material. The linear dependence between the strut diameter and the increasing *LP* was found. The authors used *LS* of 3500 mm/s while the *LP* was changed in the range from 150 W to 400 W. The diameter of strut changed from 260 μm to 500 μm for the nominal diameter of 300 μm . Due to the number of struts in the lattice structure, the mechanical properties can significantly change. The dependence of the main process parameters on the strut porosity was evaluated, but only for one *LP* and *LS* level. Abele et al. [16] dealt with dimensional accuracy of the strut structure. The authors tested a laser strategy for lattice structure production focused on high dimensional accuracy of very thin struts ($d = 0.2 \text{ mm}$). These struts were produced by only one laser path, and therefore the authors investigated primarily the offset of the laser contour paths. The linear energy E_{lin} (J/mm) and laser spot diameter were used as the main parameters. The authors defined the struts' size limitation as two times laser spot diameter. Leary et al. [17] investigated a manufacturability and surface roughness of the struts with the orientation typical for struts–lattice structures. They found that the surface roughness on the strut down-skin surface is significantly higher due to a heat transfer and sticking of the surrounding powder on the strut down-skin. The surface roughness is strongly dependent on the strut orientation which was also described by other authors [10,16,17]. Yan et al. [10] explained the higher surface roughness on the down-skin surface by the “stair effect” after slicing of the strut to the single layers. This effect increases at a lower strut inclination, where a greater part of the layer is produced directly on the powder. However, a lower height of layer thickness could decrease this effect. Koutný et al. [18] examined the influence of the strut orientation on the strut size. The samples were measured by a 3D optical scanner and evaluated by maximum inscribed cylinders inside the struts. Correction parameters for the struts' production with the accurate size were proposed.

Yu et al. [19,20] investigated the influence of the laser power and the scanning speed on the width of the single track. The scanning speed was found to be more influential in relation to the final width than the laser power. Samples fabricated with high energy density had a high porosity in the upper layers because the previous layers were re-melted and gas pores moved up to the current layer. Parts with full density were produced with high laser energy density. Wei et al. [21] showed that the weld samples produced in the linear energy density range of 1.5–1.875 J/cm had a continuous scan track with a relatively smooth surface without intertrack pores. Delroisse et al. [22] studied the influence of strut orientation on the microstructure. They found a heterogenous microstructure in case of inclined struts, while the vertical struts had a fully homogenous structure. The differences were explained by worse heat transfer in the bottom zone of the strut caused by strut orientation.

Koutný et al. [18] also examined the influence of the strut orientation on the strut size for samples made of stainless steel (*SS*) material. The results of *SS* material were different compared to aluminum alloy; while the samples of *SS* material had the diameter smaller than nominal, the samples of aluminum alloy had a larger diameter. Attar et al. [23] examined commercially pure titanium alloy (CP-Ti) from powder with a wide grain size range up to 100 μm . The authors experimentally investigated the SLM process parameter to produce nearly full dense (>99.5%) CP-Ti cylindrical samples with diameter $d = 4 \text{ mm}$ without any post-treatment.

The present study deals with SLM scanning strategy for struts fabrication using concentric contour laser paths in the entire strut cross-section instead of volume strategy [16]. The main aim is to allow for fabrication of struts–lattice structures with expected mechanical and material properties with high repeatability. This is very important for designing components for aerospace or space industries using finite element method (FEM) analysis [24] and topology optimization with great strength to weight

ratio. Due to a large number of the struts in the lattice structure, even a low increase in the single strut dimension can significantly change the mechanical properties of the lattice structure [8,25–28]. Also, the influence of the *LS* and *LP* process parameters on the struts' surface roughness and porosity are described.

2. Materials and Methods

2.1. Metal Powder Analysis

The AlSi10Mg aluminum alloy metal powder (TLS Technik GmbH, Bitterfeld, Germany) was used in all experiments. The metal powder was produced using a gas atomization in nitrogen atmosphere and its particles were almost spherical in shape (Figure 1b). A particle size distribution was analyzed (Horiba LA-960, Horiba, Kyoto, Japan) for powder quality verification. The results can be seen in the chart (Figure 1a). The particle mean size was 41.41 μm , median size was 40.7 μm and standard deviation was 12.9 μm . The particle size up to 25.2 μm represents 10% and the particle size up to 58 μm represents 90% of particle size distribution. Depending on the particle size distribution, a 50 μm layer was applied.

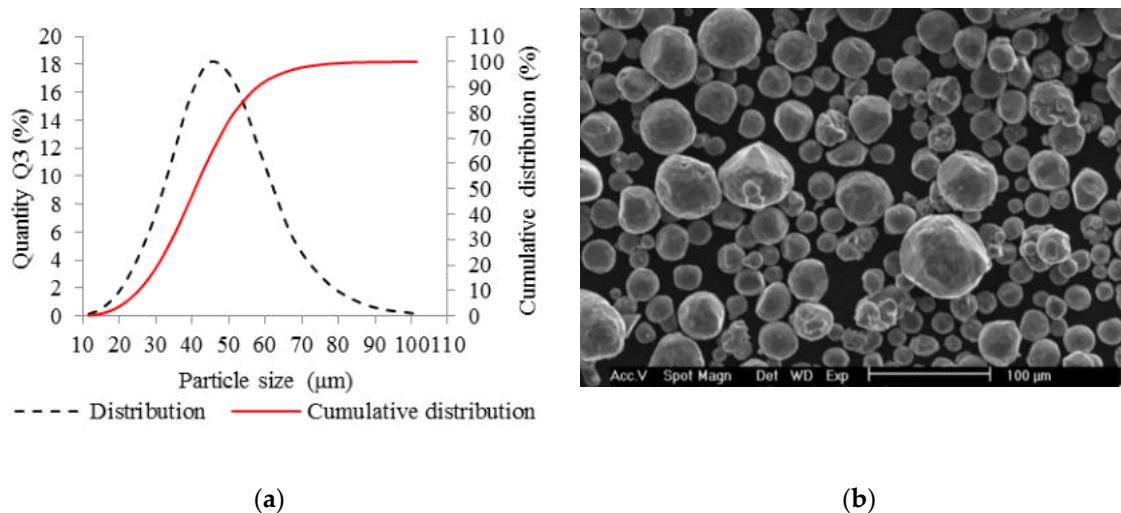


Figure 1. Selective laser melting (SLM) powder characteristics; (a) chart of particle size distribution; (b) shape of powder particles (scanning electron microscopy (SEM)).

2.2. Roughness Analysis

The struts samples were digitized by the optical measurement system (Atos Triple Scan III, GOM GmbH, Braunschweig, Germany) to find out the surface roughness on the strut side. The optical system was equipped with two 8 Mpx cameras and MV60 lens (resolution 17 μm). The samples were coated with a thin layer of TiO_2 powder (thickness of around 3 μm) [29] before the scanning process and digitized separately one by one for a more detailed measurement. After digitization, the data were polygonised using a “more detailed” option in GOM Atos software. With the optical measurement, the down-skin surface cannot be sufficiently digitized. Therefore, data of micro-computed tomography were used.

The GOM Inspect software was employed to evaluate the surface roughness by comparing the section line of digitized strut surface and the best-fitted computer-aided design (CAD). (Figure 3a). Obtained values were used for calculation of the R_a surface roughness according to Equation (1).

$$Ra = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |z_i| = \frac{|z_1| + |z_2| + \dots + |z_n|}{n} (\mu\text{m}) \quad (1)$$

2.3. Porosity Analysis

Software Image J was used for the initial porosity analysis of the top view sample images (8-bites) after basic grinding with the use a hand grinder (GP-2 Grinder, Sinowon, Dongguan, China). The image area for the analysis was cropped out using the rectangle window without inclusion of the rough border of the strut. Then, the colors were converted to black and white using the automatic threshold to reach a repeatability for all samples. The results of the porosity were evaluated as the percentage of black in the color white (Figure 2).

Internal porosity was also analyzed using the micro-computed tomography (μ CT, GE phoenix v|tome|x L240, GE, Wunstorf, Germany). The main parameters of the X-ray tube used were the voltage of 130 kV, current of 100 μ A, and filter of 0.5 mm copper plate. Within two μ CT measurements, two groups of four samples were jointly analyzed (Figure 3b). The measured data were obtained with the 15 μ m linear voxel size resolution and were reconstructed (using the back-projection algorithm) in the Datos reconstruction software. All subsequent post-processing was performed in the software VGStudio MAX 3.1.

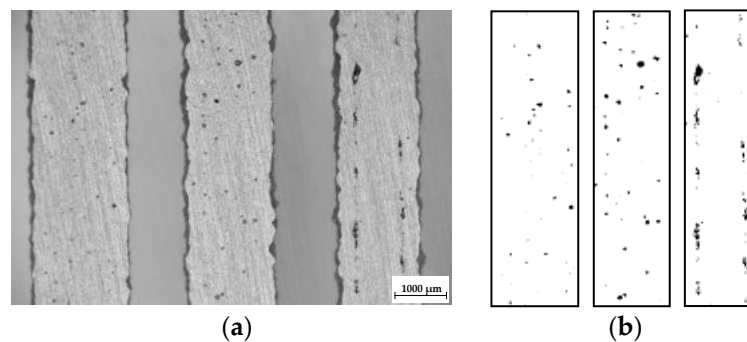


Figure 2. The samples after basic grinding to the struts mid-plane; (a) the top view images captured by light microscope; (b) three areas of the struts after converting of the colors in ImageJ software.

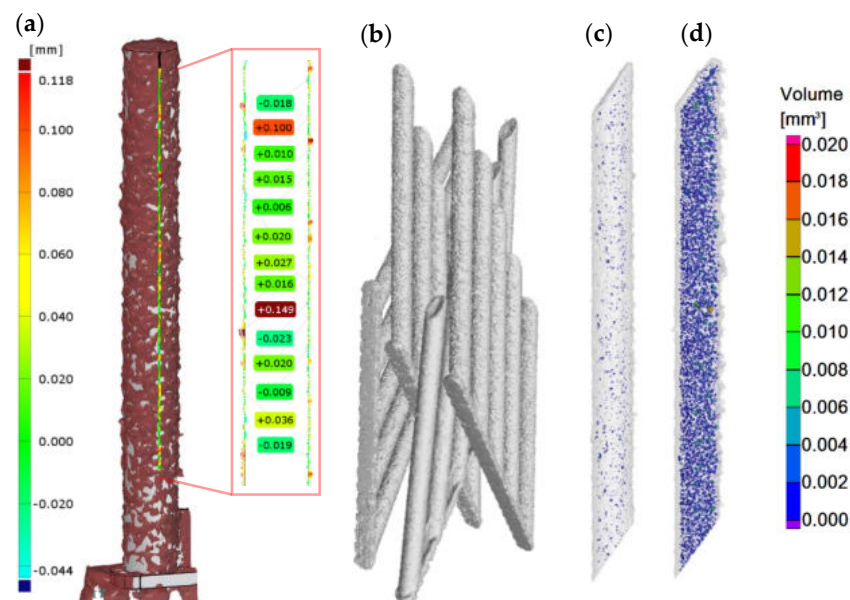


Figure 3. Struts analysis—(a) surface roughness evaluation in GOM Inspect software after optical measurement; (b) group of four samples measured together in VGStudio MAX software; (c) transparent 3D render of the strut with the lowest porosity 0.17% (d) transparent 3D render of the strut with the highest porosity 2.93%.

During the software analysis, the reconstructed data were divided into single struts and then each sample was independently analyzed in the porosity analysis module. The software detection of the air pores is based on the thresholding method that determines the boundary between the material and the air (background). This threshold was calculated automatically by software to reach comparability between both measurements. The results of the porosity analysis were between 0.17 and 2.93% (Figure 3c,d).

2.4. Input Energy Calculation

The input energy to the current layer (E_{in}) was obtained by Equation (2). It is based on the real laser paths in the actual layer, and on beam compensation and hatch distance parameters, which depended on actual process parameters and their single welds. The total length of the laser paths in the layer l was calculated based on the ellipse circumference o and the numbers of laser tracks N (Equation (3), Table 1), LS and LP were the main laser parameters.

$$E_{in} = \frac{LP}{LS} \cdot (J) \quad (2)$$

$$l = \sum_{i=1}^n o_1 + o_2 + \dots + o_n \text{ (mm)} \quad (3)$$

$$o \approx \frac{\pi}{2} \left[a + b + \sqrt{2(a^2 + b^2)} \right] \text{ (mm)} \quad (4)$$

$$a = \frac{d}{2}; b = \left(\frac{d}{2} \right) \cdot \cos(54,74^\circ) \text{ (mm)} \quad (5)$$

2.5. Samples Fabrication

All samples were manufactured using a SLM machine (SLM 280^{HL}, Lübeck, Germany) equipped with 400 W Ytterbium fiber lasers (YLR) laser. The laser beam was focused to the diameter of 82 μm and had a Gaussian shape. Laser scanning speed may reach up to 10,000 mm/s. During the production process, N_2 atmosphere was used in the chamber and the oxygen level was kept under 0.2%. The platform temperature was 150 $^\circ\text{C}$.

To find the most suitable material and surface properties of AlSi10Mg struts produced by SLM, several tests were used:

- Single welds test;
- Struts test;
- Struts test II;
- Hollow struts test.

2.5.1. Single Welds Test

The aim of the single welds experiment was to find a suitable combination of the main process parameters (LP , LS) for the production of consistent single welds and to find out the width of single welds for a specific combination of process parameters.

To prepare the real condition during layer by layer production, single welds were produced on the top of 5 mm solid material block (Figure 4a). The influence of the laser direction on the single welds condition was also observed; therefore, all single welds were produced in and against atmosphere flow direction (Figure 4b). Images of the welds from the top view were captured by light microscope (Olympus SZX7, Olympus, Tokyo, Japan) and used for width measuring and a visual evaluation of the continuity and uniformity (Figure 4c). Their width was measured in six points along each single weld and one average value for both directions was used. For the experiment, the following process parameters were changed— LP in the range between 175 and 400 W in steps 25 W and LS in the range between 200 and 2000 mm/s in steps 100 mm/s.

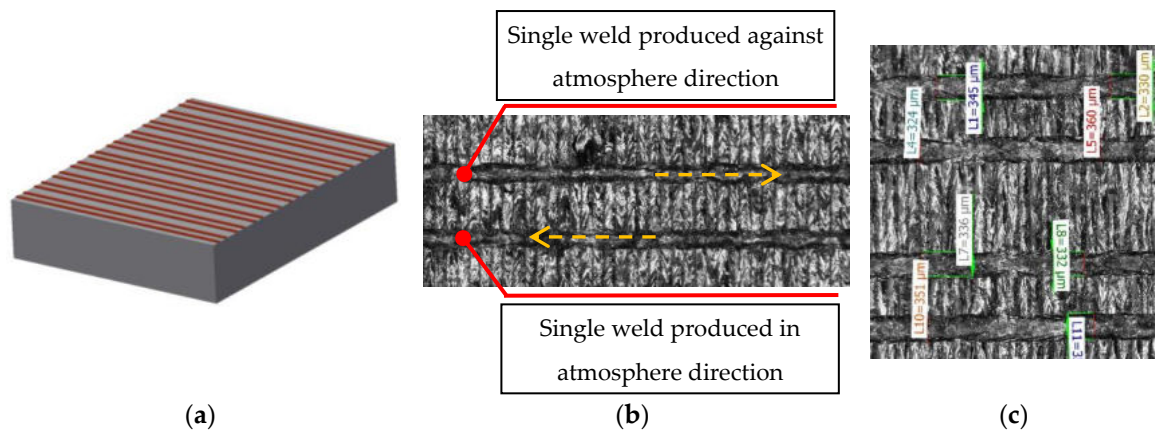


Figure 4. (a) Shape of the single welds samples; (b) one combination of process parameters produced in and against the atmosphere flow; (c) measurement of width of the single welds.

2.5.2. Strut Test

The aim of the test was to narrow the process parameter window of the single weld test depending on the porosity and surface roughness of the struts and to find the most suitable overlap (*OL*) parameter from the porosity point of view. The samples consisted of five struts with diameter $d = 2$ mm were produced in two orientations (*OR*) compared to the platform *OR* 90 and *OR* 35.26°. The strut diameter was chosen to be sufficiently large to set *OL* in the range from *OL*-50% to *OL* 50% of the weld width (Figure 5b). The beam compensation parameter (*BC*, a distance between the strut surface and the first laser path) was applied as a half of the weld width. Laser process parameters were changed as follows—*LP* in the range from 225 to 350 W, and *LS* in the range from 400 to 2000 mm/s.

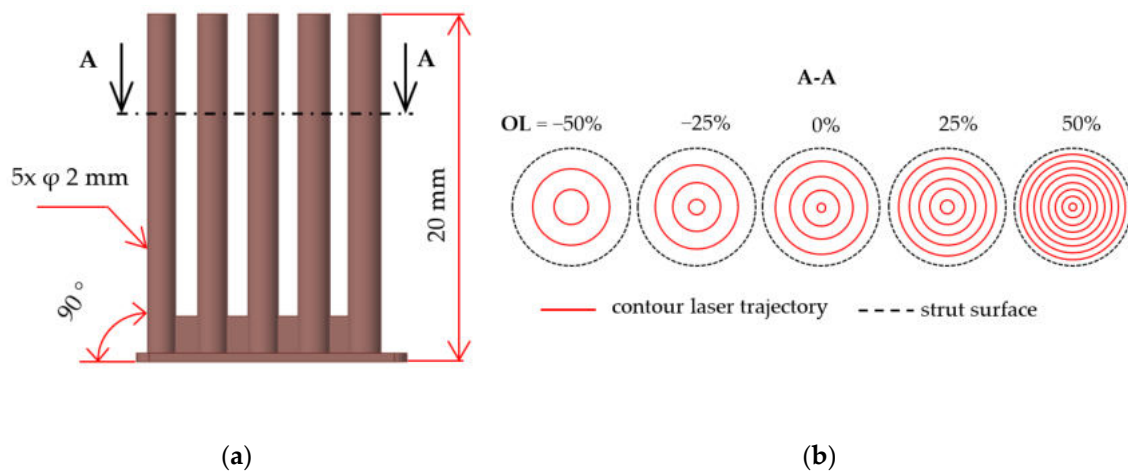


Figure 5. (a) Shape of the samples with inclination of 90°; (b) contour strategy with different overlap parameter.

In this experiment, the laser strategy for lattice structure production created only by contour lines was tested (Table 1). The main idea is the possibility to produce fine lattice structure using various combinations of the process parameters (low/high energy) to manage surface roughness or internal porosity and to allow for production of very thin struts. An advantage is an easy optimization of the strategy for the elimination of non-melted or over-melted areas in struts and for improving dimension accuracy.

Table 1. Laser strategies of the strut with inclination of 35.26° (orientation in body centered cubic (BBC) lattice structure).

Strategy/d (mm)	0.5 mm	0.6 mm	0.7 mm	0.8 mm	0.9 mm
Contour					
Standard					

After fabrication, samples were ground to the mid-plane of the struts using a hand metallographic grinder (GP-2 Grinder, Sinowon, Dongguan, China), and the images of the samples from the top view were taken by light microscope (Olympus SZX7, Tokyo, Japan). For the initial porosity analysis ImageJ software was used. Porosity was analyzed only on the samples with *OL* 0%, 25% and 50%.

2.5.3. Strut Test II

The aim of the experiment was to find the influence of *LP* and *LS* on the internal porosity and surface roughness. The following process parameters were selected: *LP* in the range between 225 W and 400 W and *LS* in the range between 500 mm/s and 2000 mm/s with respect to the perspective area of previous strut test. The strut samples with *OR* 35.26° only were used in the experiment. The samples were analyzed using μ CT to obtain more accurate results of porosity and full surface data for down-skin roughness evaluation.

2.5.4. Hollow Struts Test

Samples of hollow strut shape; created with only one single weld in each layer, were produced (Figure 6). The cross-section of the hollow strut sample was designed to ensure evaluation of correct width of the wall without distortion caused by grinding in the inclined plane. The primary aim of the hollow strut test was to compare the width of the single welds on the solid block and the width of the wall of hollow struts (the shape close to the real strut). The combinations of the process parameters were selected also to obtain the influence of the width of wall on *LP* and *LS*. For this experiment, the following process parameters were changed—*LP* (225, 250, 275, 300, 350, 400 W); *LS* (500, 900, 1400 mm/s). After fabrication, the 37 samples were ground to the mid-plane of the struts using a hand metallographic grinder (GP-2 Grinder, Sinowon, Dongguan, China) and the images of the ground surface from the top view were captured by light microscope (Olympus SZX7, Olympus, Tokyo, Japan).

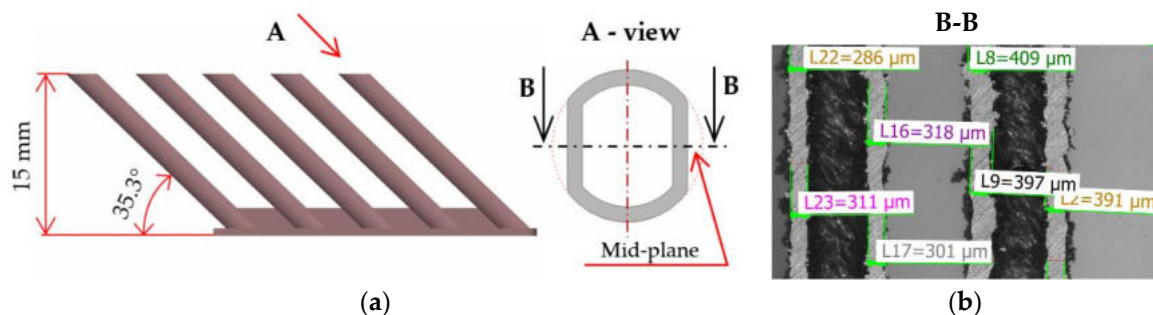


Figure 6. (a) A special shape of strut designed for evaluation of the width of hollow strut walls without distortion caused by inclined grinding plane; (b) wall width measurement using macro images captured by the light microscope.

3. Results

3.1. Single Welds Test

The results of the width of single welds are shown in Figure 7. The final values were averaged from six measurements against and six measurements in the atmosphere flow direction. The values marked in red color were excluded due the worse quality of the welds (non-uniformity of width and bad continuity). For the input linear energy calculation, Equation (6) was used and the limit value of around 0.25 J/mm was found for continuous welds.

$$E_{lin} = LP/LS \quad (\text{J/mm}) \tag{6}$$

w (μm)		Laser speed (mm/s)																				
E _{lin} (J/mm)		200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200	1300	1400	1500	1600	1700	1800	1900	2000		
Laser power (W)	175	354	310	261	290	246	221	214	199	223												
		0.88	0.58	0.44	0.35	0.29	0.25	0.22	0.19	0.18												
	200	401	343	303	286	317	271	240	210	201	210											
		1.00	0.67	0.50	0.40	0.33	0.29	0.25	0.22	0.20	0.18											
	225		374	309	271	255	214	203	199	174	163	145										
			0.75	0.56	0.45	0.38	0.32	0.28	0.25	0.23	0.20	0.19										
	250		344	314	270	253	233	223	201	180	161	163	159									
			0.83	0.63	0.50	0.42	0.36	0.31	0.28	0.25	0.23	0.21	0.19									
	275			380	346	332	289	262	277	235	227	221	201	149								
				0.69	0.55	0.46	0.39	0.34	0.31	0.28	0.25	0.23	0.21	0.20								
	300				305	325	308	267	260	232	223	202	211	193	183	192	186					
					0.75	0.60	0.50	0.43	0.38	0.33	0.30	0.27	0.25	0.23	0.21	0.20	0.19					
	325					333	316	275	274	262	258	207	199	200	196	189	176	145				
						0.65	0.54	0.46	0.41	0.36	0.33	0.30	0.27	0.25	0.23	0.22	0.20	0.19				
	350						358	336	328	317	300	261	259	205	200	199	209	205	352			
							0.70	0.58	0.50	0.44	0.39	0.35	0.32	0.29	0.27	0.25	0.23	0.22	0.21	0.19		
375							317	308	201	372	370	272	267	250	287	230	237	239	223	217		
							0.63	0.54	0.47	0.42	0.38	0.34	0.31	0.29	0.27	0.25	0.23	0.22	0.21	0.20		
400								357	332	358	301	273	234	236	223	214	206	223	216	212	201	210
								0.67	0.57	0.50	0.44	0.40	0.36	0.33	0.31	0.29	0.27	0.25	0.24	0.22	0.21	0.20

Figure 7. The average width of the single welds in and against atmosphere flow (colored cells); line energy (color free cells).

Figure 8a shows the frequency of the continuous single welds widths from 145 μm to 401 μm in all tested process window. Different widths of single welds are useful for ensuring the dimension accuracy and material properties during production of the struts using a contour line strategy (especially thin struts). Therefore, for the next experiments, the welds across the entire perspective process window were selected as follows—the consistent welds were categorized into 11 classes according to weld widths. From each class, one combination of process parameters was chosen depending on the amount of linear energy E_{lin} in the (Equation (6)). The combination of LP and LS with the linear energy level closest to the average energy level of the class was selected. A few more combinations, e.g., laser parameters corresponding with standard process parameters or the parameters from previous studies, were chosen. Finally, 16 combinations of LS and LP were tested.

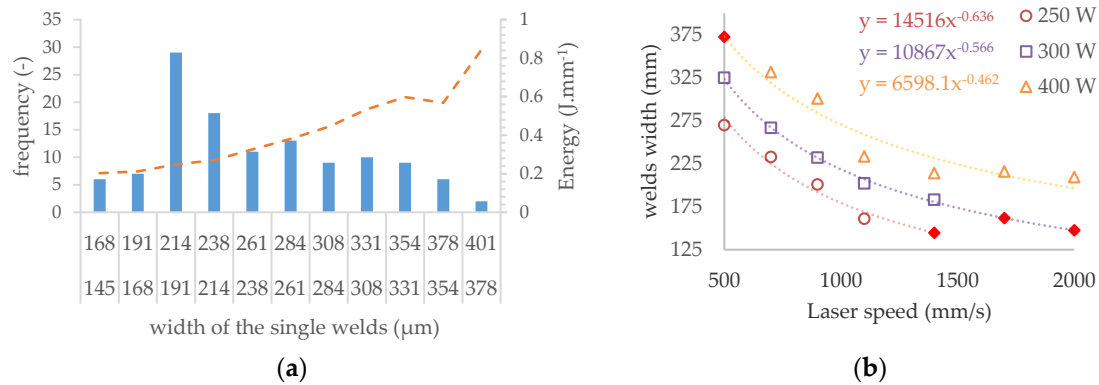


Figure 8. The results of the single welds test (a) histogram of the width frequency of single welds, (b) the prediction of weld width for non-tested combinations of process parameters.

3.2. Struts Test

3.2.1. Determining the Overlap Parameter

The samples were ground to the mid-plane of the struts to measure the internal porosity and to check the weld overlap (*OL*). The internal porosity was analyzed on the struts with *OL* from 50% to 0% to prevent distortion of the results due to a disconnection between the neighboring single welds. For evaluation of the most suitable *OL* value, a dependence of the porosity vs. input energy E_{in} was used (Figure 9a,b).

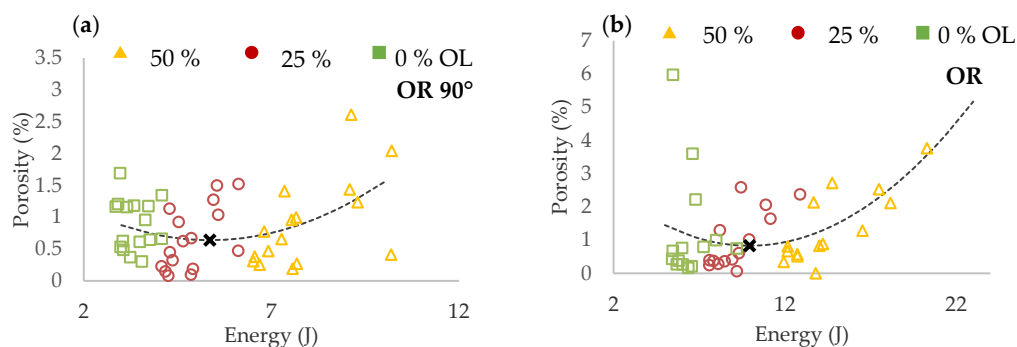


Figure 9. Porosity vs. input energy dependence (a) for inclination 90°; (b) for inclination 35.26°.

In the charts, three groups of porosity regarding the *OL* parameter were identified in both cases of struts inclination. To find out the *OL* parameter with the lowest porosity level, the results were interpolated with quadratic polynomial function and the minimum of the function was determined (black cross in Figure 9).

In the results of both strut inclination, the overlap *OL* 50% shows a higher porosity level. It occurs due to a large overlap area where the material is overheated. Higher porosity level is also at *OL* 0% where it could be caused by theoretically no overlap and insufficient connection between the neighboring welds. The lowest porosity level was reached at *OL* 25% in both orientations; therefore, for the next experiments, the *OL* 25% was selected as the most suitable. In the case of *OR* 35.26°, higher porosity values were identified compared to *OR* 90°.

3.2.2. Initial Roughness Analysis

Results of surface roughness on the strut side show different trends based on struts inclination (Figure 10). For the struts of *OR* 90°, roughness decreases with higher E_{in} while for *OR* 35.26°, roughness significantly increases with higher E_{in} . The worse surface quality at *OR* 35.26° is caused by

approximately 40% higher E_{in} and heat transfer to the surrounding powder particles and caused by strut inclination.

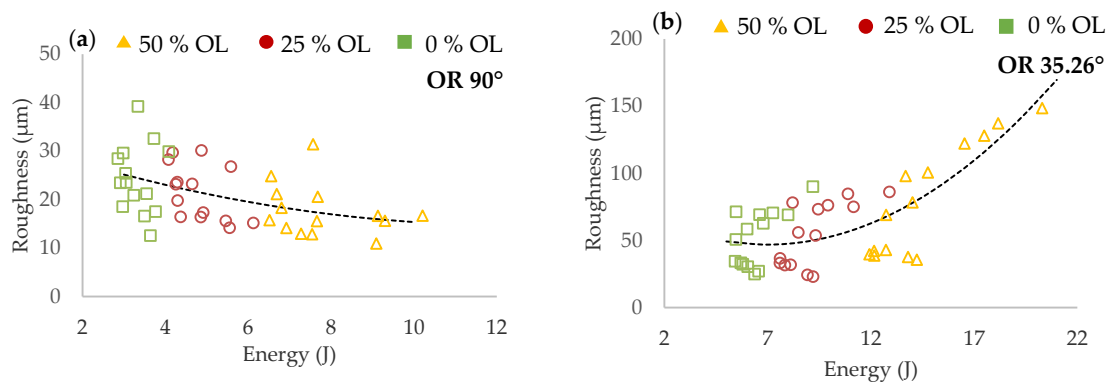


Figure 10. Surface roughness vs. input energy dependence (a) for inclination of 90° ; (b) for inclination of 35.26° .

The images captured by light microscope (Olympus SZX7, Tokyo, Japan) confirm the previous results. Figure 11 shows two combinations of process parameter. The former with high E_{in} — LP 275 W, LS 400 mm/s (Figure 11a,b), and the latter with low E_{in} — LP 300 W, LS 1400 mm/s (Figure 11c,d). In the case of the struts at OR 90° produced with higher E_{in} , the surface quality was smooth, with no partially melted powder (Figure 11b). The struts produced with lower E_{in} were characterized by visually rough struts surface (Figure 11d). In the case of the struts at OR 35.26° produced with higher E_{in} , the top surface also seems to be smooth; however, a lot of partially melted powder appeared on the strut down-skin surface (Figure 11a). The struts produced with lower E_{in} had a significantly smaller amount of partially melted powder on the strut down-skin surface (Figure 11c).

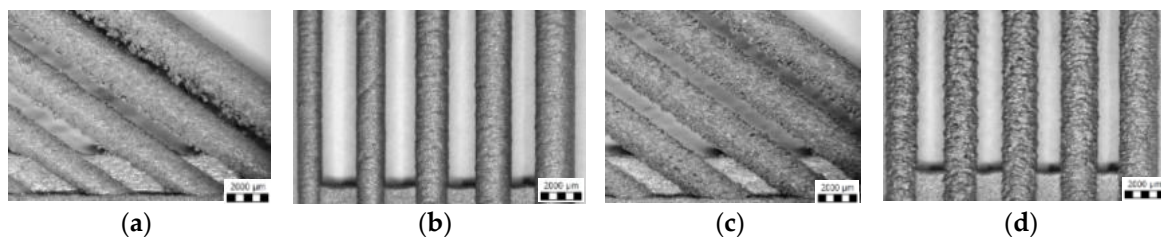


Figure 11. Struts surface quality—produced with higher E_{in} (a) at orientation (OR) 36.26° ; (b) at OR 90° ; produced with lower E_{in} (c) at OR 36.26° ; (d) at OR 90° .

The results of porosity and surface roughness were jointly used to narrow the perspective area of the process parameters for struts production in 3D contour graph (Statistica software). Based on the results, the laser parameters were narrowed as follows— LP between 225 W and 300 W, LS over 1000 mm/s.

3.3. Struts Test II

3.3.1. Interpolation of Welds Width

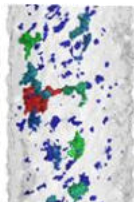
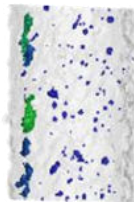
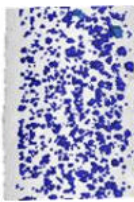
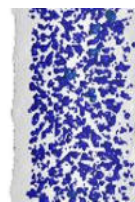
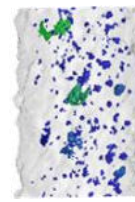
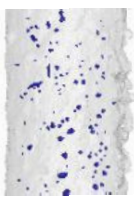
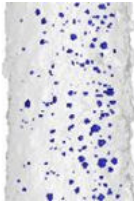
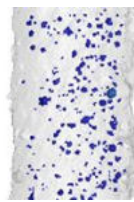
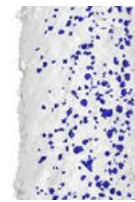
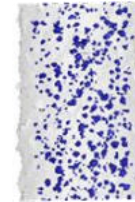
The aim of the struts test II mainly was to determine the effects of individual parameters on surface roughness and internal porosity. In order to obtain dependencies on LP and LS , the parameters were selected with respect to perspective area of the previous strut test. Some combinations of LP and LS were not included in the single welds test and their widths were not known. To find them, the dependence between LS and width of the single weld was used for prediction (Figure 8b).

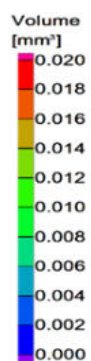
Figure 8b shows the curves of *LS* vs. welds width curves for *LP* 400, 300 and 250 W. From the results of *LP* 400 W, it is obvious that the dependence is not linear; therefore, the power functions, which best correspond to the measured data, were used for interpolation. This is also confirmed by the results for *LP* 300 W and *LP* 350 W. The calculated values are marked red.

3.3.2. Porosity Analysis

The porosity results were obtained by a micro-computed tomography (μ CT) device with voxel size of 15 μ m. The struts were individually analyzed to find out the porosity level for each combination of process parameters. However, the shape and the size of pores is also important. Table 2 shows the images of the μ CT analysis with various shapes of pores and porosity level. Based on the results, the required minimum values of linear energy E_{lin} 0.25 J/mm and input energy E_{in} 8 J were identified for strut production without creating large irregular pores.

Table 2. The porosity level of the strut samples—3D renders with pores shape; the pores in the entire volume were projected to the plane of the view; all images have the same pores scale bar.

	<i>LP</i> 225 W	<i>LP</i> 250 W	<i>LP</i> 300 W	<i>LP</i> 350 W	<i>LP</i> 400 W
	<i>LS</i> 1200 mm/s; E_{in} 7.28 J; E_{lin} 0.19 J/mm	<i>LS</i> 1400 mm/s; E_{in} 9.17 J; E_{lin} 0.18 J/mm	<i>LS</i> 500 mm/s; E_{in} 13.54 J; E_{lin} 0.6 J/mm	<i>LS</i> 500 mm/s; E_{in} 15.43 J; E_{lin} 0.7 J/mm	<i>LS</i> 1700 mm/s; E_{in} 7.56 J; E_{lin} 0.24 J/mm
					
	Por. -0.17%	Por. -0.27%	Por. -1.38%	Por. -2.26%	Por. -0.63%
	<i>LS</i> 700 mm/s; E_{in} 9.02 J; E_{lin} 0.32 J/mm	<i>LS</i> 700 mm/s; E_{in} 9.84 J; E_{lin} 0.36 J/mm	<i>LS</i> 900 mm/s; E_{in} 9.37 J; E_{lin} 0.33 J/mm	<i>LS</i> 1100 mm/s; E_{in} 8.91 J; E_{lin} 0.32 J/mm	<i>LS</i> 900 mm/s; E_{in} 10.17 J; E_{lin} 0.44 J/mm
					
	Por. -0.17%	Por. -0.31%	Por. -0.42%	Por. -0.43%	Por. -0.81%



3.3.3. Evaluation of Perspective Laser Parameters

The results of porosity levels generally show a similar trend as in the initial results of the previous test. However, in this case, the significant accumulation of results at the porosity level 0.4% occurs for E_{in} of 8 ÷ 10 J and for E_{lin} of 0.15 ÷ 0.4 J/mm (Figure 12a,b). However, the porosity level of linear energy E_{lin} in range 0.15 ÷ 0.25 J/mm is very low, and the porosity is created with a small number of large irregular pores. It can significantly decrease the mechanical properties; therefore, this area is unsuitable for the production of the struts. Regarding the charts, which show the influence of *LS* and *LP* on the porosity (Figure 13a,b) and the previous porosity analysis, the parameters *LP* of 225 ÷ 275 W, *LS* of 900 ÷ 1400 mm/s with E_{in} of 8 ÷ 10.5 J, E_{lin} of 0.25 ÷ 0.4 J/mm, and *OL* 25% were selected as the perspective for struts production from the porosity point of view.

The results of surface roughness were obtained by μ CT measurement in this experiment; therefore, it was possible to analyze the results on the side and also down-skin strut surface (Figure 12c,d).

The results show a similar trend as the results of porosity except for the pronounced linear dependence of as-built surface roughness on linear energy E_{lin} . The best results were accumulated between E_{in} 8 ÷ 10 J and E_{lin} of 0.15 ÷ 0.4 J/mm with the level of about Ra 30 μm on the strut-side surface and about Ra 40 μm on the down-skin surface.

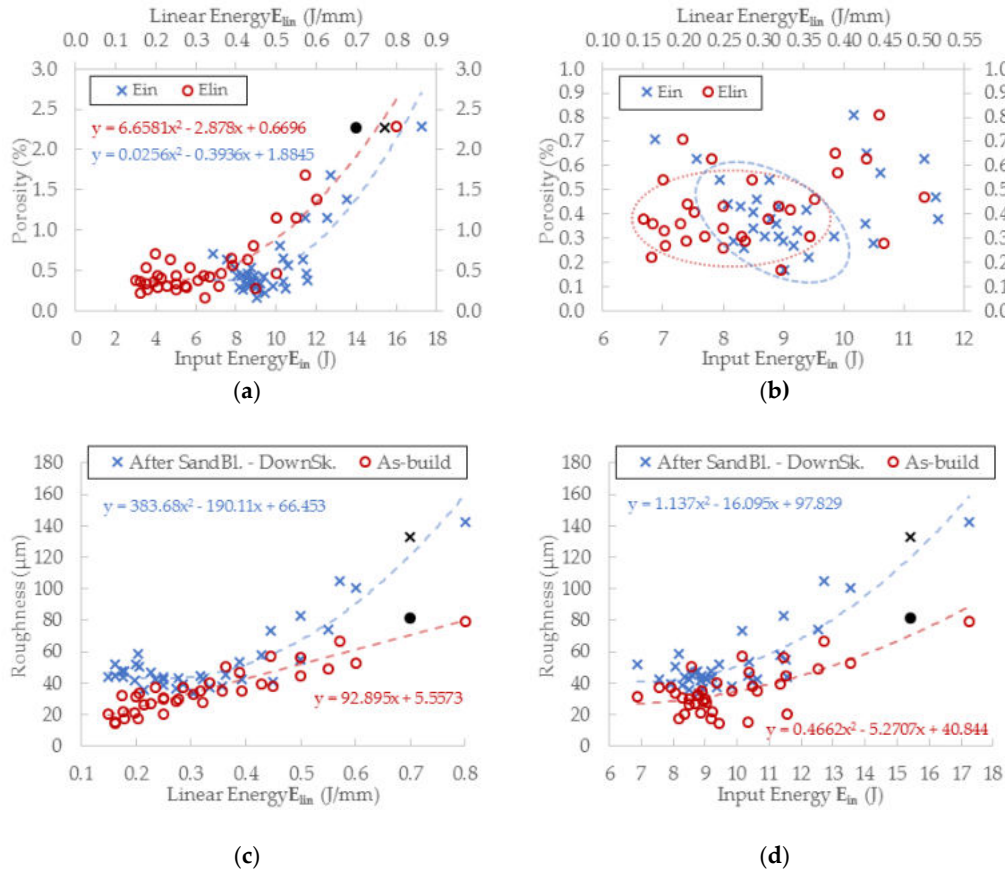


Figure 12. (a) μCT porosity vs. input and linear energy dependences, black mark represents the universal SLM process parameters; (b) focused results area up to 1% porosity level with marked perspective areas; (c) surface roughness vs. linear energy dependence—on the side and down-skin struts surface, black marks represent the universal SLM process parameters.; (d) surface roughness vs. input energy dependence.

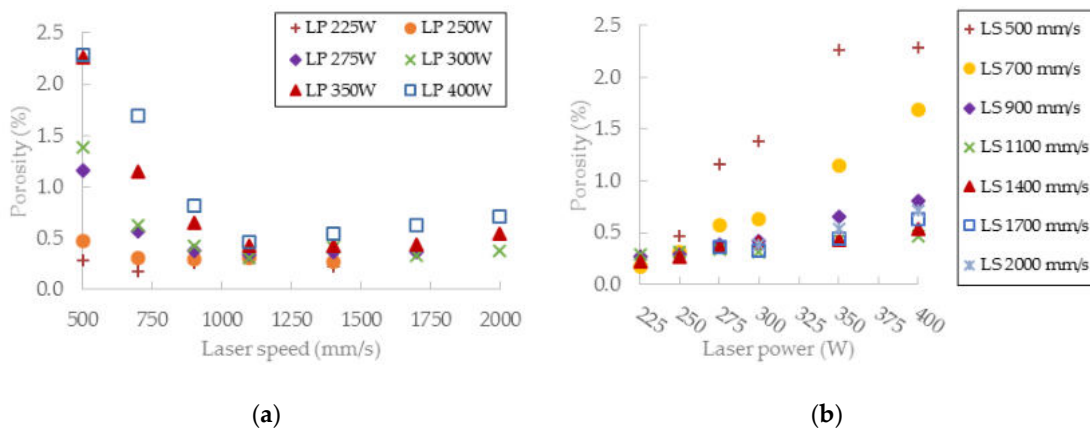


Figure 13. Cont.

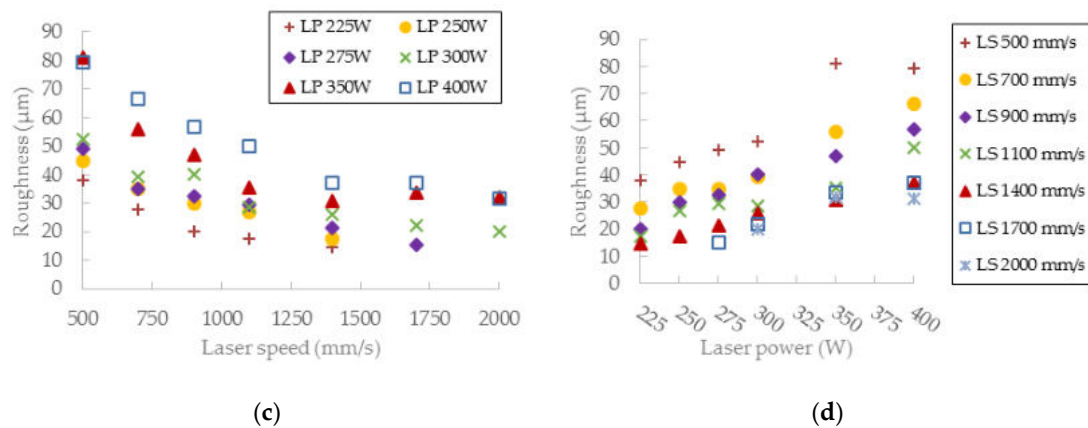


Figure 13. (a) The influence of various laser speed (LS) levels on porosity; (b) the influence of various laser power (LP) levels on porosity; (c) the influence of various LS levels on surface roughness; (d) the influence of various LP levels on surface roughness.

Regarding the charts, which show the influence of LS and LP on the roughness (Figure 13c,d), parameters LP in the range of 225 ÷ 300 W, LS in the range of 900 ÷ 2000 mm/s with E_{in} of 8 ÷ 10 J, Elin of 0.15 ÷ 0.4 J/mm and OL 25% were selected as the perspective for lattice structure production with a low roughness level.

3.4. Wall Width Analysis

Simultaneously with the strut samples, hollow strut samples were fabricated. The hollow strut shape was used because of similar heat transfer conditions as those in the case of struts production. The width of the wall at $OR\ 35.26^\circ$ was of about 25% higher on average than that in the case of the single welds on a solid block (Figure 14). The results confirm the trends of the weld widths from a single weld test. The influence of LP seems to be more linear than that of LS.

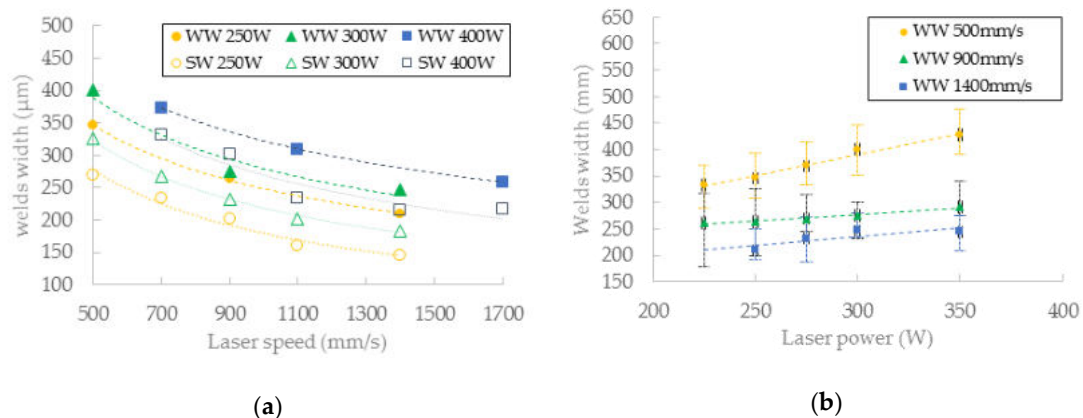


Figure 14. (a) Comparison of single welds and walls width according to LS—in chart (SW) single weld width; (WW) wall width; (b) the wall width according to LP.

3.5. Metallographic Analysis

A metallographic analysis for evaluation of the microstructure was performed. Standard methods were used for metallographic sample preparation, i.e., wet grinding and polishing with use of diamond pastes. A microstructure of the struts was analyzed in an etched state (Fuss etchant) and evaluated by metallographic light microscope (Olympus GX 51, Tokyo, Japan). Orientation of the micrographs is parallel to the strut axis (Figure 15a). The microstructure of the struts is inhomogeneous, consisting of single welds separated by fusion boundaries. Differences in the microstructure can be seen in the

layers close to the down-skin surface of the struts (B area in Figure 15a) in comparison with the up-skin surface (A area). Different shapes of porosity depend on the E_{in} parameter. Due to overheating of the material, gas pores with a spherical shape were created (Figure 15b,c). No cracks were found in the microstructure of the evaluated samples.

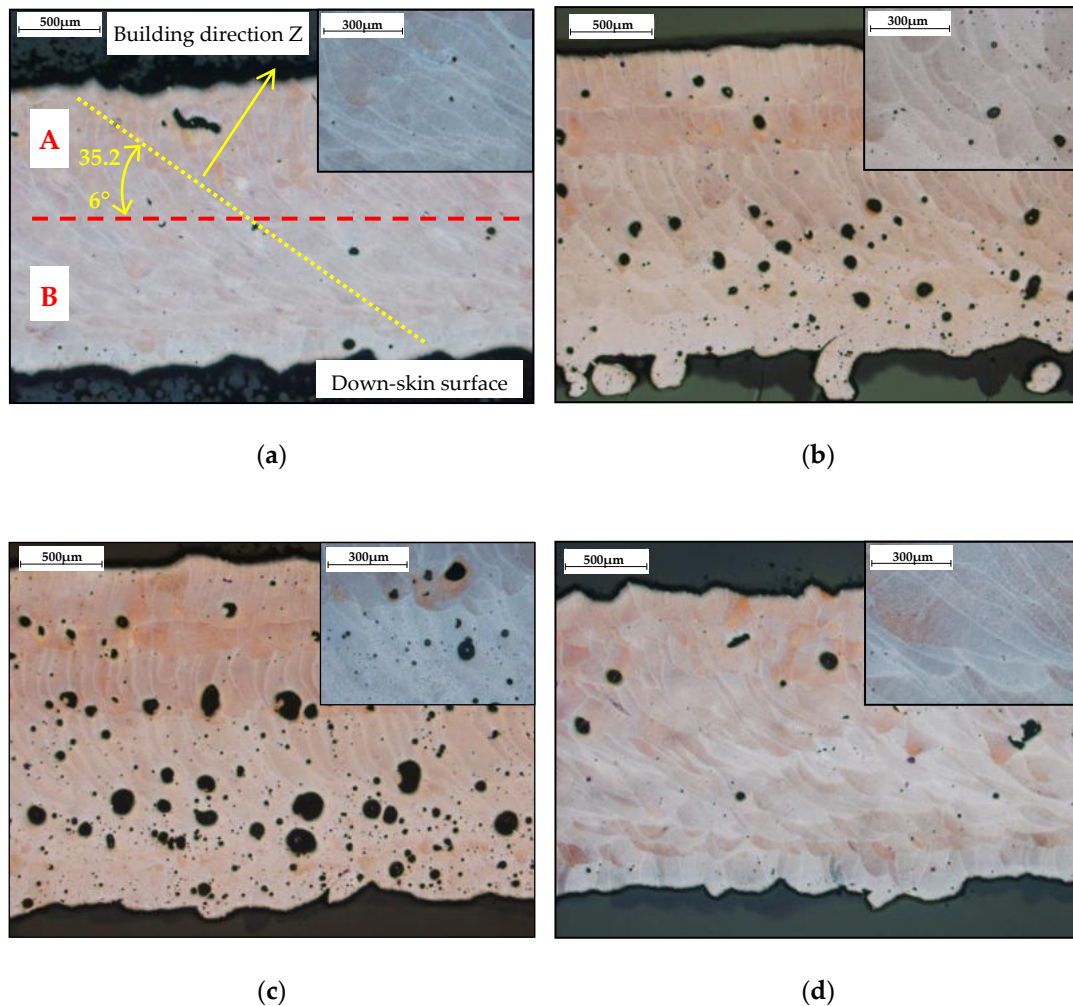


Figure 15. Microstructure of the struts (a) LP 250 W, LS 1400 mm/s, E_{in} 9.17 J, E_{lin} 0.18 J/mm with description common for all pictures; (b) LP 300 W, LS 500 mm/s, E_{in} 13.54 J, E_{lin} 0.6 J/mm (c) LP 350 W, LS 500 mm/s, E_{in} 15.43 J, E_{lin} 0.7 J/mm; (d) LP 400 W, LS 1700 mm/s, E_{in} 7.56 J, E_{lin} 0.24 J/mm.

4. Discussion

4.1. Comparison of the Linear Energy Needed for Consistent Single Weld

The results of the single welds experiment show as a limit value E_{lin} 0.25 J/mm for consistent welds. The value is higher than that in the case of [21], where the determined limit was 1.5 J/cm. The difference is caused by the shape of the used sample. In [21], the single welds were fabricated directly on the platform. In the present study, the sample, which simulates real production and the increase of thickness of the deposited powder during the first few layers, was used. After melting, the produced layer has a height usually lower than that of the originally spread layer of 50 μ m. Then, the next deposited layer has higher thickness and a quality of weld and the required linear energy E_{lin} can be changed [30].

4.2. Benefits of Contour Lines Laser Strategy

The state that led to the design of a contour scanning strategy is shown in Figure 16. There are examples of the laser strategy internally developed by SLM Solutions universal process parameters. In the cases of diameters of 0.5 and 0.6 mm, only one contour line was generated while in the case of 0.7 mm diameter, one more fill contour line was generated. Using the results of the single weld test, it is possible to calculate the theoretical dimensional accuracy and re-melting area.

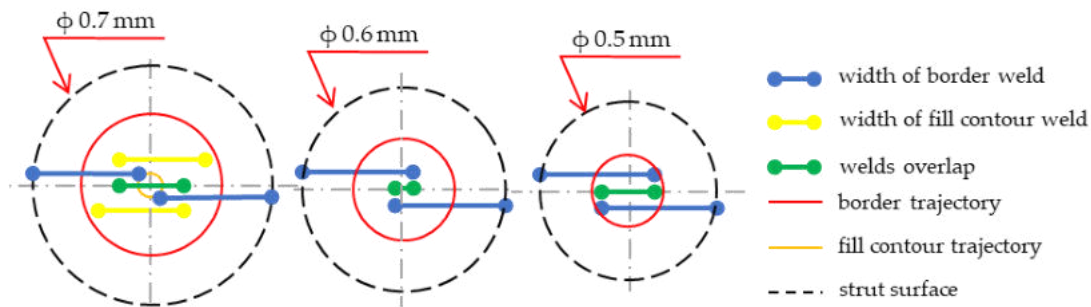


Figure 16. SLM Solutions universal struts laser strategy.

The laser parameters of universal process parameters are as follows: contour line *LP* 350 W, *LS* 500 mm/s; fill contour offset *LP* 250 W, *LS* 555 mm/s, and *LF* = -4). During production of a 0.5 mm strut, the diameter will be theoretically about 0.116 mm (23%) larger because of a combination of the beam compensation parameter of 0.15 mm and the weld width of 0.358 mm. A theoretical overlap area is 0.158 mm (44% of the weld width). In the case of a 0.6 mm strut, the diameter will also be larger (about $d = 0.116$ mm; 19%) and a theoretical overlap area is 0.058 mm (16% of the weld width). The diameter of 0.7 mm will also be about 0.116 mm larger; as can be seen in Figure 16, from the contour line, no overlap area is created. Therefore, a fill contour track in the distance of 0.17 mm from the contour line is added. Due to the fill contour line and its distance from the contour path, an unfavorable state with large overlap of 0.31 mm (87% of the weld width) is created in the center of the strut. Its trajectory is also on the already produced contour weld and thus the material is re-melted, which can cause internal defects in the struts (Figure 16; $d = 0.7$ mm). The aim of the proposed contour strategy is to create uniform conditions for different strut diameters and improve the dimension accuracy using single welds results.

Using the previous results of the single welds experiment, the hollow strut experiment and a designed script in Excel, the contour strategy for production of the struts with low porosity, and surface roughness, were designed (Table 3). The obtained weld widths from the single weld experiment which meet the required linear energy E_{lin} and input energy E_{in} were used only (Figure 19a). These values were increased by about 25% (parameter from the hollow strut test, Figure 19b) and then used to define the beam compensation *BC* parameter ($(\text{single width} \times 1.25)/2$). The goal of the Excel script was to find a suitable combination of laser parameters which achieve the overlap in the center of the struts as close as possible to the value around *OL* 25%. The results are shown in Table 3. For the diameters of 0.5 and 0.6 mm, the combinations with the required *OL* parameter have been found. In the case of the diameter 0.7 mm, the best results were obtained with *LP* 225 W, *LS* 900 mm/s and *LP* 250 W, *LS* 1000 mm/s, however the *OL* parameter between neighboring welds must increase to 29% and 34%. For values closer to *OL* 25%, it would be necessary to discover other combinations of parameters around these two; however, the expected levels of porosity and roughness using these combinations will be significantly lower compared to standard SLM strategy (Figure 12).

Table 3. Various suitable combination of process parameters for production of the struts with diameters 0.5–0.7 mm, (N (-) is number of the used contour, w (μm) is single width $\times 1.25$).

d (mm)	OL (%)	LP (W)	LS (mm/s)	w (μm)	BC (μm)	N (-)	OL in Center (μm)	OL in Center (%)
0.5	-	225	600	295	147	1	89	30%
	-	325	1000	293	147	1	86	29%
	-	350	1300	285	143	1	70	25%
	-	375	1200	294	147	1	88	30%
0.6	-	400	1000	339	170	1	78	23%
0.7	34%	225	900	236	118	2	84	36%
	29%	250	1000	224	112	2	67	30%

4.3. The Heat Transfer during Strut Fabrication

The first strut experiment in this study was also designed for comparison of the conditions during production the struts with OR 90° and OR 35.26° . The difference is caused by worse heat transfer in the inclined strut. It can lead to wider single welds than expected; therefore, the successful results of porosity at OL 0% were discovered (Figure 9, Figure 18b). This was verified by the hollow struts experiment which confirmed this hypothesis. The width of the wall was increased on average by about 25% (Figure 14a). At higher energy levels (over 0.5 J/mm), the effect of the wider bottom part of the wall also appeared (Figure 17). It was caused by the thermal gradient during SLM production of struts with inclination and shows the heat energy transfer well. To describe the energy conditions during the struts' production, this must be considered:

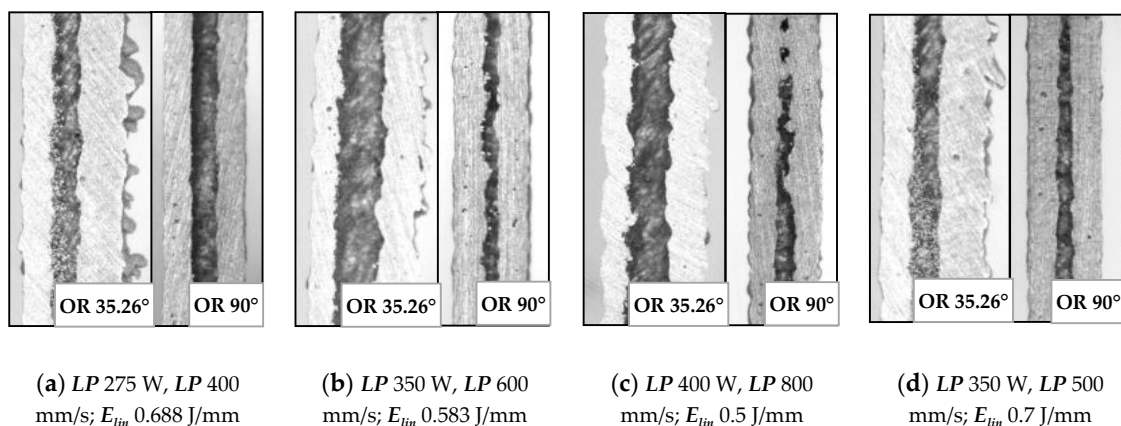


Figure 17. Comparison of inclined and perpendicular strut (a) for parameters LP 275 W, LP 400 mm/s; (b) LP 350 W, LP 600 mm/s; (c) LP 400 W, LP 800 mm/s; (d) LP 350 W, LP 500 mm/s.

- (1) Due to the point contact of the powder particles between themselves, the metal powder has much lower heat conductive performance and works as an insulator compared to the solid material.
- (2) Due to the strut inclination, the cross-section with a higher area occurs in every layer. Using the energy calculation in Equation (2), it is possible to calculate the increase of the input energy E_{in} and compare OR 35.26° and OR 90° ; it is about 40% higher in the case of OR 35.26° .
- (3) The thermal gradient points in the direction $-Z$. Due to the inclination of the struts, the heat transfer is slower than in the case of the strut with the axis directed in thermal gradient direction.

After melting of each layer of the strut, the heat energy flows straight down in thermal gradient direction. There are two parts of each produced layer with different energy transmission, the part produced on the previous layer and overhanging part produced on the powder (Figure 18). In the former case of the part on the previous layer, the energy flows through the strut. Because the thermal gradient has a different direction than the strut, heat transfer is slower compared to the strut with OR 90° .

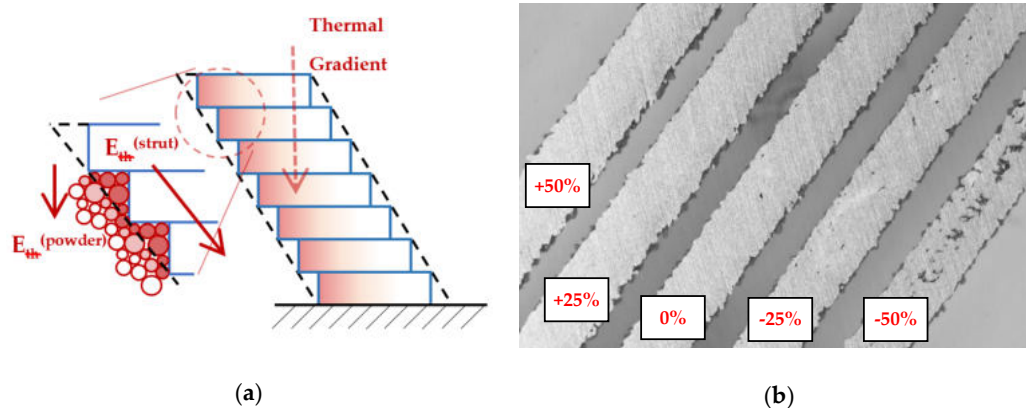


Figure 18. (a) Scheme of the heat transfer during SLM additive manufacturing; (b) The ground sample to the mid-plane of the struts.

In the latter, the thermal energy flows to the powder which is in contact with the strut down-skin surface and the powder particles are overheated because there is only a point contact between neighboring powder particles, and only poor heat transmission to the powder bed. Affected particles are melted on the down-skin surface which causes larger dimensions of the struts [8,18] or a wider bottom part of the hollow struts samples, as well as a higher surface roughness on the down-skin surface of the strut (Figure 17). The heat energy is also accumulated in overhanging part of the layer and the material structure is changed [22] (Figure 15).

4.4. Porosity and Roughness Analysis

The results of μ CT show a different shape and level of porosity according to the input energy E_{in} and the linear energy E_{lin} . The porosity in the struts with the lowest porosity level is often formed by a small number of larger pores which are located close to the top surface (Table 2). Formation of the large irregular pores is related to the heat transfer in the inclined struts where more heat energy is accumulated at the bottom part of the strut. Due to the low linear energy, there is no overheating area in the bottom part of the strut (the spherical porosity is very small); however, on the upper side, the state is an unstable because of a lack of linear energy. This causes the occasional disconnection of neighboring welds and formation of larger pores. The minimum value E_{lin} 0.25 J/mm was determined; it is in line with the results of single welds.

A lack of E_{in} causes porosity in the center of the struts. During production of the laser tracks close to the strut surface, heat transfer is lower due to the surrounding powder. During production of single welds in the center of the strut, heat transfer is higher due to the neighboring welds; an unstable state occurs with occasional disconnection of the welds and formation of larger pores. The minimum value E_{in} 9 J was determined. Also, the inside-out order of single welds production is recommended.

4.5. Porosity and Roughness

The current results of strut experiments clearly show that the porosity and surface roughness is affected by the input energy E_{in} as well as linear energy E_{lin} ; these both include the laser power LP and the laser speed LS . It follows that for strut production free of internal defects and a rough surface, appropriate laser process parameters must be chosen. The charts of the dependences of LP and LS on the porosity (Figure 13) demonstrate a different influence of the parameters on porosity forming. The chart shows that the porosity increases with higher LP at all LS levels linearly, except for LS level of 500 mm/s, which shows unstable results. The LS parameter shows non-linear results with the lowest porosity in the range of 1000 ÷ 1250 mm/s. With higher LS , the porosity seems to be stable and at the constant level, except for LP 400W where the porosity increases. LS s up to 1000 mm/s are

unstable and the porosity significantly increases. It could be caused by too high E_{in} and formation of gas pores in the material due to its overheating material (Figure 15c).

The influence of LS and LP on the surface roughness has a similar character as that on the porosity in case of input energy E_{in} . Linear energy E_{lin} dependence shows the pronounced linear dependence of as-built surface roughness. In Figure 13c, it is possible to find two approximately linear areas. The first area, up to 1400 mm/s, where there are significant changes in roughness values, and the other one, between 1400 mm/s and 2000 mm/s, where there is a significantly lower and stable roughness level. The dependence of LP vs. roughness is linear for all tested laser speeds. Generally, the results show a low surface roughness with lower E_{in} and E_{lin} .

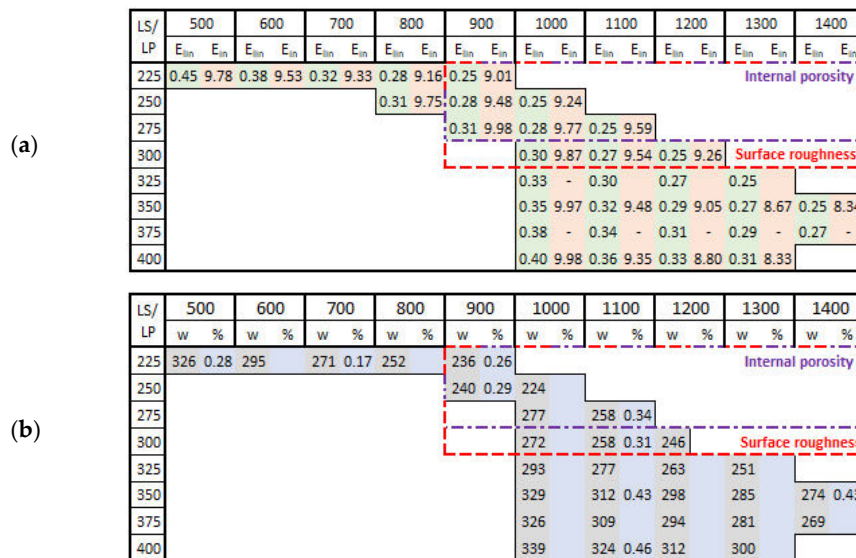


Figure 19. The perspective area (a) linear energy E_{lin} (J/mm) (green cells) and input energy to the layer E_{in} (J) (red cells); (b) width of single welds in (μ m) multiplied $\times 1.25$ (parameter from hollow strut test) (grey cells) and porosity level (blue cells).

5. Conclusions

In this article, an experimental study was conducted to investigate the influence of a proposed contour line laser strategy for an SLM lattice structure on internal porosity and surface roughness of the single struts, which significantly affects the mechanical properties of the lattice structure. Based on the dependence of porosity vs. input E_{in} and linear energy E_{lin} , the influence of the laser speed LS and laser power LP was found and the perspective areas of suitable process parameters for the struts–lattice structure were defined. In the present study, the main conclusions are as follows:

- For the production of the struts–lattice structure, the contour strategy seems to be perspective, mainly because of the possibility to use various laser process combinations based on the required width of single welds of the different strut dimensions to achieve a fully melted strut with a constant OL 25% parameter.
- The heat transfer condition in the inclined struts significantly influences all material and shape parameters of the struts (lattice structure). During the strut production with high E_{in} , heat energy is accumulated in the down-skin part of the strut and higher roughness, higher porosity and change of the material microstructure occur. Therefore, the production at lower E_{in} levels leads to more stable results with lower porosity and roughness.
- E_{in} calculated based on the real laser trajectory in the strut describes the amount of the porosity (P) and roughness (R) in the strut samples ($d = 2$ mm) well. Another necessary condition for struts production without large and irregular internal pores is the minimum level of linear energy E_{lin} 0.25 J/mm. The perspective areas of process parameters based on P and R were defined as

follows— E_{in} of $8 \div 10$ J; E_{lin} of $0.25 \div 0.4$ J/mm, LP of $225 \div 300$ W, LS of $1250 \div 1750$ mm/s and OL $20\% \div 30\%$. Figure 19 shows the perspective area which meets all conditions for low porosity and surface roughness levels. The presented weld widths are combinations of single weld values multiplied by the parameter obtained from the hollow strut test ($\times 1.25$).

Author Contributions: Conceptualization, R.V. and D.K.; Data curation, R.V.; Formal analysis, R.V.; Funding acquisition, D.P. and J.K.; Investigation, R.V., L.P., J.J. and T.Z.; Methodology, R.V. and D.K.; Project administration, R.V.; Resources, D.P. and J.K.; Supervision, D.K. and D.P.; Validation, R.V., D.K., D.P., L.P. and T.Z.; Visualization, R.V.; Writing—original draft, R.V., D.K. and L.P.; Writing—review and editing, R.V., D.K. and L.P.

Funding: This research was funded by [NETME Centre] grant number [CZ.1.05/2.1.00/01.0002], [NETME Centre Plus] grant number [LO1202], [Architected materials designed for additive manufacturing] grant number [CZ.02.1.01/0.0/0.0/16_025/0007304], [BUT] grant number [FSI-S-17-4144], [CEITEC 2020] grant number [LQ1601] and the APC was funded by [BUT open access fund].

Acknowledgments: This work is an output of research and scientific activities of the NETME Centre, the regional R&D centre built with the financial support from the Operational Programme Research and Development for Innovations within the project NETME Centre (New Technologies for Mechanical Engineering), Reg. No. CZ.1.05/2.1.00/01.0002 and, in the follow-up sustainability stage, supported through NETME CENTRE PLUS (LO1202) by financial means from the Ministry of Education, Youth and Sports under the “National Sustainability Programme I”. The study was further supported by the ESIF, EU Operational Programme Research, Development and Education within the research project “Architected materials designed for additive manufacturing”, Reg. No.: CZ.02.1.01/0.0/0.0/16_025/0007304, by the project FSI-S-17-4144 and by the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic under the project CEITEC 2020 (LQ1601).

Conflicts of Interest: The authors declare no conflict of interest. The founding sponsors had no role in the design of the study; in the collection, analyses, or interpretation of data; in the writing of the manuscript, and in the decision to publish the results.

References

- Kopanidis, A.; Theodorakakos, A.; Gavaises, E.; Bouris, D. 3D numerical simulation of flow and conjugate heat transfer through a pore scale model of high porosity open cell metal foam. *Int. J. Heat Mass Transf.* **2010**, *53*, 2539–2550. [[CrossRef](#)]
- Mohammed, R.; Ahmed, A.; Elgalib, M.A.; Ali, H. Low Velocity Impact Properties of Foam Sandwich Composites: A Brief Review. *Int. J. Eng. Sci. Innov. Technol.* **2014**, *3*, 579–591.
- Mohammed, R.; Zhang, F.; Sun, B.; Gu, B. Finite element analyses of low-velocity impact damage of foam sandwiched composites with different ply angles face sheets. *Mater. Des.* **2013**, *47*, 189–199. [[CrossRef](#)]
- Shimizu, T.; Matsuzaki, K.; Nagai, H.; Kanetake, N. Production of high porosity metal foams using EPS beads as space holders. *Mater. Sci. Eng. A* **2012**, *558*, 343–348. [[CrossRef](#)]
- Zhu, L.; Guo, K.; Li, Y.; Yu, T.X.; Zhou, Q. Experimental study on the dynamic behaviour of aluminium foam sandwich plates under single and repeated impacts at low temperature. *Int. J. Impact Eng.* **2018**, *114*, 123–132. [[CrossRef](#)]
- Harris, J.A.; Winter, R.E.; McShane, G.J. Impact response of additively manufactured metallic hybrid lattice materials. *Int. J. Impact Eng.* **2017**, *104*, 177–191. [[CrossRef](#)]
- Mines, R.A.W.; Tsopanos, S.; Shen, Y.; Hasan, R.; McKown, S.T. Drop weight impact behaviour of sandwich panels with metallic micro lattice cores. *Int. J. Impact Eng.* **2013**, *60*, 120–132. [[CrossRef](#)]
- Qiu, C.; Yue, S.; Adkins, N.J.E.; Ward, M.; Hassanin, H.; Lee, P.D.; Withers, P.J.; Attallah, M.M. Influence of processing conditions on strut structure and compressive properties of cellular lattice structures fabricated by selective laser melting. *Mater. Sci. Eng. A* **2015**, *628*, 188–197. [[CrossRef](#)]
- Attar, H.; Ehtemam-Haghighia, S.; Kent, D.; Dargusch, M.S. Recent developments and opportunities in additive manufacturing of titanium-based matrix composites: A review. *Int. J. Mach. Tools Manuf.* **2018**, *133*, 85–102. [[CrossRef](#)]
- Yan, C.; Hao, L.; Hussein, A.; Young, P.; Raymont, D. Advanced lightweight 316L stainless steel cellular lattice structures fabricated via selective laser melting. *J. Mater. Des.* **2014**, *55*, 533–541. [[CrossRef](#)]
- Brandl, E.; Heckenberger, U.; Holzinger, V.; Buchbinder, D. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *J. Mater. Des.* **2012**, *34*, 159–169. [[CrossRef](#)]

12. Kempen, K.; Thijs, L.; van Humbeeck, J.; Kruth, J.-P. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Phys. Procedia* **2012**, *39*, 439–446. [[CrossRef](#)]
13. Thijs, L.; Kempen, K.; Kruth, J.-P.; van Humbeeck, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Mater.* **2013**, *61*, 1809–1819. [[CrossRef](#)]
14. Yadroitsev, I. *Selective Laser Melting: Direct Manufacturing of 3D-Objects by Selective Laser Melting of Metal Powders*; LAP Lambert: Saarbrücken, Germany, 2009; ISBN 3838317947.
15. Koutny, D.; Palousek, D.; Pantelejev, L.; Hoeller, C.; Pichler, R.; Tesicky, L.; Kaiser, J. Influence of scanning strategies on processing of aluminum alloy EN AW 2618 using selective laser melting. *Materials* **2018**, *11*, 298. [[CrossRef](#)] [[PubMed](#)]
16. Abele, E.; Stoffregen, H.A.; Klimkeit, K.; Hoche, H.; Oechsner, M. Optimisation of process parameters for lattice structures. *Rapid Prototyp. J.* **2015**, *21*, 117–127. [[CrossRef](#)]
17. Leary, M.; Mazur, M.; Elambasseril, J.; McMillan, M.; Chirent, T.; Sun, Y.; Qian, M.; Easton, M.; Brandt, M. Selective laser melting (SLM) of AlSi12Mg lattice structures. *Mater. Des.* **2016**, *98*, 344–357. [[CrossRef](#)]
18. Koutny, D.; Vrana, R.; Paloušek, D. Dimensional accuracy of single beams of AlSi10Mg alloy and 316L stainless steel manufactured by SLM. In Proceedings of the 5th International Conference on Additive Technologies iCAT2014, Vienna, Austria, 16–17 October 2014; pp. 142–147.
19. Yu, G.; Gu, D.; Dai, D.; Xia, M.; Ma, C.; Shi, Q. On the role of processing parameters in thermal behavior, surface morphology and accuracy during laser 3D printing of aluminum alloy. *J. Phys. D Appl. Phys.* **2016**, *1*–15. [[CrossRef](#)]
20. Yu, G.; Gu, D.; Dai, D.; Xia, M.; Ma, C.; Chang, K. Influence of processing parameters on laser penetration depth and melting/re-melting densification during selective laser melting of aluminum alloy. *Appl. Phys. A* **2016**, *122*, 1–12. [[CrossRef](#)]
21. Wei, P.; Wei, Z. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: Single track, densification, microstructure and mechanical behavior. *Appl. Surf. Sci.* **2017**, *408*, 38–50. [[CrossRef](#)]
22. Delroisse, P.; Jacques, P.J.; Maire, E.; Rigo, O.; Simar, A. Effect of strut orientation on the microstructure heterogeneities in AlSi10Mg lattices processed by selective laser melting. *Scr. Mater.* **2017**, *141*, 32–35. [[CrossRef](#)]
23. Attar, H.; Calin, M.; Zhang, L.C.; Scudino, S.; Eckert, J. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium. *Mater. Sci. Eng. A* **2014**, *593*, 170–177. [[CrossRef](#)]
24. Vrana, R.; Vosynek, P.; Koutny, D.; Navrat, T.; Palousek, D. Evaluation of mechanical behavior of 3D printed lattice structure by SLM: Experiment and FEA. In Proceedings of the Engineering Mechanics 2018 24th International Conference, Svratka, The Czech Republic, 14–17 May 2018; pp. 897–900.
25. Vrana, R.; Koutny, D.; Paloušek, D.; Zikmund, T. Influence of selective laser melting process parameters on impact resistance of lattice structure made from AlSi10Mg. In Proceedings of the World PM 2016 Congress and Exhibition, Hamburg, Germany, 9–13 October 2016; ISBN 978-189-907-248-4.
26. Vrana, R.; Koutny, D.; Paloušek, D. Impact Resistance of Different Types of Lattice Structures Manufactured by SLM. *MM Sci. J.* **2016**, *2016*, 1579–1585. [[CrossRef](#)]
27. Vrana, R.; Koutny, D.; Paloušek, D.; Zikmund, T. Impact resistance of lattice structure made by selective laser melting from AlSi12 alloy. *MM Sci. J.* **2015**, *2015*, 1579–1585. [[CrossRef](#)]
28. Vrana, R.; Koutny, D.; Paloušek, D.; Koukal, O.; Zikmund, T.; Krejci, P. Impact resistance of lattice structure made by selective laser melting technology. In Proceedings of the Euro PM 2015: International Power Metallurgy Congress and Exhibition, Reims, France, 4–7 September 2015; ISBN 978-189-907-247-7.
29. Palousek, D.; Omasta, M.; Koutny, D.; Bednar, J.; Koutecky, T.; Dokoupil, F. Effect of matte coating on 3D optical measurement accuracy. *Opt. Mater.* **2015**, *40*, 1–9. [[CrossRef](#)]
30. Aboulkhair, N.T.; Everitt, N.M.; Ashcroft, I.; Tuck, C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Addit. Manuf.* **2014**, *1*, 77–86. [[CrossRef](#)]

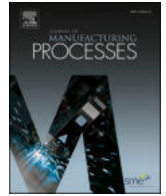


Příloha 2: Publikace *Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology*



Contents lists available at ScienceDirect

Journal of Manufacturing Processes

journal homepage: www.elsevier.com/locate/manpro

Contour laser strategy and its benefits for lattice structure manufacturing by selective laser melting technology

Radek Vrána^{a,*}, Jan Jaroš^a, Daniel Koutný^a, Jakub Nosek^a, Tomáš Zikmund^b, Jozef Kaiser^b, David Paloušek^a

^a Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Institute of Machine and Industrial Design, Technická 2896/2, 616 69 Brno, Czech Republic

^b CEITEC - Central European Institute of Technology, Brno University of Technology, Purkyňova 123, 61200 Brno, Czech Republic

ARTICLE INFO

Keywords:

Laser powder bed fusion (L-PBF)
 Selective laser melting (SLM)
 AlSi10Mg aluminium alloy
 Contour laser strategy
 Transient thermal simulation
 Finite element method (FEM)
 SLM process simulation, porosity
 Surface roughness
 Dimensional accuracy
 Lattice structure

ABSTRACT

This paper deals with the research of the Selective Laser Melting (SLM) scanning strategy to produce lattice structures from AlSi10Mg powder material. Nowadays, most of the SLM end-users use the laser strategy and parameters recommended by powder or machine suppliers to produce different components. However, this setup can cause material and shape imperfection, especially in the case of low-volume lattice structures. In this study, the default meander scanning strategy for AlSi10Mg material was changed to contour strategy and its main SLM process parameters were developed. Commonly used experiments were modified to consider the lattice structure's shape and dimension. The results showed that by using developed parameters, i.e., recommended range of input linear energy of 0.25–0.4 J/mm; track width based on strut diameter, input linear energy and the orientation of strut; the overlap of the laser contour tracks of 35% and inside-out direction; it is possible to produce lattice structures with high material density (more than 99.8%) and low surface roughness in a wide range of strut diameters from 0.6 to 3 mm. The differences in lattice structure production of vertical and inclined struts are described and discussed in relation to the SLM process during powder melting with use of thermal transient simulation.

1. Introduction

Additive technologies have become increasingly used to manufacture unique parts, mainly due to the ability to produce components with complex shape from a wide range of materials. It allows us to be inspired by the shape diversity of nature during the product design phase and to produce components with very few limits compared to conventional production. One of these unique shapes is a lattice structure with the potential for application in the aerospace or space industry due to a great weight to load ratio [1–4].

Selective laser melting (SLM) is a part of laser powder bed fusion (L-PBF) technology which is an additive technology that produces the components layer-by-layer using a high-energy laser to melt the fine metal powder. This technology allows processing of a wide range of metal materials from aluminium alloys to high-strength titanium alloys; therefore, it is a promising technology for various advanced industries. The SLM process is controlled by many process parameters that directly

influence the produced parts' quality and mechanical properties. The key parameters are those of the laser, i.e., laser power (LP), laser speed (LS), and the parameters of the scanning strategy, i.e., hatch distance (HD), overlap (OL), beam compensation (BC), and the type of used strategy (stripe, chessboard, contour etc.) [5–7]. The qualitative issues of the wrong setting of SLM process were examined mostly on the volumetric parts [8–10]. The results showed that the main imperfections arise not only on the surface of the parts (surface roughness, dimensional accuracy) but also inside of the material (porosity, unmelted areas, inappropriate material structure). In case of low-volume lattice structure, the same imperfections occur; however, they behave differently during SLM manufacturing process as was shown by Dong et al. [11]. They manufactured thin tensile samples with various diameters from 1 to 5 mm and examined the diameter's size effect on porosity and mechanical properties. The results showed that the porosity and mechanical properties were unstable for dimensions below 4 mm, i.e., the porosity increased, and mechanical properties decreased. It follows that

* Corresponding author.

E-mail addresses: Radek.Vrana@vut.cz (R. Vrána), Jan.Jaros2@vut.cz (J. Jaroš), Daniel.Koutny@vut.cz (D. Koutný), Jakub.Nosek2@vut.cz (J. Nosek), Tomas.Zikmund@vut.cz (T. Zikmund), Jozef.Kaiser@vut.cz (J. Kaiser), David.Palousek@vut.cz (D. Paloušek).

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.006>

Received 10 October 2021; Received in revised form 28 November 2021; Accepted 7 December 2021

1526-6125/© 2021 The Society of Manufacturing Engineers. Published by Elsevier Ltd. All rights reserved.

for thin lattice structures, the default SLM process parameters led to worse results, and the parameters and laser strategy must be improved.

The results of the previous study could be closely associated with the lattice structure geometry usually composed of many thin inclined struts. The heat flow and dissipation of the thermal energy after laser melting are lower compared to full volumetric parts. It was shown by Delroisse et al. [12], who divided the inclined strut into the upper and bottom areas (above and below strut axis) due to the different quantity of an internal porosity observed by μ CT. The upper area of the inclined strut contained a porosity of 0.1% compared to the bottom area with a porosity of 4%. The same situation was observed in the BCC cell node by Liu et al. [13].

This thermal behaviour also contributes to the increase of surface roughness, as was shown by other studies [14–16], which can result in a change in thin-struts shape, as was shown in studies [17–20]. Han et al. [14] described two possible explanations for high surface roughness in down-skin areas. First, the commonly known stair effect, which arises due to layer-by-layer production and orientation of strut. The second is the melt pool's flowability, which is in the liquid phase for a longer time due to the accumulation of thermal energy in the low-volume struts. Then, the melted material can flow deeper into the surrounding powder bed and the powder particles could be entrapped on the strut surface.

One way to reduce the consequences of the thermal accumulation is to reduce the input laser energy by modification of the SLM process parameters. However, it is also necessary to modify the SLM scanning strategy because they are strongly connected, as was described in many studies [10,15,21–27]. The authors [21,22] showed LP and LS's effect on the single-track width. As LP increased and LS decreased (i.e., the input laser energy increased), the single weld-track width increased. The authors [21,23] defined the key weld track parameters, i.e., depth and width of the track, which ensure the right connection between neighbouring tracks and previous layers as well as the height of the track, which must be close to the applied layer thickness. Tian et al. [15] measured the contact angle between single track's surface and base plate. A contact angle higher than 90° led to the formation of a balling effect, which could cause a higher porosity between neighbouring track welds due to unmelted powder particles. Other authors focused on the overlapping of the neighbouring tracks [10,25]. They found out that too low HD led to spherical porosity between weld tracks due to material overheating and following material evaporation. Due to the fast solidification of melted material, the vapours were trapped inside the material.

On the other hand, the large HD causes poor or no connection between the neighbouring single-tracks and trapping of the unmelted powder between them [28]. According to the melt pool behaviour, the composition of the powder is also related to the porosity between single tracks. Louvis et al. [26] described that the AlSi10Mg alloy formed an oxide film at the melt pool's edges. Oxide film limits the melt pool flowability and causes porosity due to nonmelted powder particles closed between the laser tracks.

The SLM process parameters setting's influence was also examined directly on the lattice structure geometry. Qiu et al. [27] dealt with the lattice structures with a diameter of 0.3 mm. Using a constant LS of 7000 mm/s and increasing LP (in the range of 150–400 W) the diameter of struts was increased in the range of 0.26–0.5 mm. By using a constant LP of 400 W and increasing LS (in the range of 1000–7000 mm/s), the struts' diameter was decreased in the range of 0.8 to 0.6 mm. It follows that the parameters setup directly influences the final dimensions of the lattice structure and thereby the mechanical properties. Vrána et al. [16] performed a complex study that described the influence of the main SLM process parameters (LS, LP, HD) directly on the lattice structure imperfections such as internal porosity and surface roughness. They also used special contour strategy to reach relative density of AlSi10Mg low-volume material of 99.83%. The results showed a clear dependence of porosity and surface roughness on the input energy. However, the study was performed only for the strut diameter of 2 mm, and the results for

other sizes could differ, as was shown by Dong et al. [11]. The scanning strategy for lattice structure production was also dealt with Pauly et al. [7]. They used three different scanning strategies to produce a thin strut geometry - chessboard strategy (small pores; $\rho_{rel} = 97.2\%$), stripe strategy (sharp pores; $\rho_{rel} = 98.5\%$), contour strategy (small round pores; $\rho_{rel} = 97.7\%$). The results showed that the strategy could significantly influence mechanical properties due to the shape of the pores and the porosity level.

Mechanical properties of low-volume lattice structures had higher susceptibility to material imperfections when the universal SLM process parameters were used [29,30]. These authors used recommended process parameters for lattice structures production and significant surface roughness and dimensional deviation (between -7.5% to -12.5%) were obtained. These deviations resulted in large differences in simulated mechanical properties using nominal dimensions of lattice structures and finally, the actually measured geometry had to be used to predict correct mechanical behaviour. The final results showed a strong correlation between computed and experimental mechanical properties. Kempen et al. [9] showed the influence of borderline porosity on mechanical properties. The porosity was generated by used scanning strategy and affected mechanical properties.

Based on the previous results, this study will focus on improving the lattice structure production using the contour laser strategy approach. The main goal is to find out a dependence of the main SLM process parameters on the lattice structure dimensions (dimensions up to 3 mm) and to reach stable and predictable lattice structure parameters such as porosity, surface roughness, and dimensions after SLM production.

2. Materials and methods

For better orientation in present study, a brief experiments workflow was created. The detailed description of the used materials and methods is further in the chapter.

To define the contour laser strategy (CS) parameters, the following workflow must be performed:

- Single weld tracks experiment - the perspective SLM process window was defined based on the visual and digital-light microscope results (Table 2).
- Thin wall/ hollow strut experiment - the single weld track sample was changed to 3D shapes of wall and hollow strut samples that includes the thermal conditions during lattice structure manufacturing. The larger dimensions were obtained compared to the single weld track experiment (Fig. 11).
- The key 3D dependence - diameter (d) vs. input linear energy (LE) vs. hollow strut thickness (HT) dependence was created that describe the change of the HT parameters and allows contour strategy parameters adjustment according to actual lattice structure geometry (diameter, orientation, Fig. 14).
- Overlap (OL) experiment - connection between two hollow strut walls was analysed. The optimum OL values were evaluated based on the porosity in the overlap area (Fig. 13).
- Porosity experiment (1st testing loop) - Based on the previous results, the contour strategy was designed. The porosity results showed imperfection (Table 5); therefore, the parameters were modified.
- Porosity experiment (2nd testing loop) - Significant improvement of porosity result was observed (Fig. 16); therefore, the dimensional and surface roughness analysis were performed.
- Porosity experiment (3rd testing loop) - The final fine tuning of a contour laser strategy was performed using d vs. LE vs. HT dependence. Various SLM parameter were defined as optimal for different strut diameter (Table 6).

2.1. Selective laser melting manufacturing

SLM machine (SLM 280^{HL}, Lübeck, Germany) equipped with a 400 W Ytterbium fibre laser has been used to manufacture all samples. The laser source had a Gaussian distribution and was focused on a spot diameter of 82 μm . The process conditions were constant for all produced batches of samples, i.e., the oxygen level was kept under 0.2% during the SLM process, the protective atmosphere of nitrogen was used, the platform was heated to 150 °C, the layer thickness of 50 μm was applied and the main SLM parameters were used based on the results of this study. All samples were produced from the gas atomised aluminium alloy AlSi10Mg (TLS Technik GmbH, Bitterfeld, Germany) with particle size distribution in the range of 15–60 μm (Fig. 1b).

2.2. The main contour laser strategy parameters

The basic SLM experiments described in the studies [13–15,21,23,24] were modified to consider the specific conditions during SLM manufacturing of low-volume lattice structures. The obtained parameters were used to define the parameters of the presented contour laser strategy shown in Fig. 1a, which are - laser power (LP), laser speed (LS), overlap (OL) and beam compensation (BC). Overlap (OL) defines sufficient connection between two laser tracks inside the strut and is determined by contour distance (CD). The exact value of OL can be found only for the known track width (HT). Beam compensation (BC) indicates the strut border's offset to achieve the required strut size.

2.2.1. Laser process parameters window

The single-track experiment aimed to describe the influence of the LP, LS laser parameters on the quality of the AlSi10Mg single track welds and thereby find a suitable process window include the consistent track welds with the known welds' width. Single track welds were produced on the top side of a 5 mm solid material block (Fig. 2b) and captured by a light microscope (Olympus SZX7, Olympus). The images were further used for track welds width measurement and visual evaluation of the single-track welds' continuity and uniformity. The track width (TW) was measured in twelve points along two single track welds (24 values) and the average value was evaluated (Table 2). During the experiment, the following parameters were changed - LP in the range of 175–400 W and LS in the range of 200–2000 mm/s.

2.2.2. Geometry of single-track welds

Based on the previous experiment, the second batch of single-track welds was focused on the track weld's geometry. The laser parameters were the same as in the previous test, but the ranges were narrowed according to the perspective process window, i.e., LP in the range of 200–350 W, LS in range of 500–1400 mm/s which corresponds to the input linear energy (LE) of 0.25–0.4 J/mm (expressed by Eq. (1)). The track weld geometry was measured on metallographic cross-sections using a digital-light microscope (Keyence VHX-6000, Z250R lens, zoom 250 \times).

zoom 250 \times). The evaluated parameters were track weld width (1), height (2), and depth (3), as is shown in Fig. 2a.

$$LE = \frac{LP}{LS} \quad (\text{J/mm}) \quad (1)$$

2.2.3. Influence of the samples geometry

As was already mentioned in the introduction, the porosity and surface roughness are affected by a base material's thermal conductivity. The total thermal conductivity of the whole component then further depends on its shape and orientation. Therefore, the basic single-track experiment was modified in two steps to investigate their influence on the samples' shape. First, the geometry was changed into thin-wall geometry (3D single track) and then into the shape of the hollow strut, representing the geometry of lattice structure. Both modified geometries consist of one single track in each layer (Fig. 3b) that allows observing the changes caused by modified samples heat dissipation. The resulting thickness of the walls and hollow struts were compared with the single-track welds' width. The thin walls had a rectangular geometry of 10 \times 2 mm and were produced in two orientations, i.e., vertical and inclined (35.26°), that corresponds with BCC and BCC-Z lattice unit cells' basic geometry. The hollow struts samples were produced in the same two orientations with the diameters range of 0.3 to 3 mm. Various dimensions and two orientations of the samples were used to describe the influence of size and orientation effects on the hollow strut thickness. The laser parameters were used within the perspective process window of LP and LS (LP 200–350 W; LS 500–1400 mm/s). The geometry was measured on metallographic cross-sections using a digital-light microscope (Keyence VHX-6000, Z250R lens, zoom 250 \times). The thickness values were measured as the average values between the two lines, each was made by interpolation of five border points (Fig. 3a).

2.2.4. Overlap parameter

The overlap experiment was performed to ensure sufficient connection between neighbouring single-track welds and avoid excessive remelting of material in their connection that can initiate the inter-weld porosity. The sample's shape was a hollow strut composed of two laser tracks (Fig. 4b). The OL parameter was chosen in the range of 0–55% of the hollow strut thicknesses. The nominal diameters of the two tracks hollow strut were 0.8; 1.2; 1.6; 2 mm. The track OL was evaluated based on the internal porosity (image analyses, ImageJ, threshold 100) measured in connection to the two tracks (Fig. 4a). The results were evaluated from metallographic cross-sections captured by a digital-light microscope (Keyence VHX-6000, Z250R lens, zoom 250 \times).

2.3. Analysis of porosity, surface roughness and dimensional accuracy

The shape and dimensions of the component can significantly affect the formation of the SLM manufacturing imperfection [11]. Therefore, to obtain meaningful results, the sample's shape must be as close as

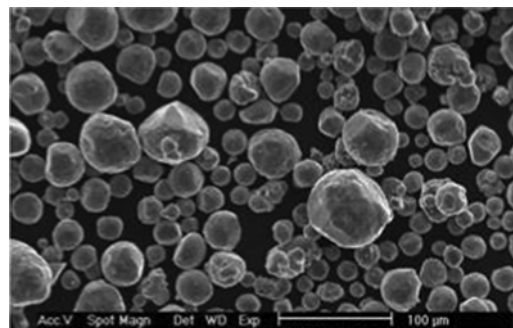
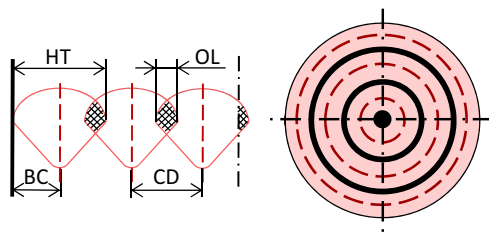


Fig. 1. (a) The parameters of the contour strategy: hollow strut thickness (HT), overlap (OL), contour distance (CD) and beam compensation (BC); (b) the shape of powder particles (scanned by SEM).

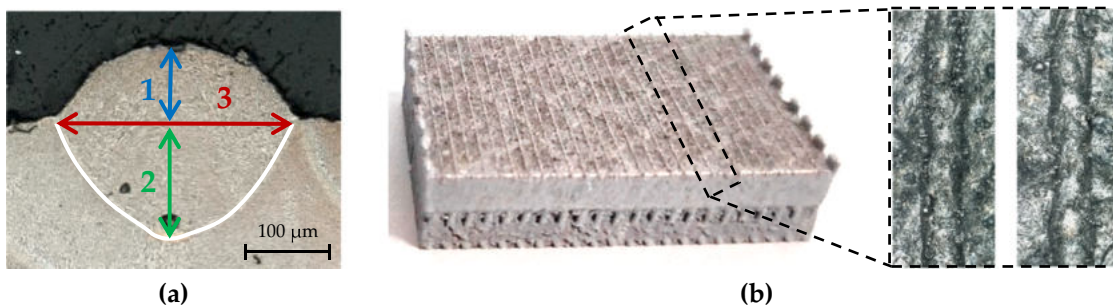


Fig. 2. (a) Measured geometrical parameters of the single-track welds; (b) the single-track sample.

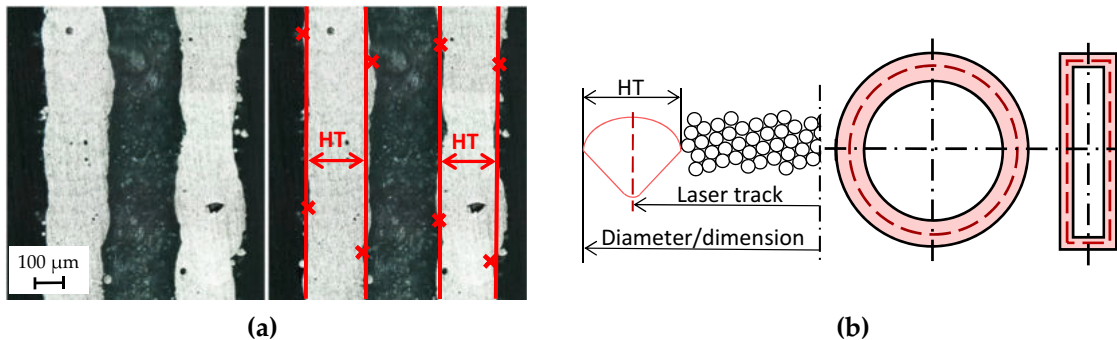


Fig. 3. (a) Methodology of the thin-wall and hollow strut thickness evaluation; (b) geometry of hollow strut and thin-wall.

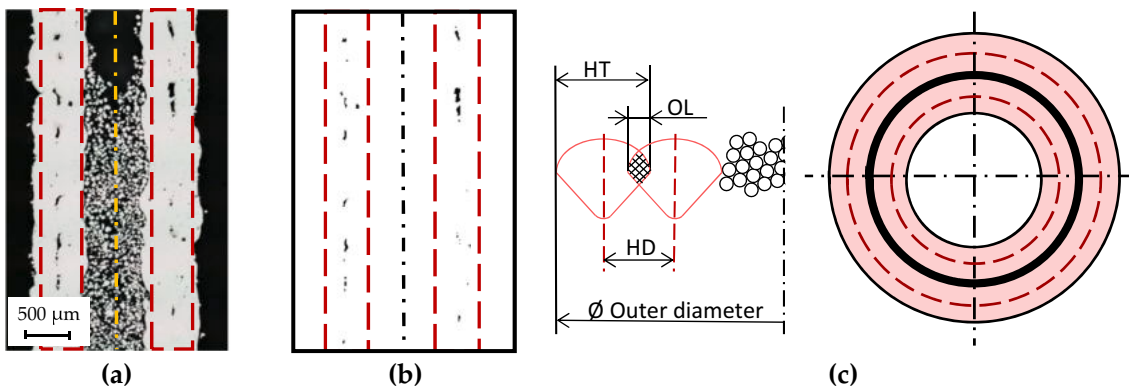


Fig. 4. Porosity measured in the connection of neighbouring laser tracks (a) metallographic cross-section of two track hollow strut, (b) the final monochrome image analysed by ImageJ software, (c) geometry of hollow strut consists of two laser tracks.

Table 1
The list of the applied SLM parameters in the study.

Parameters	1 st loop	2 nd loop	3 rd loop
Laser process param.	Values from previous hollow strut experiment		LP and LS according to RSA
Dir. of contour production	Outside-in	Inside-out	
Track width	Previous hollow struts results	Response Surface Analysis (RSA)	
Beam Compensation	1/2 of the thickness of the hollow strut samples	1/3 of the thickness of the hollow strut samples	
Overlap	30 %	35 %	

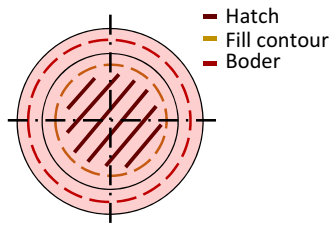


Fig. 5. The default SLM process parameters (a) schema of the meander strategy (b) table of the process parameters.

possible to the final part. In the case of the lattice structure, the strut geometry was chosen. The experiments were further focused on obtaining the porosity distribution, pores size, surface roughness and dimensional accuracy of the strut samples.

The struts were produced in two orientations, i.e., vertical and inclined (35.26°), that corresponds with BCC and BCC-Z lattice unit cells' basic geometry. The struts' diameters were used in the range of 0.6–3.0 mm, and the thickness of the track (HT) was set differently for each diameter according to the previous results. Other parameters were constant and were applied according to the testing loop, as is shown in Table 1.

Based on the first testing loop results, the influence of the contour track production order was evaluated on the level of porosity; therefore, the inside-out direction of production was applied in the second and third loops to reduce material imperfection for strut diameters over 1.0 mm. Moreover, finally, the OL was changed to 35% according to porosity results (Figs. 15b, 13) and the BC of 1/3 hollow strut thickness was used after the first results of dimensional analysis. All results were compared to the default SLM process parameters i.e., meander hatch strategy (Fig. 5a).

X	Hatch	Fill cont.	Border
LP (W)	350	250	300
LS (mm/s)	1150	555	600
LE (J/mm)	0.3	0.45	0.5
OL (%)	50	50	50
Laser focus	0	-4	0

2.4. Porosity analysis

The porosity was analysed in two ways. First, the porosity was evaluated in the connection of the two laser tracks by digital-light microscope. In this case, the cross-section images of the two tracks hollow strut were captured by the digital-light microscope (Keyence VHX-6000,

Z250R lens, zoom 250×) and analysed using ImageJ software. Then the porosity value was evaluated as the percentage of black in the monochrome images. The second, a micro-computed tomography approach (μCT, GE phoenix v | tome | x L240, Waygate technologies, Hürth, Germany) was used for porosity analysis in the whole volume of the strut samples and evaluation of the influence of contour strategy parameters on the occurrence of material imperfections (Fig. 6a). The following adjustment of the measurement was used i.e., a micro-focus X-ray tube with a voltage of 130 kV, a current of 100 μA and a 0.5 mm wide copper filter. The achieved linear voxel resolution was 16 μm for all samples with a minimal pore volume of 2 voxels. The scanned data were further reconstructed in the Datos reconstruction software and processed in VGStudio MAX 3.1 software (Fig. 6b,c,d,e). The threshold value was obtained automatically from common scan of all samples (Fig. 6a) and applied to segmented samples This was performed to ensure the comparability of the results of struts porosity [31]. The main outputs from the μCT analysis were 3D images of the material porosity for all produced struts (more than 232 samples), i.e., its level and distribution for each strut. The μCT was also used to digitize a struts shape to STL format which was used for dimensional accuracy and surface roughness analysis. These outputs enabled to find the dependences of porosity and surface roughness on the strut diameter and LE.

2.5. Shape and surface roughness analysis

$$R_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N |y_i| \text{ (}\mu\text{m)} \tag{2}$$

The surface roughness and shape of struts were investigated using the digitised STL data from μCT even though relatively high voxel size resolution of 16μm. The main purpose of this analysis was to use large data set from μCT analysis and find out dependences of these parameters according to the strut diameter and LE, not exact values.

The evaluation was performed in the GOM Inspect software by the following procedure. First, the digitalised data was aligned to CAD data using the Best fit method. The surface roughness was measured as dimensional deviation from CAD in 200 points of line selection on the down-skin surface of the inclined strut (Fig. 7a). The deviations were converted to Ra surface roughness according to Eq. (2). Then, the strut's actual diameter was measured by fitting an ideal Gauss cylinder (used selected point: 3 sigma) to the largest possible area of the digitalised data (Fig. 7b).

2.6. Numerical simulation

The transient thermal simulation was performed in Ansys Workbench software to clarify the observed effects in porosity and surface

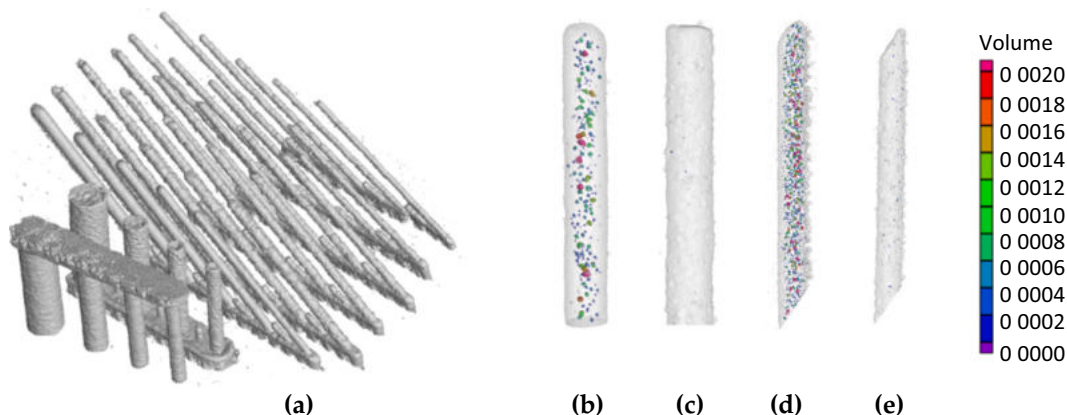


Fig. 6. Porosity analysis (a) group of samples scanned together, (b), (c) internal porosity of vertical struts, (d), (e) inclined struts.

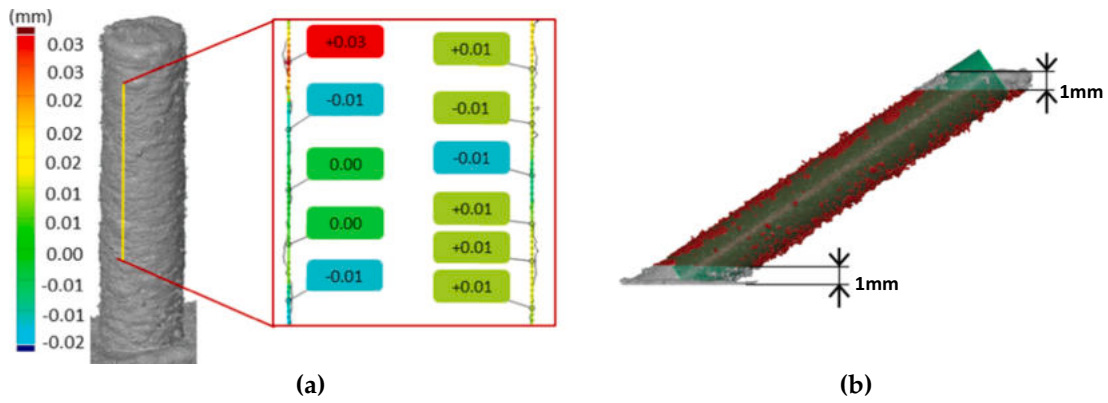


Fig. 7. (a) Surface roughness analysis on a vertical strut, (b) the inclined strut with fitted Gauss cylinder and red marked area of selection. (For interpretation of the references to colour in this figure legend, the reader is referred to the web version of this article.)

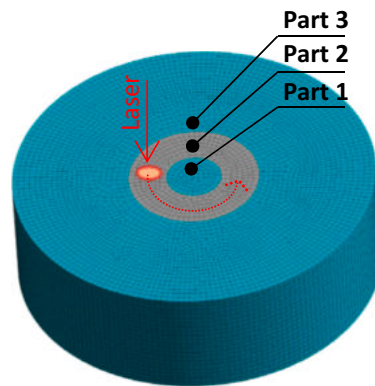


Fig. 8. The numerical model of the transient thermal simulation.

Table 2

The results of the first evaluation of the single-track weld's width. The marked samples are shown in the figure above.

TW (μm)		Laser Speed (mm/s)																				
		200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1100	1200	1300	1400	1500	1600	1700	1800	1900	2000		
Laser Power (W)	175	353	310	261	290	246	221	214	199	223												
	200	401	343	303	286	317	271	240	210	201	210											
	225		374	309	271	255	214	203	199	174	163	145										
	250		344	314	270	253	233	223	201	180	161	163	159									
	275			380	346	332	289	262	277	235	227	221	201	149								
	300				305	325	308	267	260	232	223	202	211	193	183	192	186					
	325					333	316	275	274	262	258	207	199	200	196	189	176	168				
	350						358	336	328	317	300	261	259	259	205	200	199	209	205	352		
	375							317	308	201	372	370	272	267	250	287	230	237	239	223	217	
	400								357	332	358	301	273	234	236	223	214	206	223	216	212	201

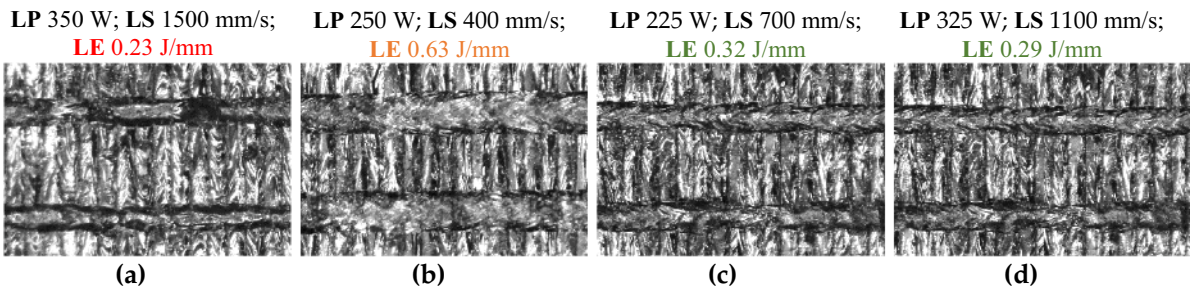
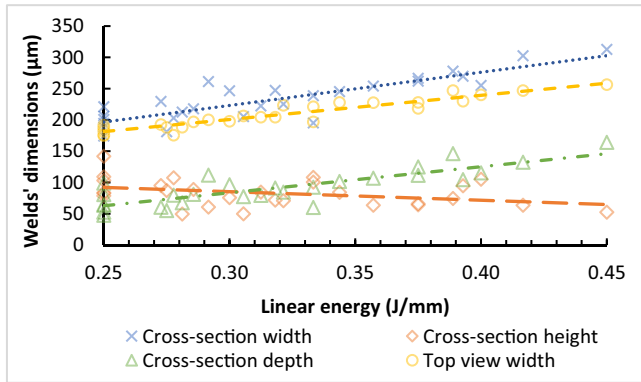
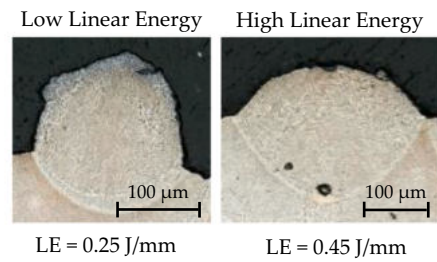


Fig. 9. The images of single-track welds captured by a digital-light microscope - (a) LE = 0.23 J/mm; (b) LE = 0.63 J/mm; (c) LE = 0.32 J/mm; (d) LE = 0.29 J/mm.

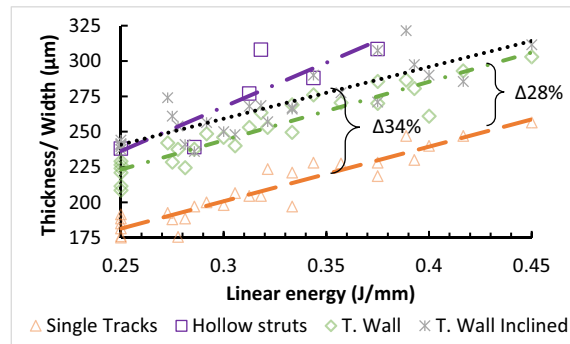


(a)

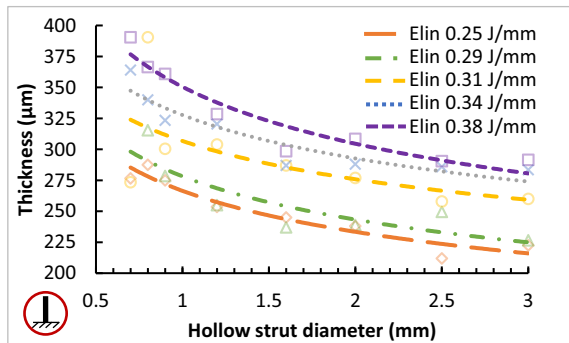


(b)

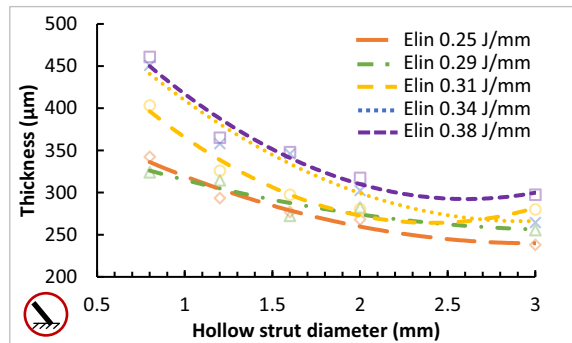
Fig. 10. (a) The geometrical parameters of the single-track welds vs. linear energy, (b) the examples of the typical shapes of the single-track welds.



(a)



(b)



(c)

Fig. 11. (a) The comparison of the single tracks width, hollow struts, and thin walls thickness, (b) the chart of the HT parameters vs. LE for vertical hollow struts (c) inclined hollow strut.

roughness. The numerical model represents the situation during the SLM production of the strut when a part of the strut was already produced, and the next layer is producing. The height of the model is 1 mm and consists of three parts for simulation of hollow strut experiment (Fig. 8). The Part 1 and Part 3 represent surroundings powder bed, and the Part 2 is solidified AlSi10Mg material. The mesh of all parts was created by the hex dominate Solid 90 elements with size of 0.05 mm (used layer thickness). Material parameters were used from Ansys Additive Manufacturing materials library and modified according to studies [25,32–34]. On the upper surface of all three parts the air convection was applied. The heat source (laser) was applied using the Moving Heat Source extension where the laser's circular trajectory was defined. The input energy was defined using LP and LS parameters. For simulation of full strut, the model was modified to consist only of Parts 2 and Parts 3. There is no powder in the centre part of the strut; therefore, Part 1 was removed, and Parts 2 was extended and filled the centre area of the strut.

3. Results

3.1. Laser process parameters window

Table 2 shows the results of the track width parameter (TW) measured by a digital-light microscope and the area of fine continuous track welds evaluated by a visual check (green area of the table). All samples were sorted according to the track weld's shape and quality into three types of colours. Fig. 9a shows the balling effect, which is typical for low input energy production (red colour). In Fig. 9b, the track weld's width is large and the height too low (orange colour). It was caused by the high input energy of the laser. In Fig. 9c,d, there is shown ideal situation when the single-track welds were continuous without any interruptions (green colour). The final perspective window is in the range of LP 200–350 W; LS 500–1400 mm/s; linear energy LE 0.25–0.4 J/mm.

The previous experiment was performed again for a deeper evaluation of the track welds' geometry using fine cross-sections images. The results are presented in Fig. 10a, where the strong dependence of the track welds' geometry on the LE is shown. The results show that due to the liquid melt pool's surface tension at a low energy level, the track weld's height is high, but the width and depth are low (Fig. 10b–low liner energy). With increasing LE, the track weld width and depth are growing, but the height is decreasing (Fig. 10b–high linear energy). The comparison of the track welds' width evaluated from the cross-sections and the digital-light microscope shows the same trend with deviation

caused by different evaluation approaches. In the cross-section case, the value of the width was measured accurately but only in one section of the track weld. It could cause small deviations compared to the average values measured by a digital-light microscope which are more representative for the whole track. Based on that, the microscope measurement's average values were further used. According to the study [21], the depth to width ratio was used to analyse the suitability of process parameters. This parameter was lower than 0.5 (–) for all tested process parameters, particularly in the range of 0.26–0.49. It means that those process parameters are suitable to produce components from AlSi10Mg material by SLM [16]. The obtained values will be used for comparison with modified experiments focused on lattice structure production.

3.2. Influence of samples geometry on track width

This experiment aimed to compare a walls thickness measured on the specific geometry of thin-wall and hollow strut with the single-track weld's width. The vertical walls' results were in the range of 209–303µm and showed a significant dependence on input linear energy (LE) as was the same in the case of single-track welds. The obtained values of the thickness were in average about 28% larger than TW values in the whole range of tested process parameters (Fig. 11a). In the case of inclined walls, the deviation was in average even 34% higher. The main reason is the lower heat transfer which decreases with the wall's inclination. Due to the low thermal conductivity of the surrounding powder bed, the energy is accumulated in the material and causes an increase in the wall thickness.

The results of the vertical hollow strut thickness (HT, diameter of 2 mm) had a similar trend as thin walls; however, the thickness was increasing at higher linear energies in comparison to thin walls. The cross-section images of inclined hollow struts showed the different thickness in the up-skin and down-skin areas (Fig. 12b). This deviation was probably caused by the thermal energy accumulation described above and in studies [12,16]. As is shown in Fig. 11c,d, the various nominal diameters of the hollow struts were produced using five levels of input linear energy (LE) in the range of 0.25–0.38 J/mm. The results showed that the HT parameter measured on a small diameter is larger compared to the HT parameter measured on a larger diameter, even if the same process parameters were used. The biggest differences were shown in the highest LE of 0.38 J/mm, where the HT parameter measured on the nominal diameter of 0.8 mm was 391µm and for the diameter of 3.0 mm was 292µm i.e., it is difference of 34%. In the case of

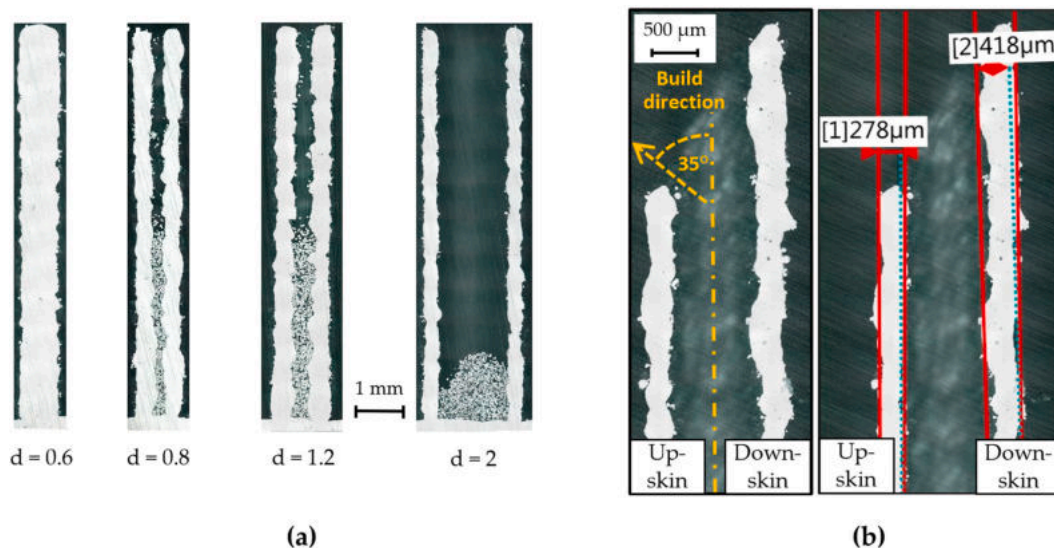


Fig. 12. (a) The digital-light microscope images of the vertical hollow strut cross-sections, (b) different up-skin and down-skin thickness measured on the metallographic cross-section of inclined hollow struts.

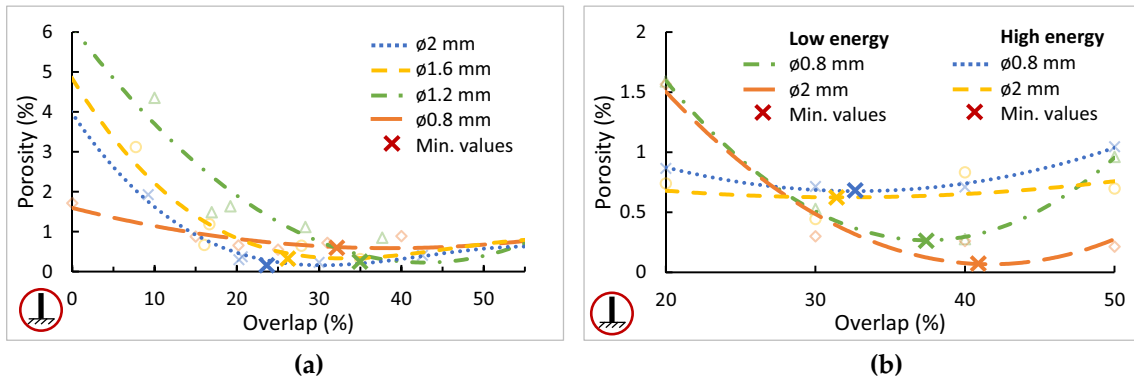


Fig. 13. The chart of porosity vs. overlap (a) OL in the range of 0–55%, (b) OL in range of 20–50%.

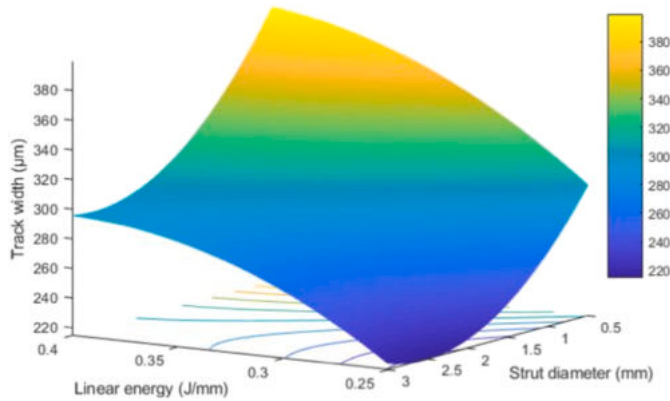


Fig. 14. Hollow strut's thickness vs. linear energy and strut diameter from Response surface analysis for vertical struts.

the diameters of 0.3–0.6 mm, both sides of the hollow strut were even connected, and a fully volumetric strut was created. These results are in line with the results presented by Dong et al. [11] where internal porosity and mechanical properties depend on the sample's diameter (up to 4 mm). The actual results clearly show that the deviation in the hollow strut's thickness and single tracks welds is significant. Therefore, it is necessary to implement HT parameter into the SLM laser strategy for lattice structure production to avoid internal defects.

3.3. Single-track weld overlap parameter

As it was mentioned above, the overlap (OL) parameter is expressed as percentage value of the hollow strut thickness (HT) and mainly affects the porosity in connection of two neighbouring tracks. Due to the small dimensions of lattice structures, the internal porosity influences their mechanical properties more than in case of bulk material; and therefore, the overlap is more important. The OL's correct setting is based on the HT parameter, which depends on dimensions of the lattice structure and the liner input energy (LE) of the SLM process.

The porosity values were measured in the transverse cross-section of hollow struts composed of two laser tracks. In Fig. 13a, the first loop of the experiment results is present. As it is shown, the porosity decreased

with increasing OL parameter, and the minimum value was reached in the range of 20–50% for all tested dimensions. The second loop was focused on the perspective range of 20–50%, and only limit values of previously tested parameters were used, i.e., diameters of 0.8, 2 mm (thin and large diameter representant) and LE of 0.25, 0.38 J/mm (low and high energy representant). The results showed that OL parameter is not dependent on the lattice structure's dimension but on LE (Fig. 13b). Therefore, the optimal OL values are in the range of 30–40% for all tested parameters (thin, large diameter; low, high energy).

3.4. Strut thickness prediction based on response surface analysis

As it is clear from previous results, the definition of the SLM process parameters for lattice structure manufacturing is complex task affected by input linear energy, size, and orientation of the lattice structure. To include the effects to the contour strategy parameters, the response surface analysis (RSA; part of the Design of Experiments) of the hollow strut thickness (HT) parameter was prepared. The RSA allowed determining the exact value of HT for specific input linear energy (LE) and the strut's nominal diameter (SD). The HT values were interpolated by the quadratic surface described by Eq. (3) with the reliability of R2 = 78% for vertical struts (Fig. 14) and by Eq. (4) with the reliability of R2 = 86% for inclined struts. Thus, it is possible to predict the values also for the parameters that were not tested exclusively.

The comparison of the RSA prediction and the measured data for the specific parameters are shown in Table 3 (vertical hollow struts, linear energy of 0.34 J/mm). The average deviation was 2.18%, and the largest deviation was 6.72% in the case of 0.9 mm strut diameter.

$$TH_{ver} = -134 + 2736 \cdot LE - 94.3 \cdot SD - 3177 \cdot LE^2 + 21.25 \cdot SD^2 - 54 \cdot LE \cdot SD \quad (\mu m) \tag{3}$$

$$TH_{inc} = -31 + 2450 \cdot LE - 101 \cdot SD - 2025 \cdot LE^2 + 35.8 \cdot SD^2 - 301 \cdot LE \cdot SD \quad (\mu m) \tag{4}$$

3.5. Full strut verification

In the following chapter, the previous results were used for the definition of the SLM contour strategy for lattice structure manufacturing and their influence was observed on the material porosity, surface roughness and the dimensional accuracy.

Table 3
The comparison of the response surface analysis data and measured values.

Strut \varnothing (mm)	0.7	0.8	0.9	1.2	1.6	2	2.5	3
Predicted HT (μm)	362.5	354.4	346.8	326.3	304.9	290.4	281.8	283.8
Measured HT (μm)	364	340	323.5	320.5	287	288	286	283.5
Deviation (%)	-0.4%	4.1%	6.7%	1.8%	5.9%	0.8%	-1.5%	0.1%

Table 4

The comparison of the vertical struts produced by the default SLM process parameters and the contour strategy (LP = 200 W, LS = 700 mm/s, LE = 0.29 J/mm).



D_{nom} (mm)	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0	1.25	1.5	2.0	3.0
Por. (%)	1.74	1.79	1.97	1.92	1.9	0.97	0.78	0.24	0.06
 Default									
Por. (%)	0.02	0.23	0.36	0.64	0.69	0.32	0.05	0.04	0.09
CS 1st loop									
Por. (%)	0.01	0.01	0.09	0.07	0.02	0.01	0.01	0.01	0.04
CS 2nd loop									

Table 5

The comparison of the inclined struts produced by the default SLM process parameters and the contour strategy (LP = 200 W, LS = 700 mm/s, LE = 0.29 J/mm).

D_{nom} (mm)	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0	1.25	1.5	2.0	3.0
Por. (%)	0.11	0.13	1.11	1.44	1.16	2.04	1.64	0.88	0.25
 Default									
Por. (%)	0.24	0.25	0.54	0.38	0.09	0.62	0.58	0.64	0.47
CS 1st test loop									
Por. (%)	0.11	0.21	0.08	0.12	0.33	0.03	0.02	0.01	0.04
CS 2nd test loop									

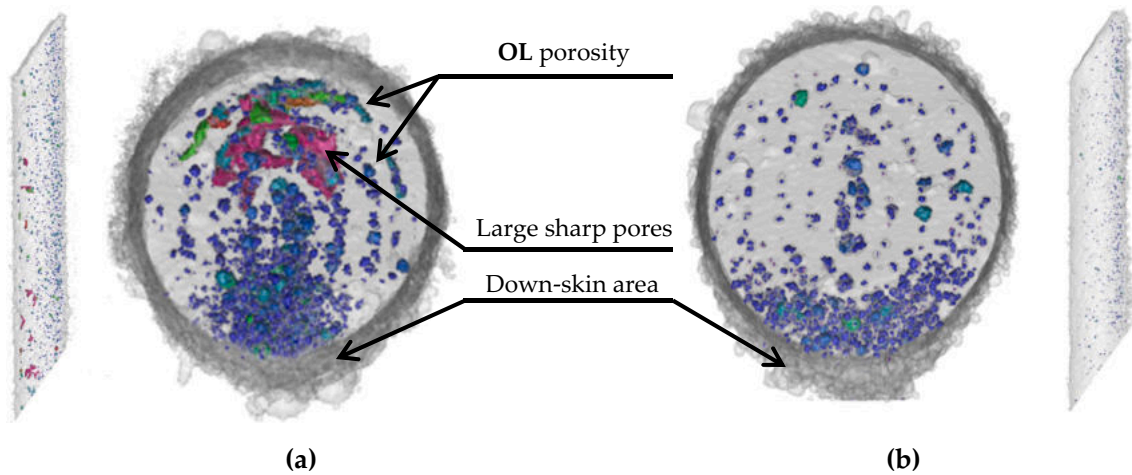


Fig. 15. (a) The top view of the inclined strut ($d = 2$ mm, $LP = 300$ W, $LS = 800$ mm/s, $LE = 0.38$ J/mm) (a) the first testing loop (b) the second testing loop.

3.5.1. Material porosity

The material porosity experiment was divided into two steps. In the first testing loop, the same parameters were used as in case of hollow struts experiment, i.e., the strut diameters and specific hollow strut thickness (HT) values (Fig. 11c). The reason was to minimise unexpected circumstances which could influence the results. The other contour strategy parameters were derived from the HT parameter, i.e., the distance of the contour trajectories $CD = HT - OL$, the contour overlap between the neighbouring track of 30% ($OL = 0.3 \times HT$), and the beam compensation $BC = 0.5 \times HT$. The material porosity measured by μ CT was chosen as the main response parameter.

The results of the first testing loop showed a relatively high level of porosity in thin vertical struts for all tested input linear energies (LE) (Fig. 16a,b). The default SLM process parameters with meander hatch strategy reached the porosity level of 2%; the contour strategy (CS) approach reached an interval between 0.16% and 1.35% based on the used LE. The porosity decreases according to LE and the strut nominal diameter. Tables 4 and 5 show the graphical comparison of the level and distribution of porosity obtained using meander hatch and the CS strategy. The meander hatch strategy led to a high porosity level with spherical and equally distributed pores in the whole volume. An exception was the large vertical struts ($d = 2$ and 3 mm), where the

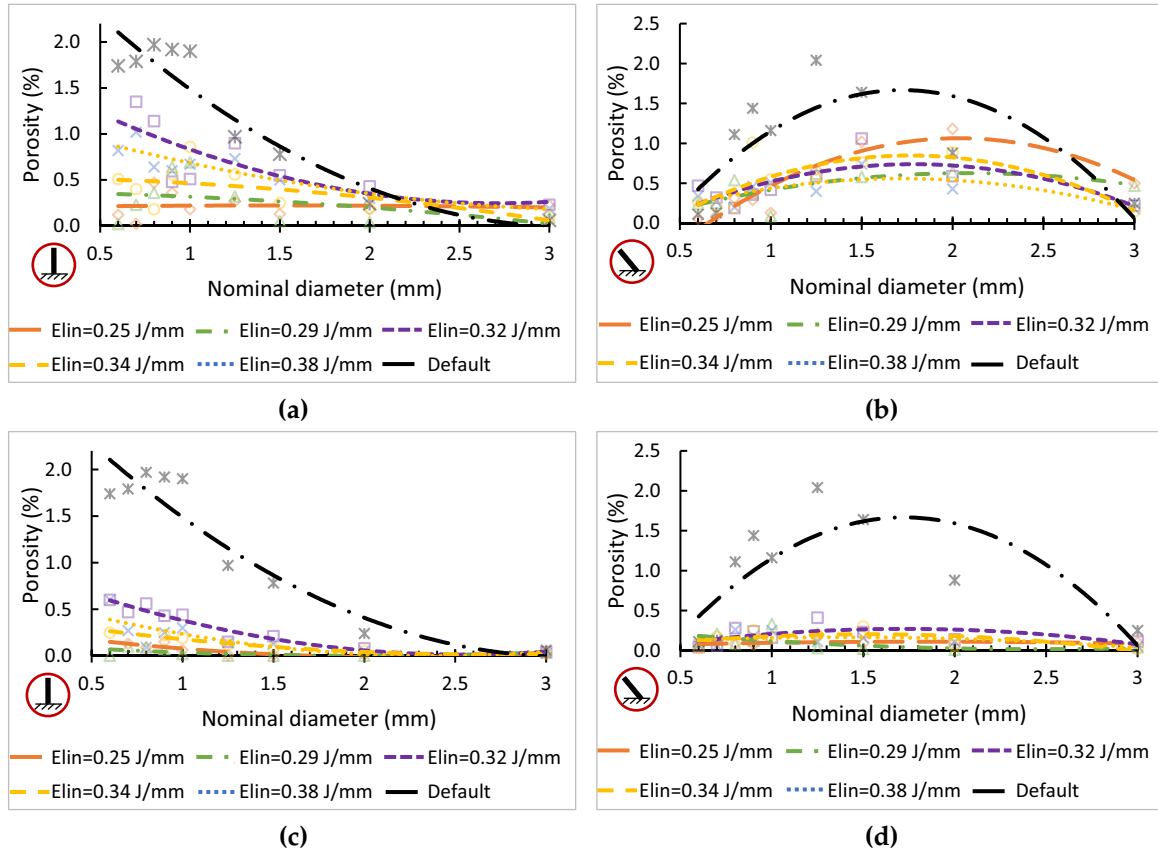


Fig. 16. Comparison of the meander and contour strategy (a) the level of porosity for the vertical struts (b) the level of porosity for the inclined struts in the first loop; (c), (d) second loop.

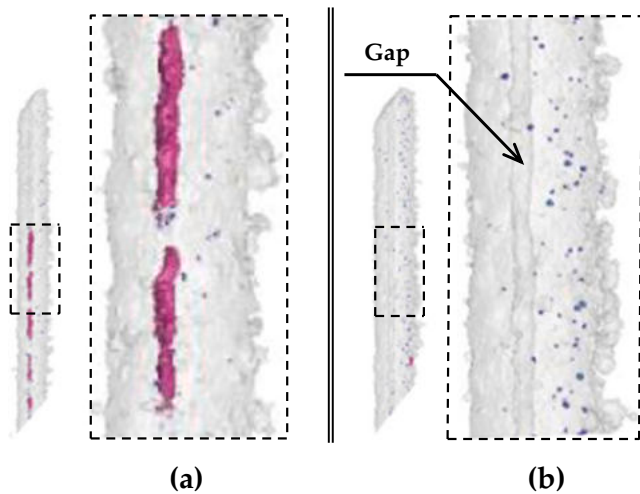


Fig. 17. The struts with non-melted pores in the middle axis area (a) LP = 225 W, LS = 900 mm/s, LE = 0.25 J/mm, OL of -10.65%; (b) LP = 300 W, LS = 800 mm/s, LE = 0.38 J/mm, OL of -11.28% (un-melted area in the strut axis).

porosity was low. It was caused by high thermal conductivity in larger struts that could be considered as bulk material for which the default process parameters are mostly optimised. A similar conclusion was reached by Dong et al. [11] for dimensions over 4 mm.

The CS porosity results were presented by the μ CT images of the struts produced with input linear energy LE = 0.29 J/mm (middle value from tested range). The CS approach showed a lower porosity level for both vertical and inclined thin struts (up to 1 mm). The porosity was equally distributed; however, its level grew with the increasing diameter of the strut, and large sharp pores occurred over the diameter of 1 mm. It relates to the direction of the contour track production and the number of tracks. The large struts (the diameter over 1 mm) consisted of 3 and more laser tracks (depends on used LE). It led to the lack of powder inside the strut if outside-in direction of the contour strategy was used. This was caused by drag of the surrounding powder into the melt pool during powder melting [35]. This effect relates to the change of the material state because the density of powder is much lower than melted material and therefore, larger volume of the powder is consumed for the melt pool. To minimise the effect, the inside-out direction will be used for the next test loops. Moreover, the sharp overlap porosity was found in the top view images (Fig. 15a). It could be created due to insufficient overlapping of neighbouring contour tracks in the up-skin area where the thickness of the track is thinner than in the down-skin area above the

powder bed. Based on that, the OL parameter was increased about 5% to 35% which stabilise the situation in up-skin area. But on the other hand, it can increase a porosity in the down-skin area.

The second testing loop showed significant improvement in all observed parameters. A change of laser scanning direction eliminated the sharp pores. The porosity level was significantly decreased using the hollow strut thickness (HT) obtained from Response Surface Analysis (RSA) and changing the OL to 35%. The results are shown in Figs. 16c, d and 15b, where the porosity level reached values in the interval of 0.01% (LE = 0.29 J/mm) to 0.6% (LE = 0.32 J/mm) for vertical struts and even in the interval of 0.07% (LE = 0.25 J/mm) to 0.4% (LE = 0.32 J/mm) for inclined struts. Tables 4 and 5 show the gradual evolution of the results and the clear positive effect of the CS strategy on all observed struts' parameters. The results also showed the issue with unmelted centre areas of some struts. If the non-compatible combination of the HT and strut diameter is used, the gap could occur in the strut centre (Table 5 - 1st loop d = 1.5 mm; 2nd loop d = 0.7 and 1.0 mm).

The last testing loop mainly aimed to reduce the unmelted area in the struts' centre (Fig. 17). Using RSA prediction, the optimal combination of the process parameter was found for each strut diameter. Thereby, the constant OL parameter was reached in the whole cross-section of the vertical and inclined struts (Table 6). The porosity results generally showed very low level of spherical porosity without unmelted areas, i.e., in case of inclined struts max. 0.16%; in case of vertical struts max. 0.19%. It confirms that the results of RSA analysis and OL parameter of 35% allow achieving very low values of porosity level for various diameters of the struts using different SLM parameters within the defined perspective process window.

Based on the results, the contour strategy and customisation of the process parameters for various dimensions of the lattice structure seem to be an effective approach to eliminate the material imperfections.

3.5.2. Dimensional accuracy

The results of the first testing loop are shown in Fig. 18a,b, where the dimensions of the struts are generally smaller than the nominal diameters. This issue could relate to the circular trajectory of the laser which means the higher laser speeds along the outer part of the trajectory due to its curvature (Fig. 20) and therefore HT parameter is thinner. It affects beam compensation parameter (BC; Fig. 1) which was too high and caused the dimensional deviations. Eq. (5) was created to reach the optimal dimensional accuracy based on the evaluation. Then, the BC parameter was changed to $BC = BC_{coef} \times TH$. The resulting $BC_{coef} = 0.34$ was further used in the next testing loops, which expressed the average value used for all strut diameters. BC_{coef} was evaluated based on the nominal strut diameter (SD) and diameter of the first peripheral

Table 6
The chosen results from the third validation testing loop.

	Vertical					Inclined				
	D _{nom} (mm)	0.6	0.8	1.25	2.0	3.0	0.6	0.8	1.25	2.0
LP (W)	214	325	243	263	263	171	251	263	263	263
LS (mm/s)	950	950	950	864	861	950	950	833	665	928
LE (J/mm)	0.23	0.34	0.26	0.30	0.31	0.18	0.26	0.32	0.40	0.28
Por. (%)	0.02	0.19	0.09	0.04	0.02	0.02	0.07	0.12	0.07	0.01
CS 3 th loop										

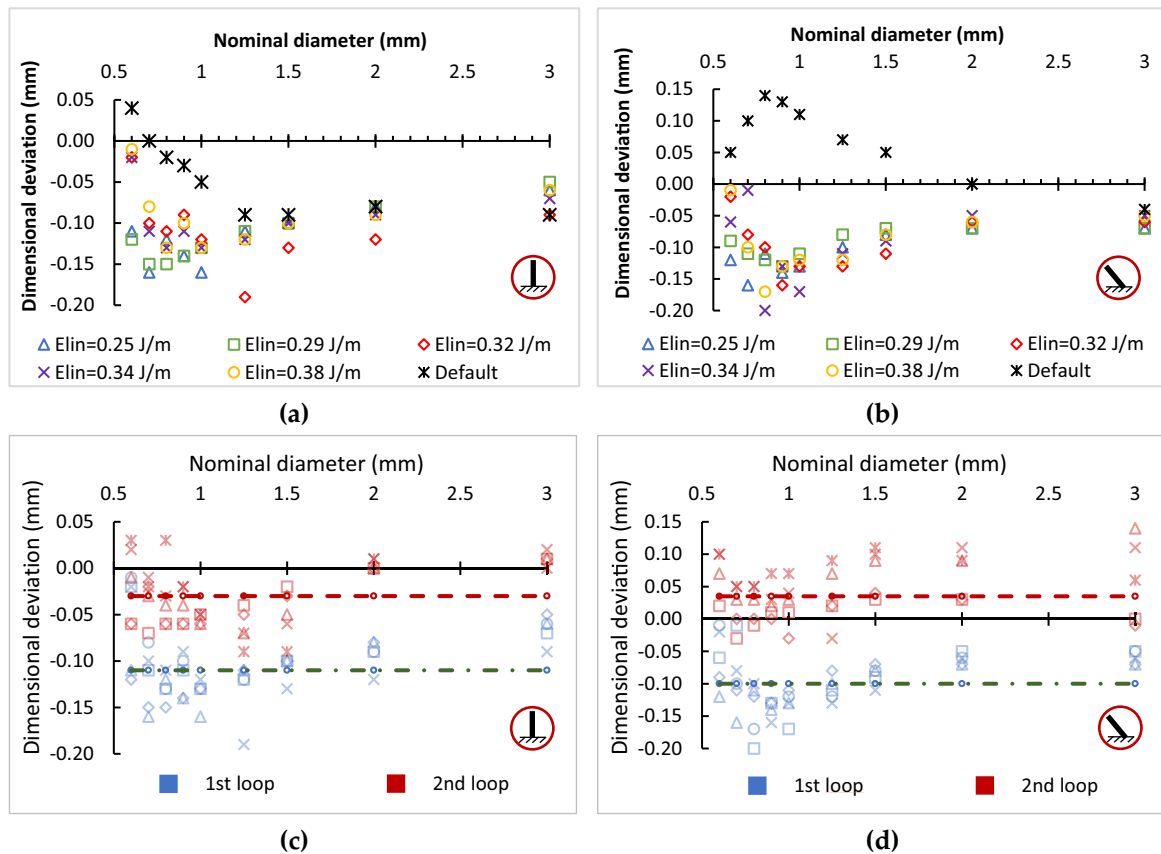


Fig. 18. The charts of the dimensional deviations from the nominal diameter of the first loop (a) vertical strut, (b) inclined strut; comparison between the first and second loop with marked median values for (c) vertical strut, (d) inclined strut.

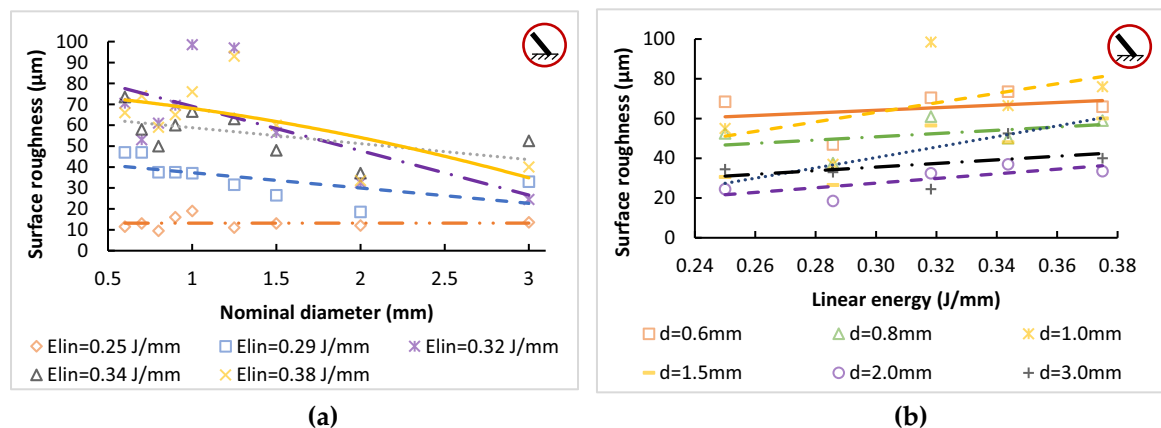


Fig. 19. The surface roughness (a) dependence on the dimensions of the strut (b) dependence on the linear energy.

contour track (PCD).

$$BC_{coef} = \left(\frac{SD - PCD}{2} \right) / HT \quad (-) \quad (5)$$

The modified BC parameter's influence is presented in Fig. 18c,d. As the comparative parameter between the first and second testing loop, the median value of the dimensional deviation was used. In the case of the vertical struts, the median value was changed from -0.11 mm to -0.03 mm. In the case of inclined struts, the median value changed from -0.10 mm to 0.04 mm. In both charts, two areas of results could be found. The dimensional deviations of the larger vertical struts are low. However, in the case of thin struts, the deviations are higher, and the

values are unstable. The inclination of the struts' leads to better accuracy in the case of thin struts, but on the other hand, the deviation of the larger struts is higher than in the first testing loop. In general, the change of the BC_{coef} parameter from 0.5 to 0.34 helped significantly reduce the dimensional deviations; however, to reach even better accuracy, the BC parameter must be evaluated individually according to the struts' size, the orientation of the struts and used LE.

3.5.3. Surface roughness

Surface roughness (R_a) was measured on the inclined struts' down skin surface where the R_a values are the highest [14]. The contour strategy approach shows the same trend for all levels of the tested LE, i.

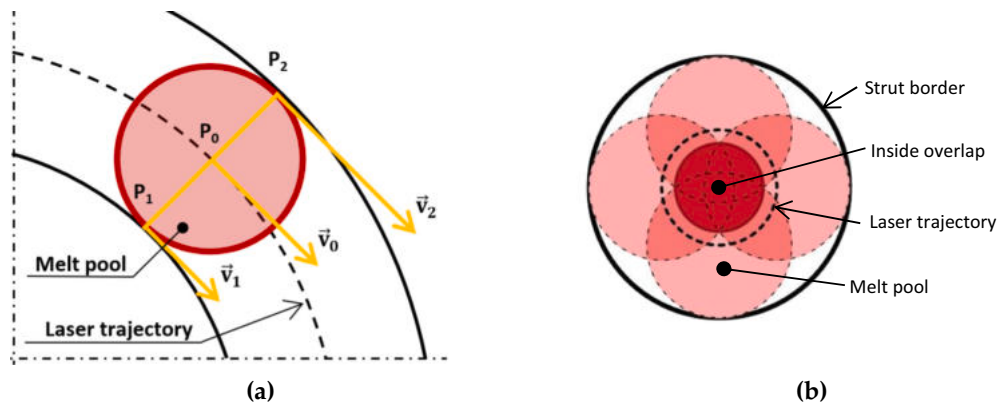


Fig. 20. (a) Schema of the circular trajectory influence on the change of the actual velocity of the melt pool, (b) Schema of the possible remelting in the thin struts [36].

e., the small diameters have relatively high Ra values, which decrease with the increasing size of the strut (Fig. 19). In higher linear energies, the differences between the small and large struts are more significant. This effect is related to the dissipation of thermal energy from the melt pool area and the size of the struts. With increasing LE, the surface roughness Ra increases linearly across all tested diameters (Fig. 19b). This conclusion matches with the study [16] where they focused on a wide range of LE and the strut diameter of 2 mm.

Surface roughness partially affects also dimensional deviations which can be seen by comparing the charts of Figs. 18 and 19a. The charts show that the struts with a small diameter have a larger deviation of the dimensions and higher surface roughness than larger struts.

4. Discussion

The presented results aimed to describe the SLM process's specific behaviour during the manufacturing of thin-strut lattice structure. Due to low volume of material, the lattice structures are highly affected by thermal behaviour of SLM melting process; therefore, the geometry and size of produced lattice structures must be considered. For this purpose, the Contour Strategy (CS) parameters was developed which led to elimination of typical imperfections of lattice structure, such as dimensional inaccuracy, high surface roughness and porosity.

4.1. The process of the contour strategy optimisation

4.1.1. Comparison of the single tracks, thin wall, and hollow struts results

The first differences have already appeared in the basic SLM

experiment, respectively, in comparison of the single-track welds and thin-walls, and hollow struts thickness results. The thin perpendicular walls' thickness was about 28% wider than the single-track welds' width, and the inclined walls was even 34% (Fig. 11a). The hollow strut's thickness showed a similar deviation as the inclined walls (Fig. 11b); however, more significant dependence on the input energy (LE) was observed. In previous studies [11,17], the need for similarity of the samples shape and final components was mentioned. Therefore, the hollow strut's geometry was finally used to design the CS parameters.

Based on the wider thickness of hollow strut samples, the hypothesis was created that the circular shape of the laser CS trajectory and their small diameter causes the changes in the melt pool's thermal behaviour. Due to a circular shape of laser trajectory with a very small diameter, the inner part of the melt pool moves slower than the outer part (Fig. 20). This locally increases the input energy Eqs. (8), (9) because the laser exposes the inner part of the strut longer and the melt pool expands. Then, the hollow strut's thickness increases faster than the walls with increasing input linear energy (LE; Fig. 11b). The example could be the set of the process parameters LP = 325 W, LS = 1100 mm/s Ein = 0.295 J/mm and the strut diameter d = 0.8 mm; due to the speed distortion on circular trajectory, the LE is distributed from Ein,1 = 0.535 J/mm to Ein,2 = 0.204 J/mm depend on the position.

$$v_1 = \frac{v_0 \cdot (d_0 - TH)}{d_0} = v_0 \cdot \frac{d_1}{d_0} \tag{6}$$

$$v_2 = \frac{v_0 \cdot (d + TH)}{d} = v_0 \cdot \frac{d_2}{d_0} \tag{7}$$

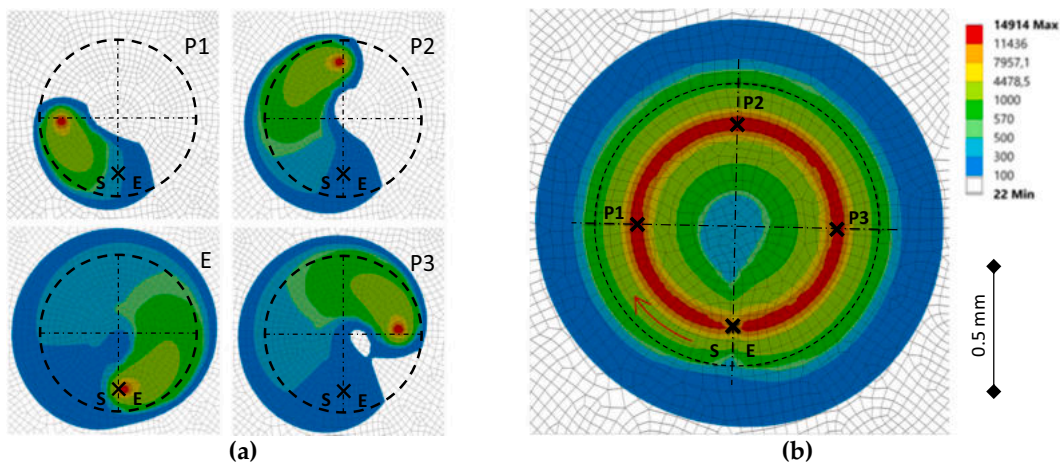


Fig. 21. (a) Laser heat affection of vertical strut geometry in four points of laser trajectory; (b) heat affection of whole strut.

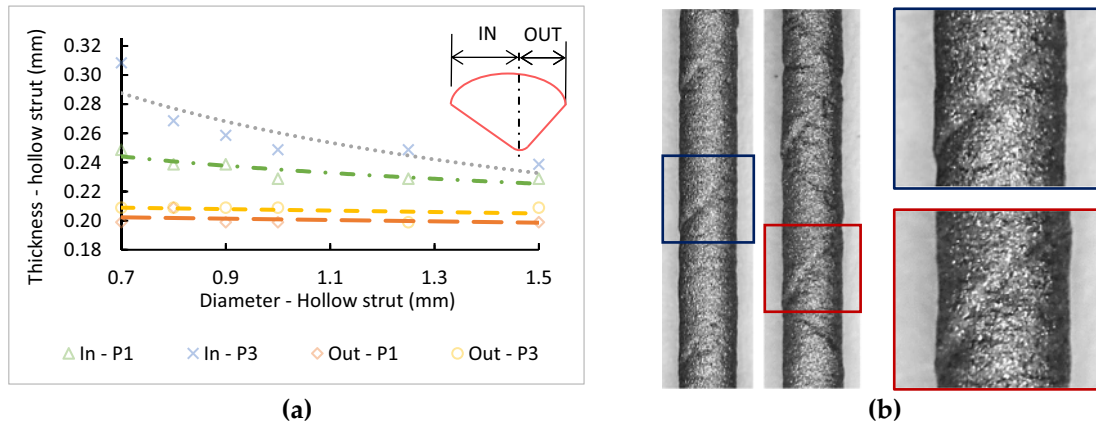


Fig. 22. (a) Strut thickness of the vertical struts with different strut diameter in three points of trajectory based on simulation; (b) spiral groove on surface of vertical struts.

$$E_{in,1} = \frac{P}{v_1} \tag{8}$$

$$E_{in,2} = \frac{P}{v_2} \tag{9}$$

The hypothesis was verified using the vertical struts' transient thermal simulation ($d = 0.8 \text{ mm}$) in Ansys Workbench software. The described phenomenon is associated with the strut diameter (Fig. 22a), input linear energy (Fig. 11c,d) and also the position on the laser trajectory (Fig. 21a,b). Close to the starting point (S), the laser started exposition and the melt pool is the narrowest. In the middle of the trajectory (point P2, P3), the track thickness (HT) is growing as the melt pool is larger and longer. In the last part of the trajectory, the melt pool meets the pre-heated area of the powder (around $300 \text{ }^\circ\text{C}$) and includes the biggest amount of melted material; the HT is the largest.

The magnifying of the melt pool is also visible on the strut surface where the spiral groove was formed (Fig. 22b). The groove is caused by the deviation of the HT parameter in the start/end point and the spiral shape was created due to moving of this point in each layer by 67° (default setup in post-processing software). Also, the asymmetry of the HT was observed especially in the centre of strut as was described above (Fig. 20).

Obtained results supported the hypothesis because the values of the LE and d dependence have the same trend as the numerical results. This phenomenon also affected the possibility of the small strut production. The smallest struts to produce are those with the diameter $d = 0.6 \text{ mm}$.

4.1.2. Overlap parameter and inter-weld porosity

The overlap (OL) is one of the key parameters that contribute for SLM manufacturing process stabilisation. The OL parameter defines the overlapping and connection of the neighbouring track welds. If the OL parameter is too high, the gas porosity occurs by vaporising the AlSi10Mg chemical components. Otherwise, if the OL parameter is too low, the lack of fusion porosity occurs because the gap between neighbouring track is filled by unmelted powder. Therefore, the inter-weld porosity was chosen as the main response parameter during OL optimisation and the aim was to minimise it.

The results showed that the minimum porosity value was achieved in the OL range of 30–40% of the hollow strut thickness (HT; Fig. 13b). According to the further results of the volumetric porosity, the optimal OL value of 35% was finally found. The reason was the lack of fusion porosity which was observed in the inclined strut. After modifying the OL parameter, this issue disappeared (Fig. 15a).

4.1.3. Design of the contour strategy parameters

The main design parameter for minimising the lattice structure imperfections is the hollow strut thickness (HT) that depending on the required strut's diameter, structure topology and the input linear energy (LE). The necessary condition is the constant overlap of 35% (OL) in the whole strut cross-section; therefore, the combination of the strut diameter and compatible HT parameter must be chosen to achieve the integer number of the laser contour even in the strut's centre. Otherwise, two typical issues appear. If the OL parameter is higher than 35%, the remelting of the material and gas porosity occurs in the strut centre. If the strut is unmelted in the centre (negative value of OL), the lack of fusion porosity occurs (Fig. 17b,c). Both issues significantly decrease the

Table 7
Different setup of contour strategy for inclined strut with a diameter of 1.25 mm; three sets of process parameters.

State	Optimal	Remelted	Unmelted
D_{nom} (mm)	1.25	1.25	1.25
LP (W)	350	275	300
LS (mm/s)	1100	800	800
LE (J/mm)	0.32	0.34	0.38
TH (μm)	354	272	392
OL in centre (%)	+36.5	+48.8	-11.3

The schematic diagrams below the table illustrate the laser contouring for three states. The 'Optimal' state shows a regular, overlapping contour pattern. The 'Remelted' state shows a contour pattern with significant overlap, leading to remelting. The 'Unmelted' state shows a contour pattern with a gap in the center, leading to unmelted material.

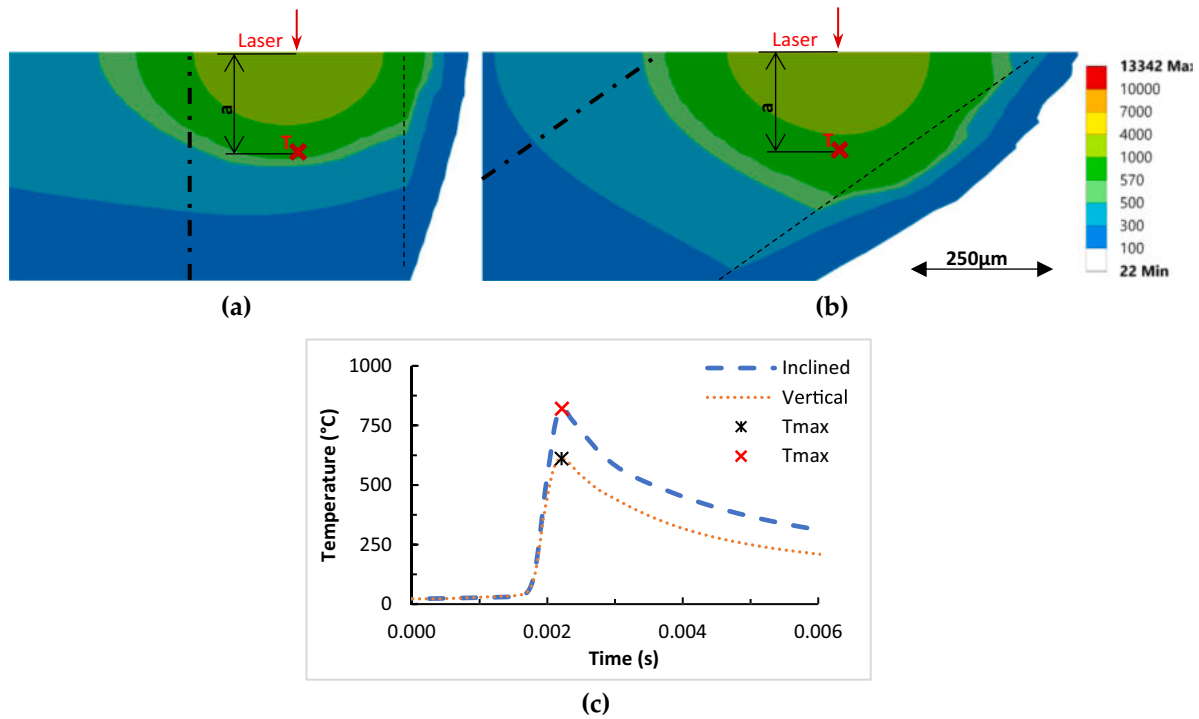


Fig. 23. The numerical simulation of the thermal distribution during powder melting (a) vertical strut; (b) inclined strut; (c) The chart of the temperature T in the distance a below laser exposing point in vertical and inclined strut (d = 0.4 mm).

mechanical properties of the lattice structures.

The results of the HT parameters were analysed using Response Surface Analysis (RSA). It allows finding a smooth approximation of the HT results in the whole perspective SLM process window, definition of their equations (Eqs. (3), (4)), and finally describe the dependence of LE-d-TH parameters for both perpendicular and inclined struts. These predictions make it possible to effectively find the optimal parameters depending on the produced strut diameter (0.6 - 3 mm), input energy (LE 0.25–0.38 J/mm) and orientation. Using the specific values of the HT parameter for each combination of the SLM process parameters and strut diameter enables to obtain the best possible quality of produced lattice structures and implement all previous results into the CS (Table 7).

4.2. The higher level of porosity and surface roughness in inclined struts

The SLM process is based on the selective melting of the metal powder by a high-power laser. The layer-by-layer production causes a cyclic thermal loading of the manufactured part that must be dissipated from the melting point through the component. The crucial moment of

the SLM process is the melting of the powder. During the solidification of a liquid phase, the material microstructure is created. If the temperature is too high or low in the melt pool, the internal porosity is formed. However, the situation is different in the inclined and vertical struts due to their orientation.

During the vertical struts production, the laser points in the direction of the strut's axis, and there is the volumetric material below the melt pool. Surrounding powder material is not significantly influenced by thermal energy (Fig. 23a). Another situation is in the case of the inclined strut. The laser does not point in the direction of the axis but in the Z-direction. This causes the root of the melt pool also points in the Z-direction and thermally influence the down-skin area of the strut where high surface roughness is formed (Fig. 23b). The surrounding powder has low thermal conductivity therefore, it prevents heat dissipation to the surroundings. Thermal energy is longer trapped in the melt pool and then dissipated to the volumetric material with higher thermal conductivity. It follows that the down-skin area of the strut is more thermally influenced than the up-skin area of the strut. Moreover, due to layer-by-layer production, this situation is repeated many times and the changes of microstructures, and material porosity occur [12].

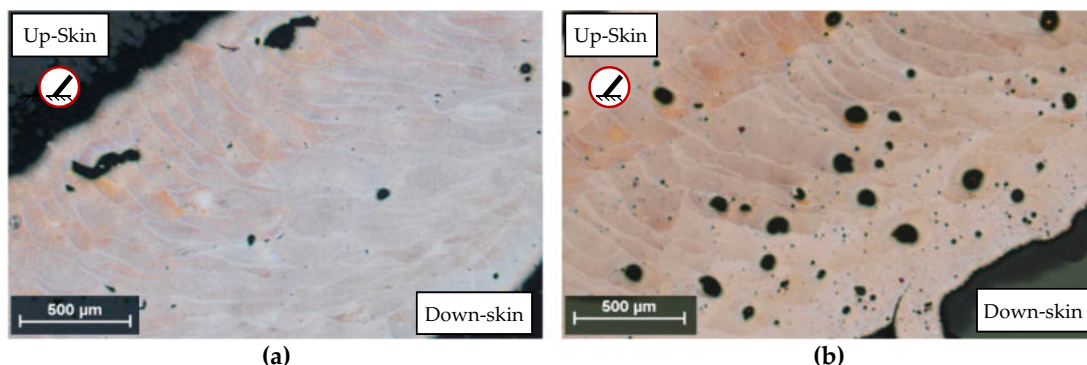


Fig. 24. Microstructure of the struts [16] (a) LP 250 W, LS 1400 mm/s, Ein 0.18 J/mm; (b) LP 300 W, LS 500 mm/s, Ein 0.6 J/mm.

The porosity results in Fig. 15 confirmed this hypothesis. In Fig. 15a, there are many small gas pores placed in the down-skin area even the lack of fusion porosity has appeared in the up-skin area. As was explained above, the down-skin area is repeatedly remelted; therefore, the negative effect of low input energy disappeared and is observable only in the up-skin area. A similar situation is presented in metallographic cross-sections of the previous study [16]. Even the strut was produced by the process parameter out of the recommended process window, the metallographic pores are placed in the down-skin area especially when the high input energy is used (Fig. 24b). In the up-skin area, the lack of fusion porosity appears as was expected (Fig. 24a).

4.3. Influence of contour strategy on mechanical properties

As described above, the contour laser strategy has a positive effect on reducing porosity, surface roughness, and dimensional accuracy. These imperfections mainly cause the initialization of cracks during the mechanical loading of produced parts. Especially, porosity situated near the surface is very susceptible to the initialization of crack. In the case of lattice structure with struts diameter of 0.5–3 mm, the porosity highly affects the strut's cross-section and has a high impact on mechanical properties [9,12,27]. Surface roughness has a similar effect as subsurface porosity. A highly rough surface can cause crack initiation, especially in the bottom area of the inclined strut [14,15]. Dimensional accuracy can affect the mechanical properties of lattice structures because produced struts do not reach the designed dimension (Fig. 18). The designed part could have a different mechanical property than were expected.

However, the microstructure can also be affected by scanning strategy and process parameters [37,38]. The scanning strategy can affect the mechanical properties of produced parts due to grain structure and orientation. Simultaneously, the energy of input parameters has an impact on microstructure. The contour strategy allows the setup of process parameters with different input energy. The contour strategy effect on lattice structures material microstructure and mechanical properties should be further explored.

5. Conclusions

The complex study about manufacturing of the SLM lattice structures was conducted to investigate the influence of the contour laser strategy (CS) on the material porosity, surface roughness, and dimensional accuracy of the lattice structures. Based on the investigation, the following conclusions can be listed below:

- The strong dependence of single-track welds parameters was observed on the specific geometry of the samples; therefore, it is necessary to use the results of the hollow struts thickness (HT) to design the CS parameters.
- The hollow struts thickness (HT) is a variable parameter that depends on the lattice structure's geometry, i.e., orientation and diameter of the struts, and the input linear energy (LE). The equations (Eqs. (3), (4)) were found that consider the relationship between the parameters.
- The overlap parameter of OL = 35% was evaluated for AlSi10Mg material as optimal to achieve the material porosity's best results for two struts orientations (vertical; inclined 35.26°). The constant OL must be reached in the whole volume of the struts, especially in the centre of the struts.
- The inside-out contour strategy significantly reduced the sharp pores caused by the lack of powder effect in the struts' centre.
- Using the found equations (Eqs. (3), (4)) of the hollow struts thickness dependence allows to find the optimal SLM process parameters for the required strut diameter and to minimise the material porosity under the level of 0.2% in the range of $d = 0.6\text{--}3.0$ mm.

- The inclined struts' surface roughness has a linear dependence on the input linear energy, and the values increased with higher energy. The contour strategy approach allows decreasing the surface roughness compared to default parameters. The maximum obtained values were Ra up to 16 μm for vertical struts and up to 80 μm for inclined struts.
- The contour strategy improves the diameter accuracy and the median value of dimensional deviations of 0.03 mm was reached for inclined struts and 0.04 mm for vertical struts.

Declaration of competing interest

The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

Acknowledgement

This work is a result of the research project *Architected materials designed for additive manufacturing (ArMAdit) CZ.02.1.01/0.0/0.0/16.025/0007304*, specific research project *FSI-S-20-6296*, the project *CEITEC 2020 (LQ1601)* with financial support from the Ministry of Education, Youth and Sports of the Czech Republic under the *National Sustainability Programme II* and *CzechNanoLab Research Infrastructure* supported by MEYS CR (LM2018110).

References

- [1] Vrána R, Koutný D, Paloušek D, Zikmund T. Impact resistance of lattice structure made by selective laser melting from AlSi12 alloy. *MM Science Journal* 2015; 852–5. https://doi.org/10.17973/MMSJ.2015_12_201547.
- [2] Meng G, Ji B, Han H, Gu C, Lin R, Peng F. Design and simulation of an innovative cylinder fabricated by selective laser melting. *Chinese Journal of Aeronautics* 2019; 32(1):133–42. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2018.10.011>.
- [3] Stolt R, Elgh F. Introducing design for selective laser melting in aerospace industry. *Journal of Computational Design and Engineering* 2020;7(4):489–97. <https://doi.org/10.1093/jcde/qwaa042>.
- [4] Strecker Z, Kubik M, Vitek P, Roupec J, Paloušek D, Šreibr V. Structured magnetic circuit for magnetorheological damper made by selective laser melting technology. *Smart Materials and Structures* 2019;28. <https://doi.org/10.1088/1361-665X/ab0b8e>.
- [5] Maamoun AH, Xue YF, Elbestawi MA, Veldhuis SC. Effect of selective laser melting process parameters on the quality of Al alloy parts: powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy. *Materials* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma1122343>.
- [6] Galy C, Le Guen E, Lacoste E, Arvieu C. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: from causes to consequences. *Additive Manufacturing* 2018;22:165–75. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.05.005>.
- [7] Pauly S, Schrickler C, Scudino S, Deng L, Kühn U. Processing a glass-forming Zr-based alloy by selective laser melting. *Materials and Design* 2017;135:133–41. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.070>.
- [8] Thijs L, Kempen K, Kruth JP, Van Humbeeck J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia* 2013;61:1809–19. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.052>.
- [9] Kempen K, Thijs L, Van Humbeeck J, Kruth JP. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Physics Procedia* 2012;39:439–46. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>.
- [10] Aboulkhair NT, Everitt NM, Ashcroft I, Tuck C. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing* 2014;1:77–86. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>.
- [11] Dong Z, Zhang X, Shi W, Zhou H, Lei H, Liang J. Study of size effect on microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg samples made by selective laser melting. *Materials* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma1122463>.
- [12] Delroisse P, Jacques PJ, Maire E, Rigo O, Simar A. Effect of strut orientation on the microstructure heterogeneities in AlSi10Mg lattices processed by selective laser melting. *Scripta Materialia* 2017;141:32–5. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.020>.
- [13] Liu M, Takata N, Suzuki A, Kobashi M. Microstructural characterization of cellular AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Materials & Design* 2018;157: 478–91. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.08.005>.
- [14] Han X, Zhu H, Nie X, Wang G, Zeng X. Investigation on selective laser melting AlSi10Mg cellular lattice strut: molten pool morphology, surface roughness and dimensional accuracy. *Materials* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma11030392>.
- [15] Tian Y, Tomus D, Rometsch P, Wu X. Influences of processing parameters on surface roughness of hastelloy X produced by selective laser melting. *Additive Manufacturing* 2017;13:103–12. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.10.010>.

- [16] Vrána R, Koutný D, Paloušek D, Pantělejev L, Jaroš J, Zikmund T, et al. Selective laser melting strategy for fabrication of thin struts usable in lattice structures. *Materials* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma11091763>.
- [17] Vrána R, Cervinek O, Mañas P, Koutny D, Paloušek D. Dynamic loading of lattice structure made by selective laser melting-numerical model with substitution of geometrical imperfections. *Materials* 2018;11. <https://doi.org/10.3390/ma11112129>.
- [18] Vrána R, Koutný D, Paloušek D, Zikmund T. Influence of selective laser melting process parameters on impact resistance of lattice structure made from AlSi10Mg. In: Vol. 1. European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. European PM Conference Proceedings; 2016. p. 6.
- [19] Vrana R, Vaverka O, Koutny D, Docekalova K, Palousek D. Shape and dimensional analysis of lattice structures produced by selective laser melting. *MM Science Journal* 2020;2020:3938–42. https://doi.org/10.17973/MMSJ.2020_06_2020013.
- [20] Großmann A, Gosmann J, Mittelstedt C. Lightweight lattice structures in selective laser melting: design, fabrication and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A* 2019;766:138356. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138356>.
- [21] Aboulkhair NT, Maskery I, Tuck C, Ashcroft I, Everitt NM. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: microstructure and nano-mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology* 2016; 230:88–98. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.11.016>.
- [22] Yu G, Gu D, Dai D, Xia M, Ma C, Shi Q. On the role of processing parameters in thermal behavior, surface morphology and accuracy during laser 3D printing of aluminum alloy. *Journal Of Physics D-Applied Physics* 2016;49:135501. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/13/135501>.
- [23] Zhang J, Song B, Wei Q, Bourell D, Shi Y. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science & Technology* 2019;35(2):270–84. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.004>.
- [24] Kempen K, Thijs L, Van Humbeeck J, Kruth J-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation. *Materials Science and Technology* 2015;31(8):917–23. <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000702>.
- [25] Pei W, Zhengying W, Zhen C, Junfeng L, Shuzhe Z, Jun D. Numerical simulation and parametric analysis of selective laser melting process of AlSi10Mg powder. *Applied Physics A* 2017;123:1–15. <https://doi.org/10.1007/s00339-017-1143-7>.
- [26] Louvis E, Fox P, Sutcliffe CJ. Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology* 2011;211(2):275–84. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019>.
- [27] Qiu C, Yue S, Adkins NJE, Ward M, Hassanin H, Lee PD, et al. Influence of processing conditions on strut structure and compressive properties of cellular lattice structures fabricated by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* 2015;628:188–97. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.031>.
- [28] Großmann A, Mölleney J, Frölich T, Merschroth H, Felger J, Weigold M, et al. Dimensionless process development for lattice structure design in laser powder bed fusion. *Materials & Design* 2020;194:1–16. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108952>.
- [29] Lei H, Li C, Meng J, Zhou H, Liu Y, Zhang X, et al. Evaluation of compressive properties of SLM-fabricated multi-layer lattice structures by experimental test and μ -CT-based finite element analysis. *Materials & Design* 2019;169:107685. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107685>.
- [30] Li C, Lei H, Zhang Z, Zhang X, Zhou H, Wang P, et al. Architecture design of periodic truss-lattice cells for additive manufacturing. *Additive Manufacturing* 2020;34:101172. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101172>.
- [31] Zikmund T, Šalplachta J, Zatočilová A, Břínek A, Pantělejev L, Štěpánek R, et al. Computed tomography based procedure for reproducible porosity measurement of additive manufactured samples. *NDT & E INTERNATIONAL* 2019;103:111–8. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2019.02.008>.
- [32] Letenneur M, Kreitchberg A, Brailovski V. Optimization of laser powder bed fusion processing using a combination of melt pool modeling and design of experiment approaches: density control. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* 2019;3. <https://doi.org/10.3390/jmmp3010021>.
- [33] Liu S, Zhu H, Peng G, Yin J, Zeng X. Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis. *Materials & Design* 2018;142: 319–28. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.01.022>.
- [34] Du Y, You X, Qiao F, Guo L, Liu Z. A model for predicting the temperature field during selective laser melting. *Results in Physics* 2019;12:52–60. <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2018.11.031>.
- [35] Metel A, Stebulyanin M, Fedorov S, Okunkova A. Power density distribution for laser additive manufacturing (SLM): potential, fundamentals and advanced applications. *Technologies* 2019;7. <https://doi.org/10.3390/technologies7010005>.
- [36] Großmann A, Felger J, Frölich T, Gosmann J, Mittelstedt C. Melt pool controlled laser powder bed fusion for customised low-density lattice structures. *Materials & Design* 2019;181:108054. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108054>.
- [37] Liu X, Zhao C, Zhou X, Shen Z, Liu W. Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials & Design* 2019;168:107677. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.107677>.
- [38] Wang YC, Lei LM, Shi L, Wan HY, Liang F, Zhang GP. Scanning strategy dependent tensile properties of selective laser melted GH4169. *Materials Science and Engineering A* 2020;788:139616. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139616>.