

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE
FAKULTA STROJNÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

HODNOCENÍ STRUKTURY A MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ 3D TIŠTĚNÉ
SLITINY AISi10Mg V ZÁVILOSTI NA PARAMETRECH TEPELNÉHO
ZPRACOVÁNÍ

EVALUATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF 3D
PRINTED ALLOY AISi10Mg DEPENDING ON HEAT TREATMENT
PARAMETERS

AUTOR: Bc. Eliška Galčíková

STUDIJNÍ PROGRAM: VIN

VEDOUCÍ PRÁCE: doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

PRAHA 2022

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Galčíková** Jméno: **Eliška** Osobní číslo: **473572**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**
Studijní program: **Výrobní inženýrství**
Specializace: **Bez specializace**

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Hodnocení struktury a mechanických vlastností 3D tištěné slitiny AlSi10Mg v závislosti na parametrech tepelného zpracování

Název diplomové práce anglicky:

Evaluation of structure and mechanical properties of 3D printed alloy AlSi10Mg depending on heat treatment parameters

Pokyny pro vypracování:

Teoretická část
Experimentální část
• Mechanické zkoušky
• Metalografická analýza
Zpracování výsledků a jejich diskuze, závěry, sepsání DP

Seznam doporučené literatury:

[1] PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-720-4130-4.
[2] MICHNA, Š. Encyklopedie hliníku. Prešov: Adin, 2005. ISBN 80-890-4188-4.
[3] FIOCCHI, J., A. TUISSI a C.A. BIFFI. Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review. 2021, 204. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2021.109651
[4] ABOULKHAIR, N. T., M. SIMONELLI, L. PARRY, I. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. Progress in Materials Science. 2019, 106. ISSN 00796425. Dostupné z: doi:10.1016/j.pmatsci.2019.100578

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D. ústav materiálového inženýrství FS

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **30.03.2022**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2022**

Platnost zadání diplomové práce: _____

doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
podpis vedoucí(ho) práce

prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.
podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomantka bere na vědomí, že je povinna vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

Datum převzetí zadání

Podpis studentky

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracovala samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne:

.....

Anotace

Předložená diplomová práce hodnotí vliv tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg.

U vzorků vyrobených metodou tavení v práškovém loži byly porovnávány 4 režimy žíhání, při teplotách 240 °C a 300 °C s variantním časovým průběhem a způsobem ochlazení, se stavem as-built.

Mechanické vlastnosti u všech stavů byly zkoumány zkouškou tahem a měřením tvrdosti, zkouška únavy byla hodnocena pouze pro stav as-built. Metalografická analýza byla provedena pomocí světelné a řádkovací elektronové mikroskopie, která byla doplněna o analýzu chemického složení metodou EDS.

Klíčová slova

AlSi10Mg, 3D tisk, SLM/DMLM, žíhání při středních teplotách, mikrostruktura, mechanické vlastnosti

Annotation

The presented thesis evaluates the effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of the 3D printed AlSi10Mg alloy.

Samples produced by laser powder bed fusion after 4 annealing modes at temperatures of 240 °C and 300 °C with a variant time and variant cooling method were compared with the as-built state.

Mechanical properties in all states were investigated by tensile test and hardness measurement, fatigue test was evaluated only for the as-built state. Light microscopy and scanning electron microscopy was used for the metallographic analysis. Scanning electron microscopy was supplemented by an analysis of the chemical composition using the EDS method.

Keywords

AlSi10Mg, 3D printing, SLM/DMLM, intermediate annealing treatments/stress relief treatment, microstructure, mechanical properties

Poděkování

Tímto bych ráda poděkovala vedoucí mé diplomové práce, doc. Ing. Janě Sobotové, Ph.D., za odborné vedení, její trpělivost i čas věnovaný konzultacím. Dále bych ráda poděkovala Ing. Ludmile Růžičkové, Ing. Janu Krčilovi, Ph.D. a Ing. Vladimíru Márovi, Ph.D. za čas, vstřícnost a veškerou pomoc při realizaci experimentální části předložené diplomové práce.

OBSAH

POUŽITÉ ZKRATKY A SYMBOLY	9
1 Úvod	11
2 Teoretická část	12
2.1 Technicky čistý hliník	12
2.2 Slitiny hliníku	13
2.2.1 Tvářené slitiny hliníku	14
2.2.2 Slitiny hliníku na odlitky	16
2.2.3 Tepelné zpracování slitin hliníku vyrobených konvenčním způsobem	17
2.3 Technologie 3D tisku kovových materiálů	19
2.3.1 Metoda SLM	21
2.3.2 Slitiny hliníku vhodné pro 3D tisk	30
2.3.3 Tepelné zpracování hliníkových slitin určených k 3D tisku	33
2.4 Současný stav poznání o 3D tištěné slitině AlSi10Mg	42
2.4.1 Mikrostruktura	42
2.4.2 Mechanické vlastnosti	44
2.4.3 Únavové vlastnosti	48
2.4.4 Tepelné zpracování	50
3 Experimentální část	55
3.1 Příprava vzorků	55
3.2 Popis experimentu	57
3.2.1 Experiment pro vzorky ze stavby 1	57
3.2.2 Experiment pro vzorky ze stavby 2	58
4 Výsledky a jejich diskuse	59
4.1 Výsledky pro vzorky ze stavby 1	59

4.1.1	Zkouška tahem a tvrdosti	59
4.1.2	Fraktografie na SM	63
4.1.3	Fraktografie na SEM	65
4.1.4	Metalografická analýza na SM	68
4.1.5	Metalografická analýza na SEM a EDS analýza	74
4.2	Výsledky pro vzorky ze stavby 2	78
4.2.1	Zkouška tahem	78
4.2.2	Zkouška únavových vlastností	81
4.2.3	Zkouška tvrdosti vzorků	84
5	Závěr	86
	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	88
	PŘÍLOHA 1: Vliv parametrů tisku na mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg	103

POUŽITÉ ZKRATKY A SYMBOLY

Symbol	Veličina/Význam	Jednotka
A	Tažnost	[%]
a	Parametr krystalové mřížky	[nm]
Al	Chemická značka hliníku	
AlCu4Mg1	Sumární vzorec hliníkové slitiny	
AlMg1SiCu	Sumární vzorec hliníkové slitiny	
AlSi7Mg	Sumární vzorec hliníkové slitiny	
AlSi10Mg	Sumární vzorec hliníkové slitiny	
AlSi12	Sumární vzorec hliníkové slitiny	
Al ₂ O ₃	Sumární vzorec oxidu hlinitého	
A357	Označení hliníkové slitiny AlSi7Mg dle ASTM	
A6061	Označení hliníkové slitiny AlMg1SiCu dle EN	
CAD	Computer-aided design	
Cu	Chemická značka mědi	
CuAl ₂	Sumární vzorec intermetalické fáze Cu-Al	
CT	Computed tomography	
DED	Direct energy deposition	
DMLM	Direct metal laser melting	
DMLS	Direct metal laser sintering	
DP	Diplomová práce	
EBAM	Electron beam additive manufacturing	
EBM	Electron beam melting	
EDS	Energiově disperzní spektroskopie	
FCC	Face-centred cubic	
Fe	Chemická značka železa	
HB	Značení tvrdosti dle Brinella	
HIP	Hot isostatic pressing	

HV	Značení tvrdosti dle Vickerse	
K12	Krystalová mřížka kubická plošně středěná	
LENS	Laser engineering net shape	
Li	Chemická značka lithia	
Mg	Chemická značka hořčíku	
Mg ₂ Si	Sumární vzorec intermetalické fáze Mg-Si	
Mn	Chemická značka manganu	
N _f	Počet cyklů do lomu	[-]
Ni	Chemická značka niklu	
NPJ	Nanoparticle jetting	
PBF	Powder bed fusion	
R _m	Mez pevnosti v tahu	[MPa]
R _{p0,2}	Smluvní mez kluzu	[MPa]
SEM	Skenovací elektronový mikroskop	
Si	Chemická značka křemíku	
SLM	Selective laser melting	
SLS	Selective laser sintering	
SM	Světelný mikroskop	
STEM	Skenovací transmisní elektronový mikroskop	
STL	Formát souboru stereolitografického programu	
T4	Stav hliníkové slitiny dle ČSN EN 515	
T5	Stav hliníkové slitiny dle ČSN EN 515	
T6	Stav hliníkové slitiny dle ČSN EN 515	
Zn	Chemická značka zinku	
α	Tuhý roztok	
σ _a	Amplituda namáhání	

1 Úvod

V současné době je 3D tisk kovů stále rozvíjejícím se oborem, přičemž, pokud jde o výrobu hliníkových slitin, největší pozornost je věnována slitině AlSi10Mg. [1] [2] Specifická struktura a vlastnosti odlitků z AlSi10Mg jsou dobře známy i popsány, ovšem to neplatí pro díly vyrobené 3D tiskem. Takto vyrobené díly mají zcela odlišnou mikrostrukturu a tím i jiné vlastnosti než odlévané slitiny. To naznačuje, že i jejich odezva na konkrétní tepelné zpracování bude odlišná. [3] Zatím není zcela jasné, jaké parametry tepelného zpracování jsou vhodné ve vztahu k finální aplikaci.

Teoretická část předložené diplomové práce obsahuje popis a rozdělení hliníkových slitin, dále uvedení do problematiky 3D tisku a konkrétní specifikaci metody SLM. Popisuje konkrétní hliníkové slitiny využívané v rámci technologie 3D tisku a tepelná zpracování aplikovaná na tyto slitiny.

Ačkoliv lze v dostupné literatuře najít některé publikace hodnotící vliv tepelného zpracování na vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg [3], autoři se obvykle zaměřují na hodnocení vlivu poměrně úzkého spektra parametrů tepelného zpracování. Navíc je patrné, že vzájemná porovnatelnost publikovaných výsledků je vlastně nemožná vzhledem k množství dalších technologických parametrů charakteristických pro 3D tisk.

V rámci experimentální části jsou u vzorků z AlSi10Mg vyrobených 3D tiskem provedena měření pro zjišťování mechanických vlastností sledovaného materiálu ve stavu po vyrobení a případně po 4 režimech žhání s variantní teplotou i časovým průběhem. Konkrétně se jedná o zkoušku tahem, měření tvrdosti a zkoušku únavy. Dále je pozorována mikrostruktura pomocí světelné a elektronové mikroskopie a je hodnoceno chemické složení analýzou EDS.

Cílem předložené práce je hodnocení vlivu vybraných parametrů tepelného zpracování na strukturu a mechanické vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg.

2 Teoretická část

2.1 Technicky čistý hliník

Technicky čistý hliník je šedý lesklý kov, který se díky své nízké hustotě, nepřekračující 2700 kg/m^3 [4], řadí mezi lehké kovy. Jedná se nealotropický kov s krychlovou plošně středěnou krystalovou mřížkou (FCC = K12) a nízkou teplotou tavení, pohybující se okolo 660 °C [4]. K přednostem čistého hliníku patří dobrá elektrická a tepelná vodivost, dobrá tvařitelnost za tepla i za studena a svařitelnost v ochranných atmosférách. Díky tvorbě pasivační vrstvy Al_2O_3 je hliník na vzduchu stabilní. Jeho stabilita je ovlivněna čistotou, s rostoucí čistotou roste jeho korozní odolnost, což je patrné i z Tabulky 1. Kromě atmosféry odolává hliník dobře kyselým látkám, mořské vodě a neutrálním nebo oxidačním roztokům solí, naopak jeho odolnost proti působení látek alkalické povahy je malá. [5] [4] [6] [7]

Tabulka 1: Rychlost koroze v závislosti na čistotě hliníku [7]

Čistota [%]	99,998	99,99	99,97	99,57	99,2
Rychlost koroze [$\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{d}^{-1}$]	7,2	28,6	36,3	53,3	644,4

Vybrané vlastnosti hliníku jsou přehledně uvedeny v Tabulce 2.

Tabulka 2: Vybrané vlastnosti hliníku, zpracováno dle [6] [7]

Vlastnosti	Hodnoty
Mřížka	FCC
Parametr mřížky	$a = 0,404958 \text{ nm}$
Hustota	$2,6989 \text{ g/cm}^3$ (při 20 °C)
Teplota tavení	$660,4 \text{ °C}$
Tepelná vodivost	247 W/m (při 25 °C)
Modul pružnosti v tahu	71 GP
Mez pevnosti v tahu	70 MPa (vyžíhaný stav)
Mez kluzu	20 MPa (vyžíhaný stav)
Tažnost	20–30 % (vyžíhaný stav)
Tvrдость	20 HB (vyžíhaný stav)

Nedostatkem hliníku je jeho nízká pevnost v tahu R_m , ve vyžíhaném stavu se pohybuje okolo 70 MPa [6]. Nízkou hodnotu pevnosti je možné zvýšit tvářením za studena až na 130 MPa [6]. Většího nárůstu pevnostních charakteristik je možné dosáhnout legováním vhodnými zpevňujícími prvky. [4] [6]

Více než polovina světové produkce technicky čistého hliníku se zpracovává na plechy, menší část potom tvoří tyče a dráty. Pro svou tepelnou vodivost a dobrou korozní odolnost proti kyselým látkám se uplatňuje v chemickém a potravinářském průmyslu. Používá se na výrobu obalů, dále na plátování ocelových plechů, nebo plechů ze slitin hliníku. [5]

2.2 Slitiny hliníku

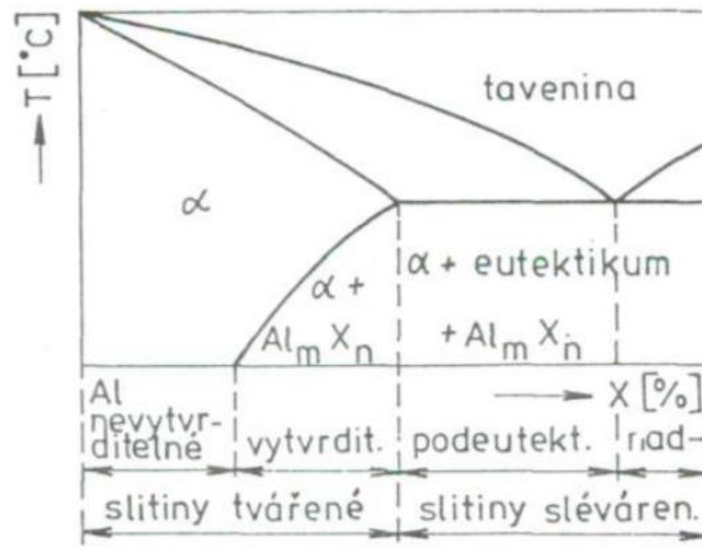
Slitiny hliníku jsou, hned po oceli, druhým nepoužívanějším konstrukčním materiálem. Jak bylo řečeno, vznikají legováním čistého hliníku vhodnými prvky a v kombinaci s tepelným zpracováním je dosahováno vysokých pevnostních vlastností. [5]

Slitiny hliníku je možné dělit podle několika kritérií. Nejčastěji se používá dělení dle technologického zpracování, a to na slitiny vhodné k tvářením a slitiny vhodné ke slévání. Slitiny k tvářením jsou ty, jejichž obsahy legujících prvků jsou spíše nižší a lze je ohřevem homogenizovat. Pro zajištění dobré tvařitelnosti je u nich žádoucí převažující množství plastického tuhého roztoku α v mikrostruktuře. Ke slévání jsou potom vhodné slitiny obsahující eutektikum a současně větší množství legujících prvků, které tvoří ve struktuře křehké a tvrdé fáze. [4] [6]

Tvařitelné a slévárenské slitiny lze dále dělit na vytvrditelné a nevytvrditelné, podle schopnosti zvýšení tvrdosti a pevnosti tepelným zpracováním – precipitačním zpevňováním. Schopnost precipitačního zpevňování slitiny je ovlivněna chemickým složením, a tedy konkrétní polohou v rovnovážném diagramu. Aby byla slitina vytvrditelná, musí krystalizovat dle rovnovážného diagramu s částečnou rozpustností v tuhém stavu a rozpustnost legujícího prvku v Al musí se snižující se teplotou klesat. To znamená, že slitina musí být schopna při přechlazení tvořit přesycený tuhý roztok. [5] [6]

Schématické dělení hliníkových slitin v binárním rovnovážném diagramu Al-X znázorňuje

Obrázek 1.



Obrázek 1: Schéma binárního rovnovážného diagramu Al-X [4]

V poslední době je k uvedeným dvěma skupinám možno přiřadit ještě slitiny hliníku vhodné ke 3D tisku. Tyto slitiny mají specifické složení a vlastnosti a budou zmíněny v samostatné kapitole 2.3.2.

2.2.1 Tvářené slitiny hliníku

Dle normy ČSN EN 573-1 až 3 jsou tvářené slitiny hliníku děleny do osmi řad. Každá slitina je označována čtyřčíslicí, přičemž první číslice označuje hlavní legující prvek charakteristický pro danou řadu. Například u slitin hliníku řady 2000 je hlavním legujícím prvkem měď, do této skupiny spadá mimo jiné slitina AlCu4Mg1. [4]

Tvářené nevytvrditelné slitiny

Jak již bylo zmíněno, nevytvrditelné slitiny jsou ty, u kterých nelze výrazně zlepšit mechanické vlastnosti tepelným zpracováním (precipitačním zpevňováním). Větší pevnost těchto slitin v porovnání s technicky čistým hliníkem je dána substitučním zpevňováním. Dalšího zvyšování pevnosti lze dosáhnout pouze deformačním

zpevněním, tedy tvářením za studena. Do této skupiny jsou řazeny slitiny dvou řad, a to 3000 (Al-Mn) a 5000 (Al-Mg). Obě tyto soustavy slitin jsou dobře tvařitelné i svařitelné a odolávají korozi. Využití nacházejí hlavně v potravinářském průmyslu při výrobě nápojových plechovek, dále v automobilovém průmyslu, stavebnictví a při výrobě trupů lodí. [5] [4] [6]

Tvářené vytvrditelné slitiny

Vytvrditelné tvářené slitiny zahrnují tři řady tvořené vícesložkovými slitinami. Jedná se o řady 2000 (Al-Cu; Al-Cu-(Mg)), 6000 (Al-Mg-Si) a 7000 (Al-Zn-Mg). [4]

Slitiny řady 2000, ve kterých je hlavním legujícím prvkem měď, nazývané duraly, obsahují kromě 1–6 % Cu ještě do 2 % Mg. Tyto slitiny jsou dobře tvárné za tepla i za studena a po precipitačním zpevnění mají velmi dobré mechanické vlastnosti, mez pevnosti v tahu dosahuje až 450 MPa. Měď v těchto slitinách zhoršuje korozní odolnost. Pro zajištění korozních vlastností jsou duralové díly vystavované vnějším atmosférám plátovány tenkou vrstvou čistého hliníku. Využití nacházejí hlavně v leteckém a automobilovém průmyslu, dále k výrobě sportovního náčiní. Slitiny Al-Cu-Mg legované dalšími přísadami, jako jsou například Si nebo Ni, které se podílejí na vytvrzení a stabilizaci tuhého roztoku, jsou vhodné pro použití za zvýšených teplot. Použitelnost těchto slitin je až do 300 °C. [5] [4] [6]

Slitiny Al-Mg-Si, jejichž maximální obsahy legujících prvků jsou do 1,5 %, spadají do řady 6000. Tyto slitiny nabývají oproti duralům menších pevnostních hodnot, po vytvrzení dosahují pevnosti v tahu do 350 MPa. Jejich předností je ale lepší korozní odolnost. Slitiny řady 6000 nacházejí využití při výrobě dopravních prostředků a ve stavebnictví na zhotovení rozmanitých profilů. [4] [6]

Mezi slitiny řady 7000 patří ty s obsahem 3–8 % Zn, 1–3 % Mg a max. 2 % Cu. Tyto slitiny dosahují nejvyšších pevností, mez pevnosti v tahu dosahuje až 600 MPa. Jejich nedostatkem je náchylnost k mezikrystalové korozi, náchylnost ke korozi pod napětím a nižší lomová houževnatost, než jaká je například u duralů. Díky vysokým pevnostním charakteristikám se používají v leteckém a automobilovém průmyslu na vysoce namáhané součásti. [5] [4] [6]

Kromě těchto slitin, specifikovaných normou, je známá ještě skupina Al-Li, která se využívá převážně v leteckém průmyslu pro svoji nízkou měrnou hmotnost v kombinaci s dobrou pevností (R_m až 600 MPa). [5] [6]

2.2.2 Slitiny hliníku na odlitky

Slitiny hliníku na odlitky, jak již bylo uvedeno, obsahují oproti slitinám k tváření větší množství legujících prvků a určitý podíl eutektika ve struktuře, který zaručuje lepší slévárenské vlastnosti. Oproti tvářeným dosahují horších mechanických vlastností, maximální pevnost nepřekračuje 250 MPa. Díky vhodným technologickým vlastnostem je umožněno odlévání do kokil, pískových forem i tlakové lití. [5] [6]

Nejvýznamnější skupinou slévárenských slitin jsou slitiny Al-Si, známé také jako siluminy. Obsahují přibližně 5–25 % křemíku a dle obsaženého množství je lze dělit na podeutektické (pod 11,7 % Si), eutektické (11,7 % Si) a nadeutektické (nad 11,7 % Si). Eutektické siluminy s obsahem křemíku 10 až 12 % dosahují nejlepších slévárenských vlastností. Kromě křemíku mohou obsahovat další legující prvky, jako je například mangan, minimalizující nežádoucí vliv železa, nebo měď, která zvyšuje mez únavy při současném zhoršení korozní odolnosti. Vlastnosti siluminů výrazně závisí na obsahu křemíku, s rostoucím množstvím křemíku roste tvrdost slitiny a snižuje se tažnost. [5] [6]

Při odlévání mají siluminy dobrou zabíhavost, malou smrštitivost a zároveň minimální náchylnost k tvorbě trhlin při tuhnutí. Další výhodou je jejich dobrá korozní odolnost. Mezi nevýhody patří horší obrobiteľnosť, oproti ostatním hliníkovým slitinám. U dvousložkových siluminů nelze dosáhnout zlepšení mechanických vlastností precipitačním zpevňováním. Pro zajištění schopnosti precipitačního zpevnění jsou legovány hořčíkem, případně mědí. Po precipitačním zpevnění těchto slitin může být dosaženo pevnosti v tahu až 300 MPa, při nízké tažnosti 1–3 %. Dalším používaným přísadovým prvkem je nikl, který zajišťuje použití za zvýšených teplot. [4] [5] [6]

Siluminy nacházejí v technické praxi široké uplatnění, využívají se na výrobu tenkostěnných odlitků od potravinového průmyslu až po bloky spalovacích motorů. [4] [6]

Kromě siluminů patří mezi slévárenské slitiny i skupina Al-Mg. Tyto slitiny obsahují 3–11 % Mg, spolu s dalšími legujícími prvky, hlavně manganem a křemíkem. Jejich vytvrditelnost je možná, stejně jako u siluminů, pouze u vícesložkových slitin. Mají nízkou hmotnost a zároveň nejvyšší měrnou pevnost (poměr pevnosti ku hustotě) ze slitin hliníku. Vyznačují se vysokou korozní odolností, odolávají atmosférické korozi i mořské vodě. Vzhledem k vysoké rázové houževnatosti jsou vhodné pro dynamicky namáhané odlitky. [4] [5]

2.2.3 Tepelné zpracování slitin hliníku vyrobených konvenčním způsobem

Dále bude uvedeno tepelné zpracování slitin hliníku vyráběných konvenčním způsobem. Vzhledem k tomu, že se u 3D tištěných materiálů struktura liší, jsou i strukturní změny při následném tepelném zpracování rozdílné. [3] Proto je u těchto slitin třeba upustit od konvenčního označování tepelného zpracování a je třeba mluvit u konkrétních teplotních režimech. Z toho důvodu bude jejich tepelné zpracování popsáno samostatně v následující kapitole.

U slitin hliníku vyrobených konvenčním způsobem se nezávisle na tom, zda jsou určeny k tváření nebo odlévání, používají dva základní způsoby tepelného zpracování. Jsou jimi žíhání a vytvrzování. Žíhání se aplikuje především rekrytalizační, stabilizační, ke snížení pnutí a homogenizační. [7]

Žíhání

U hliníkových slitin se nejčastěji uplatňuje rekrytalizační žíhání. Jedná se o mezioperační žíhání slitin tvářených za studena, vedoucí k obnovení plasticity materiálu. Teplota rekrytalizačního žíhání se odvíjí hlavně od stupně deformace a chemického složení slitiny. Obvykle se pohybuje od 250 °C do 500 °C. [5] [7]

Dalším typem je stabilizační žíhání, které je aplikováno pro stabilizaci struktury a používá se hlavně v případech, kdy má být slitina vystavena zvýšeným teplotám. Teplota žíhání musí být vyšší než teploty, kterých je dosahováno při provozu a pohybuje se od 240 °C do 350 °C. [5] [7]

Dále je u hliníkových slitin možné využívat žíhání ke snížení pnutí s teplotami pohybujícími se od 300 °C do 400 °C v kombinaci s řízeným ochlazováním minimálně po teplotu 200 °C. [5] [7]

Homogenizační žíhání probíhá při teplotách blízkých solidu za účelem snížení chemické heterogenity za pomoci difúzních procesů. Jedná se o časově nejnáročnější způsob žíhání hliníkových slitin. Celková doba žíhání se odvíjí od chemického složení a struktury slitiny. [7]

Precipitační zpevňování

Precipitační zpevňování, nazývané také vytvrzování, je způsob tepelného zpracování aplikovaný za účelem zvýšení pevnostních charakteristik. Jak již bylo řečeno, podmínkou vytvrditelnosti slitin je nutnost částečné rozpustnosti legujícího prvku v Al, která se musí s klesající teplotou snižovat. Křivka znázorňující tuto závislost v rovnovážném diagramu se nazývá solvus. [6] [7]

Samotný proces vytvrzování sestává ze 3 kroků. Jedná se o rozpouštěcí žíhání, následované prudkým ochlazením a poté stárnutím. Rozpouštěcí žíhání probíhá nad teplotou solvu. Dle [6] se jedná o teploty v rozmezí 470–530 °C, práce [7] uvádí tyto teploty až do 560 °C. Čas žíhání je dán dobou nezbytně nutnou k úplnému rozpuštění intermetalických fází, kterými jsou například Mg_2Si a $CuAl_2$, v tuhém roztoku. Po rozpouštěcím žíhání následuje prudké ochlazení nadkritickou rychlostí. Při této rychlosti ochlazování nedochází k zpětnému vyloučení rozpuštěných fází, ale vzniká termodynamicky nestabilní přesycený tuhý roztok. Posledním krokem je stárnutí, při kterém dochází k rozpadu přesyceného tuhého roztoku neboli precipitaci. V rámci tohoto procesu jsou vylučovány jemné intermetalické částice, tzv. precipitáty, které brání pohybu dislokací a dochází tak ke zvýšení pevnostních charakteristik materiálu. Stárnutí lze rozdělit na přirozené, které probíhá za pokojové teploty, a umělé, při kterém je teplota zvýšena, podle typu slitiny, až na 200 °C. [6] [7]

Označování jednotlivých režimů tepelného zpracování hliníkových slitin je specifikováno normou ČSN EN 515. Skládá se vždy z písmene (F, O, H, W a T) a jedné až dvou číslic, které upřesňují konečný stav materiálu. U hliníkových slitin jsou nejběžněji

používanými tepelnými zpracováními T4 a T6, které značí vytvrzování s přirozeným (T4) a umělým (T6) stárnutím. [7]

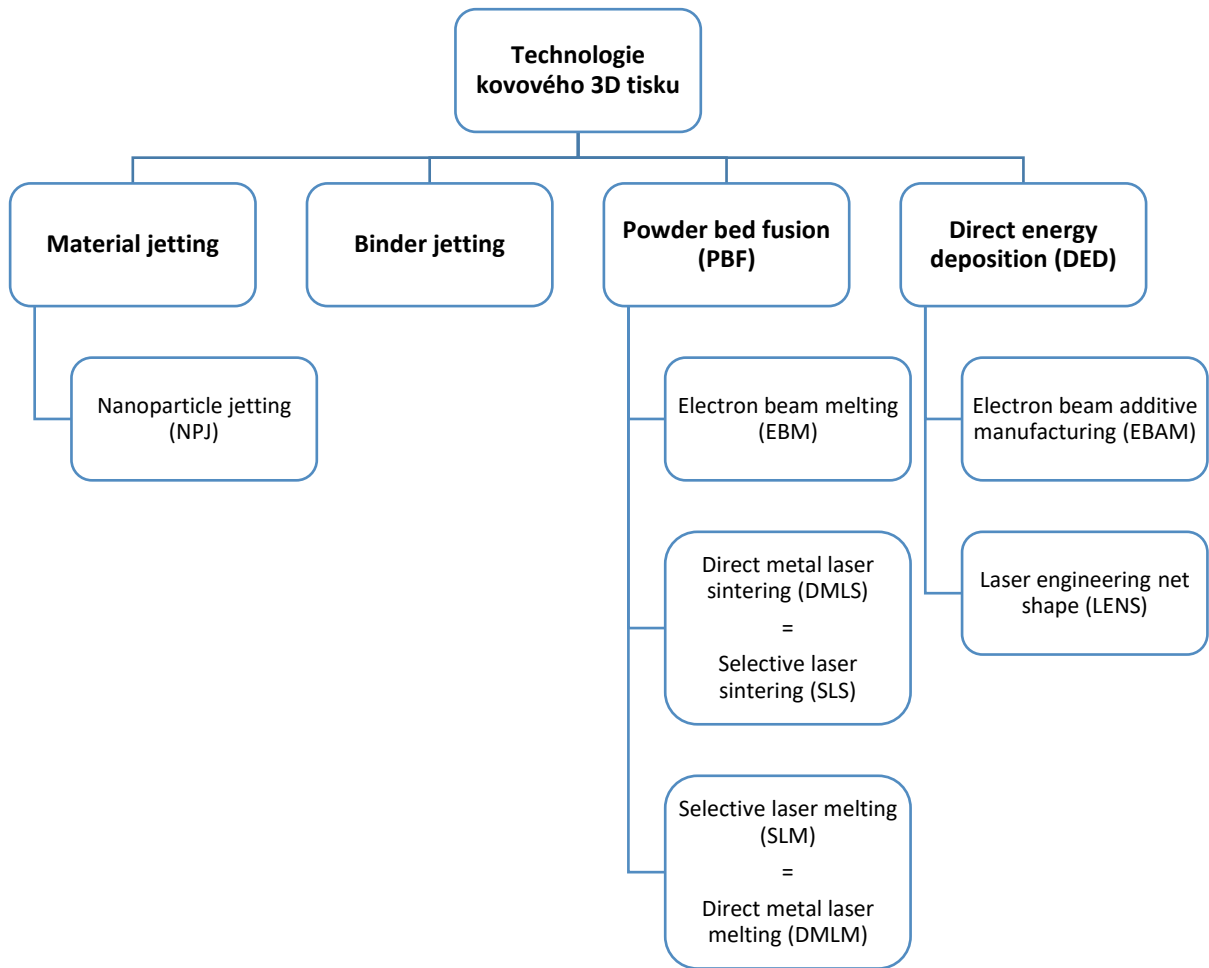
Pro představu je v Tabulce 3 uveden stručný postup precipitačního zpevnění slitiny AlSi10Mg vhodné ke slévání, s obdobným složením, jako 3D tištěná slitina, kterou se tato diplomová práce zabývá.

Tabulka 3: Příklad postupu precipitačního zpevnění (T6) slitiny AlSi10Mg vhodné ke slévání, zpracováno dle [7]

Krok	Proces	Teplota	Čas
1	Rozpouštěcí žíhání	535–540 °C	8–12 h
2	Prudké ochlazení ve vodě	50 °C	-
3	Umělé stárnutí	150–155 °C	2–5 h
4	Ochlazení na vzduchu	-	-

2.3 Technologie 3D tisku kovových materiálů

Metody 3D tisku kovových materiálů se řadí mezi technologie aditivní výroby, při kterých jsou díly vytvářeny po jednotlivých vrstvách na základě digitálního 3D modelu. Tvorba dílů spočívá v pokládání vrstev materiálu s konstantní tloušťkou a jejich natavení tepelným zdrojem, kterým může být laserový či elektronový paprsek nebo elektrický oblouk. Vstupní materiál je přidáván ve formě jemného prášku nebo drátu. Metody 3D tisku kovů se dělí do dvou hlavních skupin, a to na metodu tavení v práškovém loži (Powder bed fusion; PBF) a řízenou energetickou depozici (Direct energy deposition; DED). Obě skupiny lze dále rozčlenit podle typu použitého tepelného zdroje. Kromě těchto dvou základních skupin jsou využívány i další metody, jejichž dělení se dle různých zdrojů liší. Jedno z možných rozdělení dle [8] [9] znázorňuje Obrázek 2. [10] [11]



Obrázek 2: Rozdělení technologií kovového 3D tisku, zpracováno dle [8] [9]

Je důležité upozornit na fakt, že metody založené na stejném principu jsou často označovány různými způsoby, například u DMLS se lze setkat i s označením SLS. Je to dáno hlavně snahou firem o originální názvy a patenty. Na výrobu vzorků, využitých v experimentální části této diplomové práce, byla použita metoda DMLM, která je shodná s častěji zmiňovanou metodou SLM. [9] Vzhledem k tomu, že ve většině dostupné literatury je používáno označení SLM bude, pro přehlednost, toto označení použito i v předložené práci. Právě metoda SLM bude dále podrobněji popsána.

Mezi hlavní výhody technologií 3D tisku kovů patří zejména možnost vytvářet tvarově složité součásti, které jsou jinými běžnými technologiemi těžko vyrobitelné. Příkladem může být možnost vytvářet tzv. lattice structure (Obrázek 3), které umožňují značené snížení hmotnosti. Další výhody jsou eliminace nástrojů, výrobních kroků a požadavků na montáž. [8] [11]



Obrázek 3: Příklady různých typů lattice structure [12]

Nevýhody těchto stále se rozvíjejících technologií jsou poměrně pomalá rychlost výroby, omezená velikost dílů, která je limitována rozměry tiskové komory a potřeba dodatečných úprav. Na výsledek 3D tisku má, kromě jiného, vliv kvalita použitého prášku a nastavení procesních parametrů. Této problematice bude pozornost věnována dále. [8] [11]

Díky možnosti prototypování a vytváření lehkých konstrukcí je tato technologie rozvíjena hlavně v leteckém a automobilovém průmyslu a v biomedicínských aplikacích. [8] [11]

2.3.1 Metoda SLM

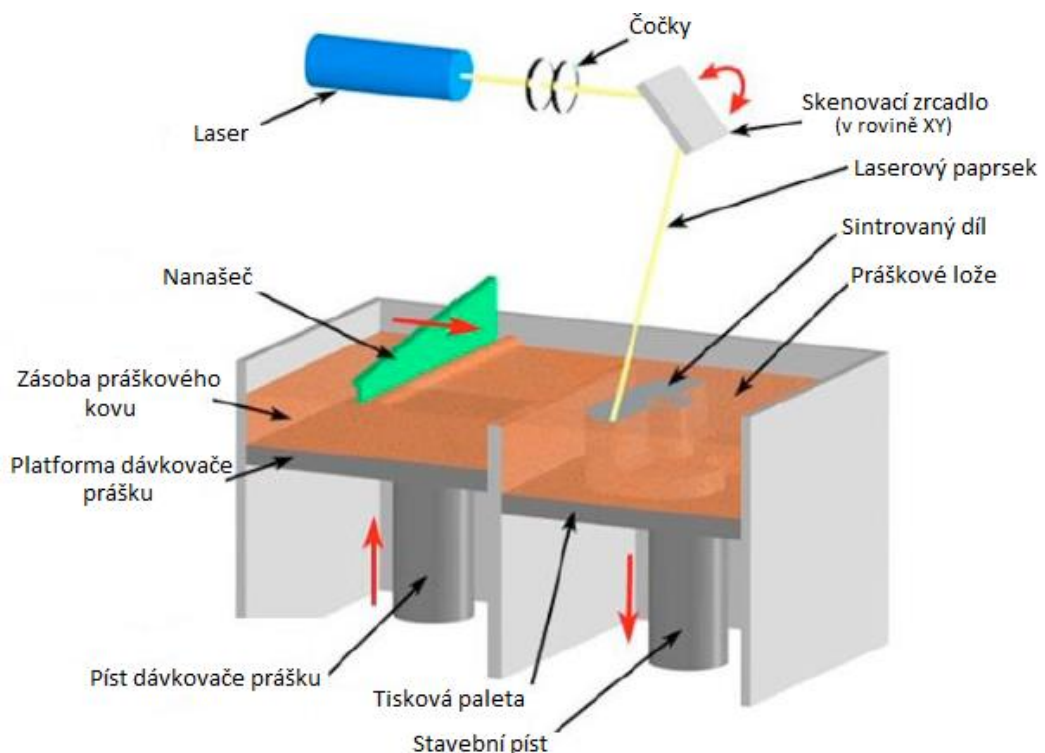
Jedná se o technologii, při které jsou díly vyráběny v procesní komoře vyplněné inertním plynem (například argonem). Materiál ve formě kovového prášku je po jednotlivých vrstvách natavován laserovým paprskem. [8] [13] Jak již bylo řečeno, metoda SLM byla využita k přípravě vzorků pro experimentální část předložené diplomové práce.

Přípravu před 3D tiskem a vlastní tisk metodou SLM lze rozdělit do následujících hlavních kroků:

- I. Vytvoření 3D modelu v CAD, jeho převedení do formátu STL a nahrání do příslušného programu.
- II. Pozicování 3D modelu na tiskovou paletu, vhodné umístění v závislosti na výšce dílu v ose Z a s důrazem na minimalizaci nosných konstrukcí.
- III. Generování podpůrných struktur.

- IV. Virtuální rozřezání dílu, včetně podpor, do vrstev stejné tloušťky a následné vygenerování dat a jejich přenesení do tiskárny.
- V. Nanesení vrstvy prášku o předem definované tloušťce na tiskovou paletu. Paleta může být předehřívána za účelem zabránění zkroucení součásti v důsledku vnitřních pnutí při nerovnoměrném odvodu tepla.
- VI. Působení zaostřeného laserového paprsku, který se pohybuje v rovině XY, za účelem selektivně skenovat a roztavit požadovanou oblast.
- VII. Snížení tiskové palety o vzdálenost rovnou tloušťce vrstvy pro nanesení další vrstvy.

Opakováním operací V. – VII. je díl vytvořen vrstvu po vrstvě (Obrázek 4). Po ochlazení komory na pokojovou teplotu je přebytečný prášek odstraněn a díly, které jsou stále připojeny k tiskové paletě mohou být tepleně zpracovávány tak, aby došlo ke snížení zbytkového napětí. Poté se součásti oddělí od tiskové palety řezáním, obráběním či jinou metodou. Dále jsou již připraveny k použití nebo následnému zpracování, tzv. post-processingu, v rámci kterého dochází k odstranění podpurných struktur, úpravě povrchu obráběním, tryskáním, leštěním apod. a případně dalšímu tepelnému zpracování. [8] [13]

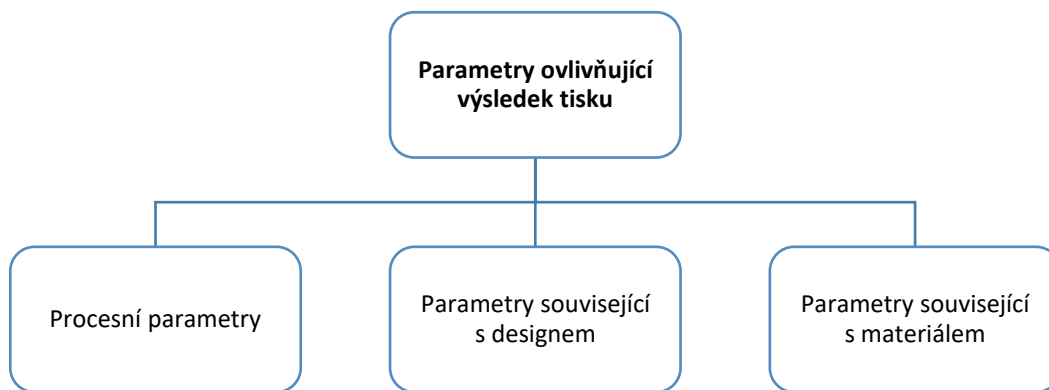


Obrázek 4: Princip metody SLM [11], přeloženo pro potřeby DP

Vliv parametrů tisku na vlastnosti tištěného dílu

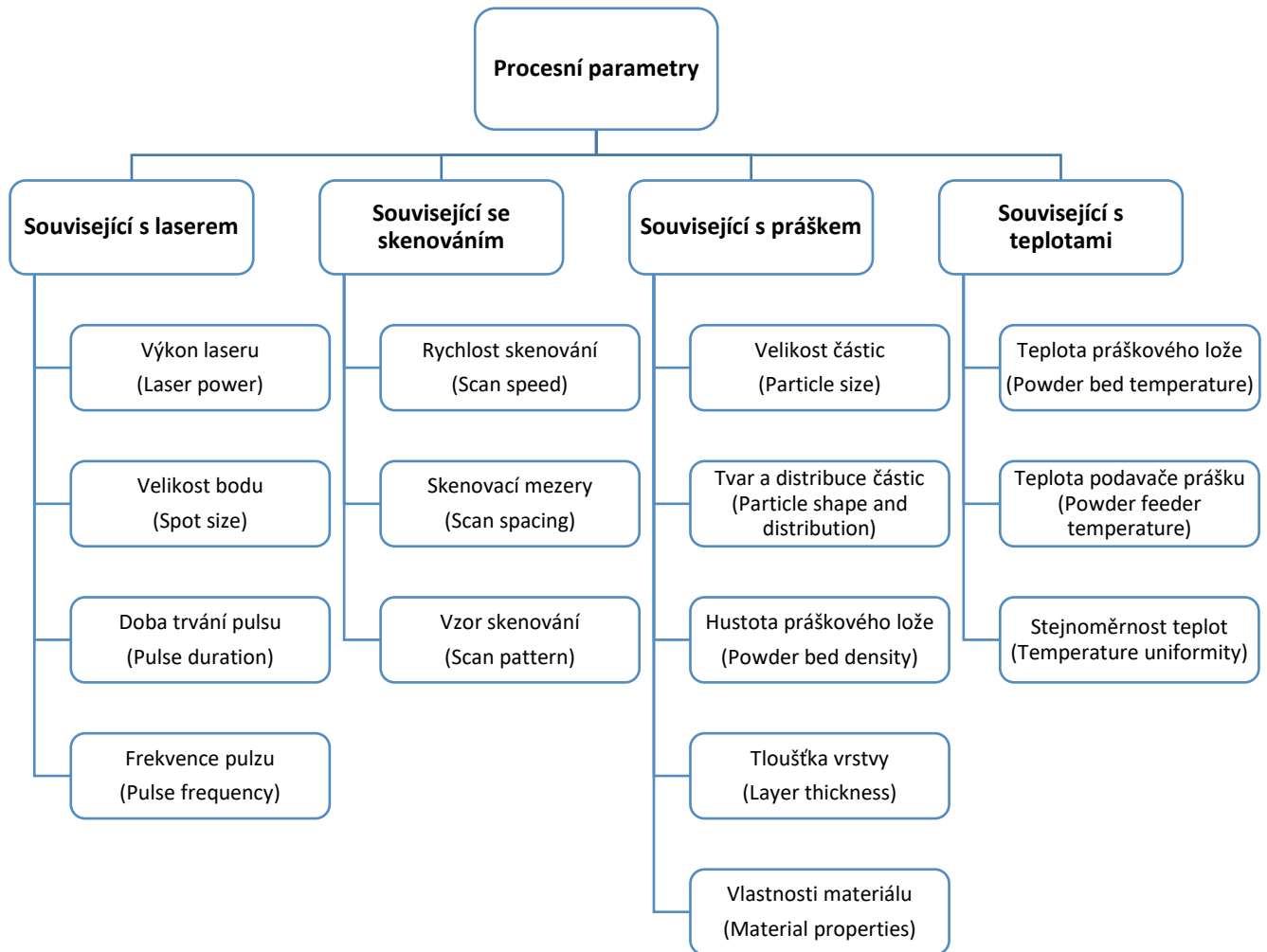
Přesnost, funkčnost a vlastnosti vyrobeného dílu závisí na mnoha parametrech souvisejících jak se samotným procesem tisku, tak i s designem tištěného dílu a voleným materiálem (Obrázek 5). [13]

Některé dále zmíněné skutečnosti platí i pro jiné metody 3D tisku, pro potřeby diplomové práce jsou vztahovány primárně k metodě SLM.



Obrázek 5: Rozdělení parametrů ovlivňujících výsledek tisku, zpracováno dle [13]

Každá vrstva tištěného dílu se skládá ze stop, jejichž vznik a překryvání je ovlivňováno souborem procesních parametrů. Nejvýznamnější procesní parametry zachycuje Obrázek 6. V současné době je v rámci technologie 3D tisku běžné používání anglické terminologie místo českých výrazů, z tohoto důvodu jsou u všech parametrů v Obrázku 6 uvedeny i anglické termíny. Je důležité podotknout, že nevhodná kombinace parametrů může vést ke vzniku defektů. Optimalizace tisku je poměrně náročný proces, který je kromě typu a nastavení tiskárny závislý i na použitém materiálu. [13]

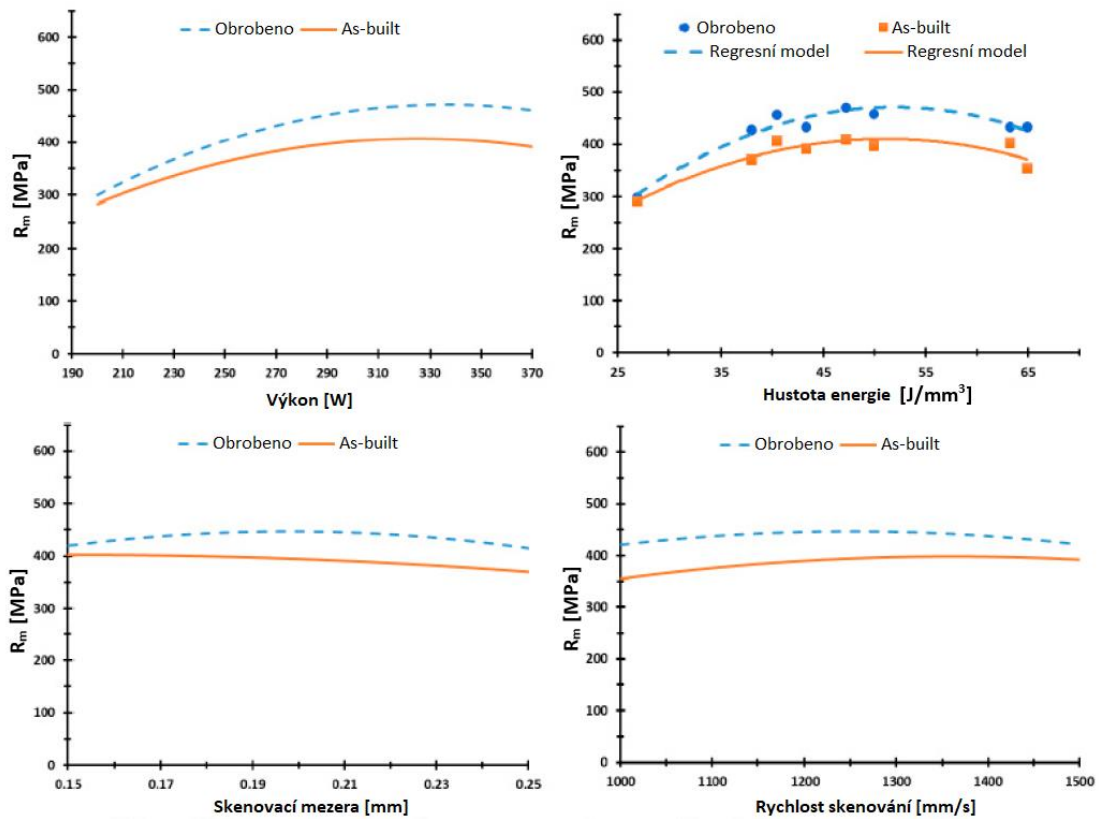


Obrázek 6: Rozdělení procesních parametrů, zpracováno dle [13]

Z Obrázku 6 vyplývá, že konečný výsledek 3D tisku je ovlivněn celou řadou parametrů. Ačkoli jsou vlivy procesních parametrů na výsledné vlastnosti již poměrně dobře známy, přesto, dojde-li u tištěného dílu k odchylce od předpokládaných či požadovaných vlastností, může být zjištění důvodu této odchylky velmi komplikované. Cílem předložené práce není detailně charakterizovat vlivy jednotlivých parametrů na výsledek tisku. Informace jsou zde uvedeny pouze pro pochopení složitosti procesu.

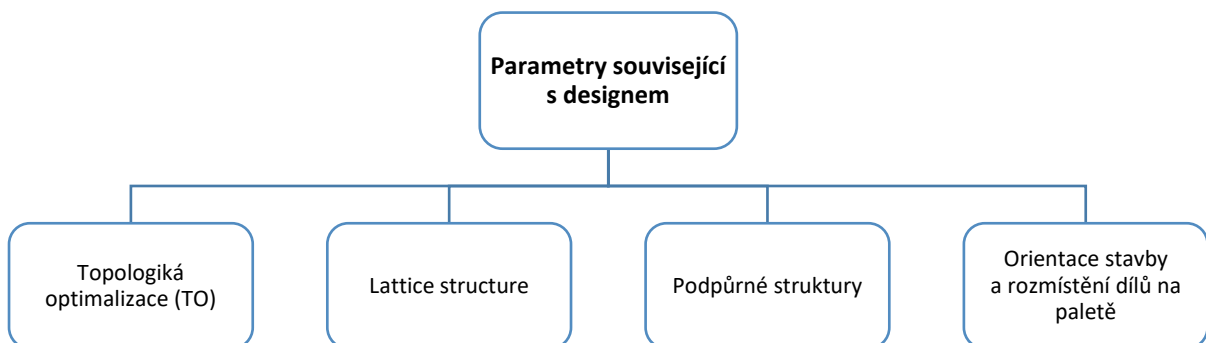
Příkladem je práce [14], která hodnotí vliv parametrů procesu SLM na kvalitu tištěných dílů, mimo jiné i ze slitiny AlSi10Mg. Na Obrázku 7 jsou výsledky měření meze pevnosti, právě pro slitinu AlSi10Mg. Vzorky tištěné ve směru Z, tedy ve vertikální poloze, jsou hodnoceny ve stavu as-built (ve stavu po tisku) a v obrobeném stavu. Z Obrázku 7 je patrné, že sledované parametry tisku mohou ovlivňovat výslednou

pevnost různou intenzitou. V každém případě, pro výsledky této publikace platí, že obráběním dochází ke zvýšení pevnosti. Autoři [14] tento efekt připisují změně drsnosti povrchu.



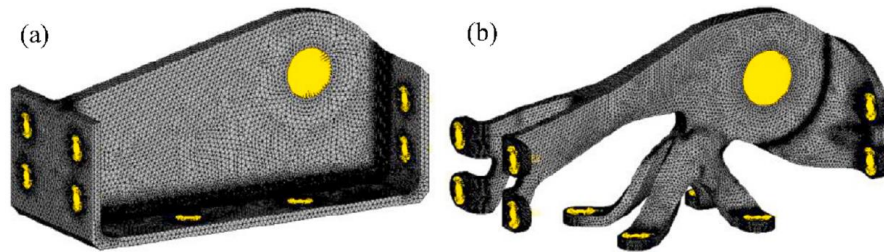
Obrázek 7: Pevnost vzorku AlSi10Mg ve stavu as-built, tištěném ve směru Z v závislosti na a) výkonu laseru, b) hustotě energie, c) velikosti skenovací mezery, d) skenovací rychlosti [14]

Parametry související s designem zahrnují následující vlivy znázorněné v Obrázku 8.



Obrázek 8: Parametry související s designem, zpracováno dle [13] [19] [21]

Topologická optimalizace definuje proces určený k získání optimální distribuce materiálu v rámci předepsaného objemu pro maximalizaci funkčního výkonu podléhajícího daným omezením. Příklad aplikace topologické optimalizace uvádí Obrázek 9. [13] [15]



Obrázek 9: a) Původní díl vyrobený konvenčními metodami b) Díl se sníženou hmotností díky použití topologické optimalizace [13]

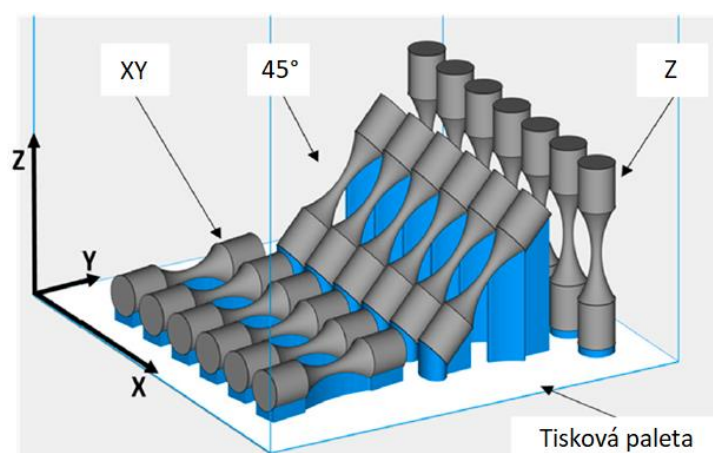
Možnost použití tzv. lattice structure za účelem snížení hmotnosti již byla zmíněna dříve. Mimo snížení hmotnosti patří mezi největší výhody vysoká absorpce energie, schopnost tlumení vibrací a dosažení vyšší pevnosti než u dílů bez využití lattice structure. Nicméně, je nutné podotknout, že mechanické vlastnosti se mění s typem použité struktury (Obrázek 3). Závisí na struktuře mřížky, poměru plnění mřížky a procentu omezení hmotnosti. [13] [16] [17]

Navrhování podpůrných struktur je velmi důležitou součástí výsledného designu pro 3D tisk. Podpůrný materiál (Obrázek 10) slouží k zajištění mechanického upevnění součásti k tiskové paletě a je primárně vyžadován pro velké převislé nebo nespojené oblasti. Mimo to, poskytuje, při správném návrhu, možnost zmírnění deformace součásti během výroby, která vzniká v důsledku účinků zbytkových napětí způsobených velkými teplotními gradienty. Užití podpůrných struktur s sebou ovšem přináší zvýšení nákladů na výrobu v důsledku prodloužení času potřebného pro návrh podpor, dále prodloužení času samotné výroby a nutnost zavedení post-processingu na odstranění podpor. Podpůrné struktury jsou z hlediska SLM neobnovitelným materiálem, který ale může být sešrotován a znovu roztaven pro jiné použití. [13]



Obrázek 10: Díly vytištěné metodou SLM s podpurnými strukturami [18]

Dalšími faktory, které ovlivňují výsledné vlastnosti tištěného dílu a lze je, dle autorky, systematicky zařadit mezi parametry související s designem je orientace stavby, tedy směr tisku dílů (Obrázek 11) a jejich rozmístění na paletě. Studie [14], [19] a [20] prokazují vznik výrazné anizotropie mechanických vlastností při různých volbách orientací stavby, mimo to je směrem tisku ovlivněna i úroveň porozity a drsnost. Orientace stavby by tedy měla být brána v úvahu při optimalizaci parametrů. [19] Vliv rozmístění na paletě na mechanické vlastnosti studují například práce [21] a [22]. Údaje získané studiemi ukazují, že vliv rozstupů a poloha dílů od výchozí linie ve směru nanášení mají vliv na tahové vlastnosti dílů a opět i výslednou pórovitost.



Obrázek 11: Možné orientace stavby vzorků na tiskové paletě s modře vyznačeným podpurným materiálem [20], přeloženo pro potřeby DP

Dle práce [13] existují, mimo procesní parametry a parametry související s designem, také parametry související s materiálem (Obrázek 5). Dle názoru autorky diplomové práce dochází u této skupiny parametrů k určitému překryvu s procesními parametry souvisejícími s práškem. Z toho důvodu nejsou parametry související s materiálem v diplomové práci uvedeny.

Nejběžnější vady dílů vyráběných metodou SLM

Jak již bylo řečeno, výsledek tisku je ovlivňován mnoha parametry, které jsou popsány výše. Nevhodně nastavené parametry, či jejich nevhodná kombinace může vést ke vzniku některých z následujících defektů. [2]

1. Porozita

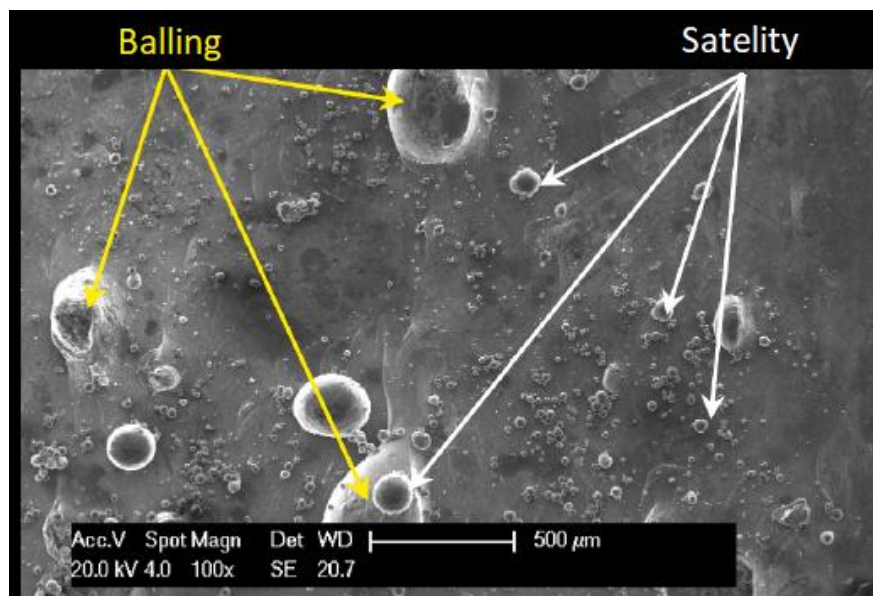
Porozita je jedna z nejčastějších vad dílů vyráběných metodou SLM vůbec. Například práce [23] uvádí, že konkrétně slitiny hliníku jsou náchylné na porozitu, kterou práce [23] přisuzuje nízké laserové absorpci materiálu v rozsahu vlnových délek používaných v rámci metody SLM. Tato skutečnost dále ovlivňuje efektivitu tavení během tisku. Je známo, že pórovitost je ovlivněna práškem použitým v procesu a/nebo samotným procesem 3D tisku (Obrázek 6). V konečném důsledku mohou, za určitých podmínek, v 3D tištěných dílech vznikat nežádoucí praskliny a únavové trhlin. [2] [13] V souladu s tím, studie [24], zabývající se snížením pórovitosti u dílů z AlSi10Mg vyrobených metodou SLM, uvádí průměrné hodnoty relativní hustoty od 95,6 % do 99,7 % v závislosti na proměnných parametrech skenovacích strategií. Zároveň prokazuje, že typy vznikajících pórů se mění s použitou rychlostí skenování. Dále lze v literatuře najít tvrzení, že v některých případech může následné tepelné zpracování navýšit počet pórů ve 3D tištěných hliníkových slitinách. [25] [26] Existují však studie, které zmiňují opačný efekt. Práce [27] uvádí, že v hliníkových slitinách dochází ke vzniku dvou typů pórů. Vyskytují se zde relativně malé póry, které pravděpodobně vznikají v důsledku smršťování během tuhnutí. Druhý typ pórů dosahuje větších rozměrů a předpokládá se, že se jedná o zachycený inertní plyn. Zde je důležité upozornit na skutečnost, že v práci není definováno, co autoři považují za malý a co za velký pór. Nicméně, uvádí, že drobné póry lze uzavřít metodou HIP (hot isostatic pressing), kdežto velké póry se zachyceným plynem není možné zcela uzavřít. [27]

2. Deformace tvaru

K deformaci tvaru dochází hlavně v důsledku působení zbytkového napětí, které je výsledkem teplotních změn během procesu 3D tisku. Z hlediska typu deformací, může docházet například ke smršťování, kroucení, odlupování jednotlivých vrstev nebo dokonce k praskání. Zdroj [13] uvádí, že vysoce pevné hliníkové slitiny trpí při zpracování metodou SLM rozsáhlým praskáním v důsledku strmých ochlazovacích křivek spojených s procesem tisku, tj. s dynamikou tavení a tuhnutí. [2] [13]

3. Povrchové vady

Drsnost dílů vyráběných metodou SLM může být dle [28] až 16x větší než drsnost dílů obrobených, v závislosti na sledovaném materiálu. Pro slitinu AlSi10Mg se průměrná hodnota plošné drsnosti po vytištění pohybuje okolo 5 μm , po obrobení 1 μm . [28] K vyšším hodnotám drsnosti přispívá také vznik různých typů povrchových defektů, jako jsou otevřené póry nebo tzv. balling a satelity (Obrázek 12), které způsobují širokou škálu nepravidelností povrchu. Vznik těchto nerovností na povrchu dílů je výrazně ovlivněn rychlostí skenování, čím větší je rychlost skenování, tím více povrchových vad vzniká. [2] [13] [24]



Obrázek 12: Snímek ze SEM s tzv. balling a satelity na povrchu vzorku AlSi10Mg [29], upraveno a přeloženo pro potřeby DP

2.3.2 Slitiny hliníku vhodné pro 3D tisk

Přestože existuje celá řada studií zabývajících se 3D tiskem různých hliníkových slitin, těch v běžné praxi používaných je jen pár. Nejčastěji jsou využívány především následující slitiny. [30] [31]

AlSi10Mg

AlSi10Mg je nejpoužívanější slitinou hliníku pro zpracování metodou tavení v práškovém loži, konkrétně metodou SLM. Je relativně snadno zpracovatelná laserovými aplikacemi díky téměř eutektickému složení hliníku a křemíku, o kterém je známo, že vede k tuhnutí v malém rozsahu teplot ve srovnání s vysoce pevnými hliníkovými slitinami, jako je například řada 7000. Její chemické složení poskytuje vhodné vlastnosti pro výrobu a použití především v leteckém a automobilovém průmyslu. Obsah křemíku pomáhá zlepšit absorpci laseru, jelikož se hliník vyznačuje vysokou odrazivostí, dále zvyšuje tekutost a smáčitelnost. Pokud je hořčík vyloučen ve formě Mg_2Si způsobuje vytvrzení matrice. Slitina se vyznačuje vysokým poměrem pevnosti ku hmotnosti a vysokou odolností proti korozi. Výhodou je také její dobrá tepelná a elektrická vodivost. Hlavním omezením použití této slitiny je nízká mez kluzu a tažnost. [32] [33] [34] [35] Slitina je zde přehledově uvedena pro porovnání, jelikož je předmětem zkoumání předložené práce, bude podrobně rozebrána dále.

AlSi7Mg

Slitina AlSi7Mg, známá také jako A357, je také jednou z nepoužívanějších slitin hliníku v aditivní výrobě. Kombinace hliníku, křemíku a malého množství hořčíku vytváří vysoce odolnou a lehkou slitinu vhodnou pro tisk složitých geometrií. Chemické složení slitiny zajišťuje především dobré mechanické vlastnosti i při zvýšených teplotách a slévatelnost. Díky malému rozdílu mezi teplotami likvidu a solidu je také relativně snadno zpracovatelná laserem. Obdobně jako u předchozí slitiny, kombinace vysoké měrné pevnosti, vynikající slévatelnosti, dobré korozní odolnosti a vysoké tepelné vodivosti poskytuje možnost využití v různých oblastech, převážně v leteckém a automobilovém průmyslu. [36] [37] [38]

AlSi12

Slitina AlSi12 se díky svému téměř eutektickému složení stále více dostává do popředí zájmu. Metodou SLM je poměrně snadno zpracovatelná, a to opět hlavně díky malému rozdílu mezi teplotami likvidu a solidu. Přispívá tomu také nízká tepelná roztažnost a rovnoměrné rozložení vznikající povrchové oxidické vrstvy. Její popularita je dána nízkým bodem tavení, nízkou cenou, dobrou odolností proti korozi a, obdobně jako u předchozích slitin, vysokou měrnou pevností. Výše uvedené vlastnosti této slitiny vedou k jejímu použití při výrobě pístů spalovacích motorů a tepelných výměníků. Uplatnění nachází rovněž v kryogenních aplikacích, díky schopnosti zachovat svou pevnost i při nízkých teplotách. [39] [40] [41] [42]

Výše zmíněné slitiny mají velmi blízké chemické složení, i jejich mechanické vlastnosti a možnosti použití jsou obdobné. Pro přehlednost je zde uvedena Tabulka 4 s porovnáním mechanických vlastností těchto slitin určených pro 3D tisk. Je důležité připomenout, že vlastnosti tištěných slitin mohou být výrazně ovlivněny celou řadou parametrů, jak bylo vysvětleno v předcházejících kapitolách. Z toho důvodu jsou v Tabulce 4 uvedené vlastnosti prezentované jediným dodavatelem.

Tabulka 4: Porovnání vybraných mechanických vlastností slitin AlSi7Mg, AlSi10Mg a AlSi12 vhodných pro 3D tisk

Slitina	Směr tisku	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Zdroj
AlSi7Mg	Horizontální směr (XY)	240 ± 30	410 ± 20	14 ± 4	[43]
	Vertikální směr (Z)	210 ± 30	390 ± 40	11 ± 5	
AlSi10Mg	Horizontální směr (XY)	280 ± 10	470 ± 10	13,2 ± 4,8	[44]
	Vertikální směr (Z)	240 ± 10	460 ± 25	8,3 ± 4,0	
AlSi12	Horizontální směr (XY)	290 ± 20	470 ± 30	8 ± 2	[45]
	Vertikální směr (Z)	260 ± 10	490 ± 10	6 ± 2	

Z Tabulky 4 je patrné, že slitina AlSi7Mg dosahuje oproti dalším dvěma zmíněným nižších pevnostních charakteristik při nejvyšších hodnotách tažností, a to v obou hodnocených směrech. Nejvyšších pevností a zároveň nejnižších tažností je dosahováno u slitiny AlSi12. Zdá se, že slitina AlSi10Mg je „kompromisem“ mezi slitinami AlSi12

a AlSi7Mg. Dosahuje téměř srovnatelných pevností jako slitina AlSi12 a tažnosti jsou jen mírně nižší, než jakých dosahuje slitina AlSi7Mg.

Z Tabulky 4 také vyplývá, že vzorky z hliníkových slitin tištěné v horizontálním směru obvykle dosahují vyšších pevnostních charakteristik i tažností než ve směru vertikálním. Tomu však neodpovídá uvedená slitina AlSi12, která dosahuje ve vertikálním směru vyšší meze pevnosti. Jak dokazuje studie [46], tato skutečnost není ojedinělá, nicméně žádaný z autorů prostudovaných studií se k tomuto jevu nevyjadřuje. Stejně tak dodavatel citovaných materiálových listů neposkytl po e-mailovém dotazu žádné informace.

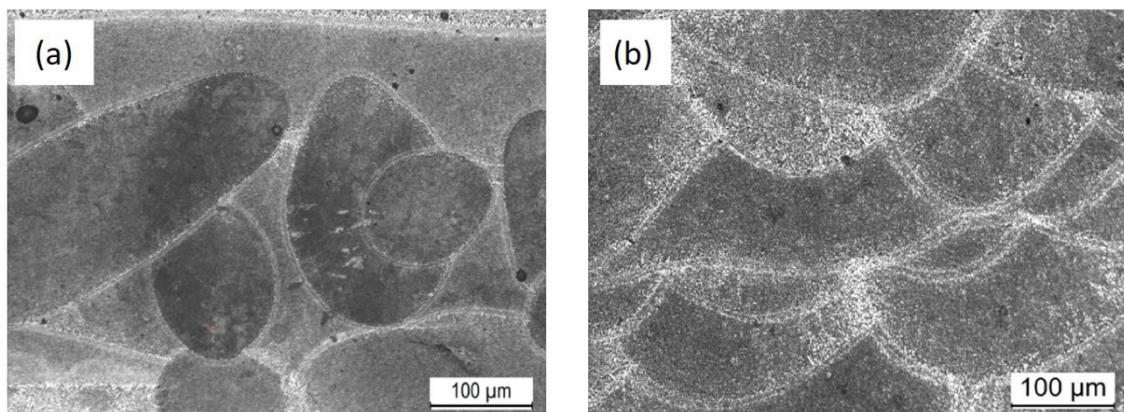
Vzhledem k tomu, že vlastnosti výše uvedených slitin jsou porovnatelné, pro případnou volbu by mohla pomoci znalost cen, nicméně ceny jednotlivých prášků, bohužel, na internetu nejsou uváděny a nebyly poskytnuty ani na základě e-mailového dotazu autorky.

AlMg1SiCu

Slitina AlMg1SiCu, pro kterou je běžnější označení A6061, je v oblasti 3D tisku poměrně novým materiálem. Tato slitina je aditivními výrobními metodami obtížně zpracovatelná, a to především kvůli své citlivosti na vznik trhlin během tuhnutí. [47] Studie [48] uvádí, že tvorba trhlin během aditivního zpracování A6061 přímo souvisí s vysokým koeficientem tepelné roztažnosti a velkým rozsahem tuhnutí (rozdílem teplot solidu a likvidu) materiálu. Tomuto jevu lze dle studie [47] zabránit předeřevem práškového lože, díky čemuž dochází ke snížení rychlost tuhnutí, a je tak zajištěna eliminace trhlin za horka. Článek [49] popisuje možnost zavádění nanočástic zirkonia, které usnadňují nukleaci nových zrn a vytvářejí jemnou mikrostrukturu, čímž opět minimalizují vznik trhlin za horka. Dnes již existuje řada dodavatelů, kteří pro aditivní metody slitinu A6061 nabízejí. Například výrobce Elementum 3D [50] uvádí, že jejich nová technologie výroby umožnila dosažení minimálně srovnatelných pevností s tvářenou slitinou A6061 po tepelném zpracování T6. Kromě vysoké pevnosti patří mezi klíčové výhody tohoto materiálu vysoká rychlost tisku, dobrá tepelná a elektrická vodivost a odolnost vůči korozi. Díky těmto vlastnostem je slitina vyžadována pro letecký průmysl, ve kterém je i ve své tvářené formě často využívána. [50] [51] [52]

2.3.3 Tepelné zpracování hliníkových slitin určených k 3D tisku

Vzhledem k tomu, že se předložená diplomová práce zabývá slitinou AlSi10Mg, bude tato kapitola věnována právě hliníkovým slitinám obsahujícím křemík. Je známo, že u kovových materiálů má výchozí struktura výrazný vliv na odezvu tepelného zpracování, a tím na výsledné vlastnosti. [53] Návrh tepelného zpracování by proto vždy měl brát v úvahu výchozí strukturu. Jak již bylo řečeno, mikrostruktura vznikající při výrobě dílů metodou SLM se podstatně liší od těch vyrobených konvenčními výrobními postupy. To naznačuje, že i jejich odezva na konkrétní tepelné zpracování bude odlišná. Lze očekávat, že stejná slitina, vyrobená při použití různých parametrů 3D tisku, se může více, či méně lišit svou mikrostrukturou i reakcí na následné tepelné zpracování. [3] [13] Mikrostruktura zaznamenaná světelným mikroskopem (SM), která je typická pro hliníkové slitiny vyrobené metodou SLM ve stavu as-built, je na Obrázku 13.

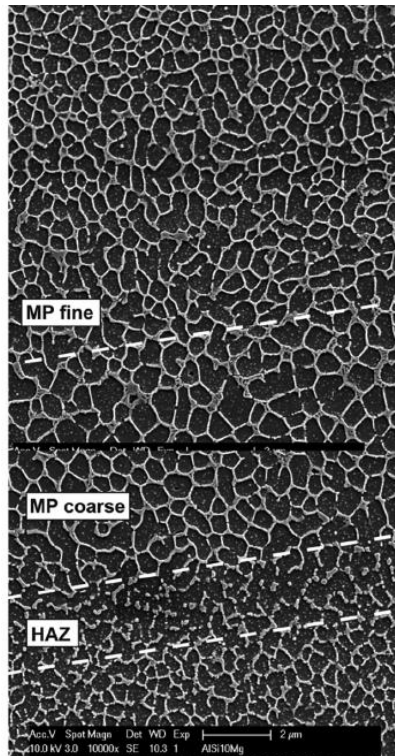


Obrázek 13: Reprezentativní mikrostruktura ze SM slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built a) řez rovinou XY (příčný), b) řez rovinou XZ (podélný) [54]

Obrázek 13(a) ukazuje mikrostrukturu ve směru kolmém na směr tisku (příčný řez), na které jsou jasně viditelné podlouhlé stopy ležící v různých směrech jako důsledek postupného skenování vrstvy po vrstvě. V podélném řezu (Obrázek 13(b)), jsou patrné jednotlivé tavné lázně, tzv. melt pools (bazénky), které se jeví jako půlválcové a je z nich patrné nanášení jednotlivých vrstev. Je možné pozorovat překrývání bazének v jednotlivých vrstvách i mezi sousedními vrstvami. [3] [54] [55]

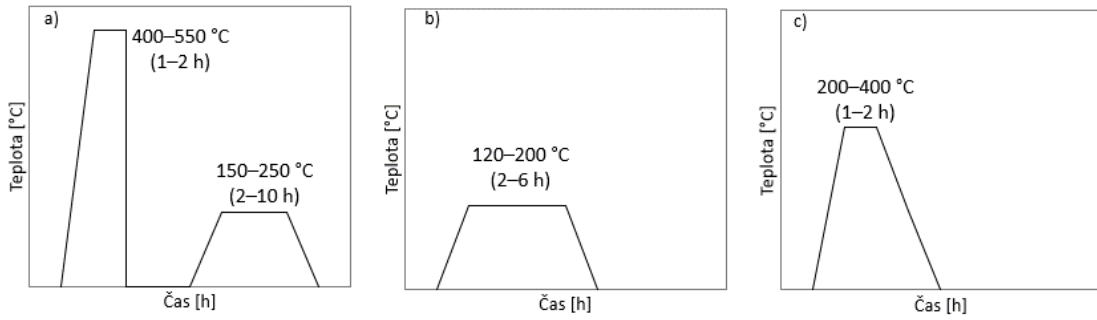
Je známo, že při větším zvětšení se 3D tištěné slitiny Al-Si vyznačují mikrostrukturou často popisovanou jako buněčnou (Obrázek 14). Při vzniku této struktury dochází nejprve k tuhnutí matrice α -Al, přičemž zbytkový Si segreguje do téměř kontinuální

vláknité eutektické sítě, jak je znázorněno na Obrázku 14. Křemíkové síťoví je často obohaceno o další prvky, které se během tuhnutí oddělují, jsou jimi například Mg, Fe nebo Cu. Na hranicích jednotlivých tavných lázní vykazuje křemíkové síťoví hrubší strukturu (MP coarse), v jejich středu jsou oblasti jemnější (MP fine). Navíc se zde vyskytuje teplem ovlivněná zóna (HAZ) vyvolána zahřívacími cykly, ke kterým dochází během postupných laserových skenů. [3] [13] [56]



Obrázek 14: Analýza ze SEM vzorku z AlSi10Mg ve stavu as-bulit v příčném směru zobrazující jemnou oblast (MP fine), hrubou oblast (MP coarse) a tepelně ovlivněnou zónu (HAZ) [56]

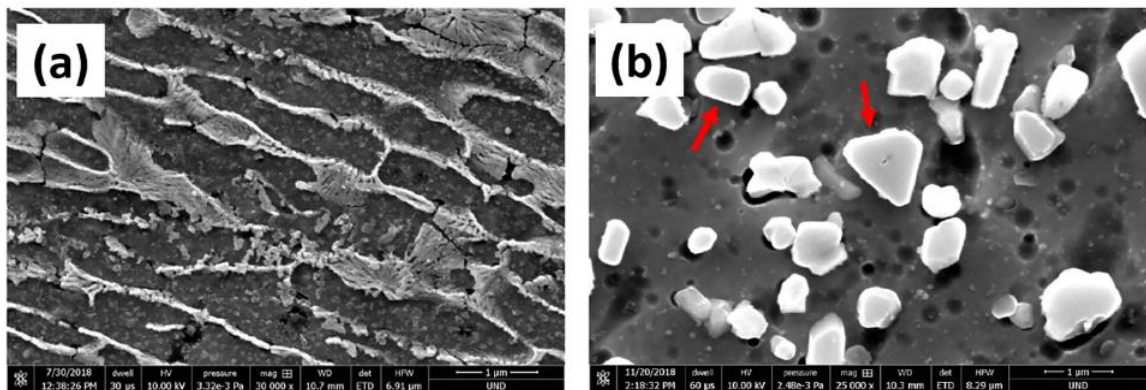
Současné studie hodnotí převážně tři druhy tepelného zpracování u tohoto systému slitin (Obrázek 15). Jsou jimi rozpouštěcí žihání s následným stárnutím (*solution and ageing treatment*), přímé stárnutí (*direct ageing treatment*) a žihání při středních teplotách (*intermediate annealing treatments*, případně *stress relief treatment*). [3] [57] Protože některé z názvů tepelných zpracování nemají v české terminologii vhodný ekvivalent, jsou výše uvedená tepelná zpracování uvedena i tak, jak je uvádí anglická literatura. Použité překlady jsou autorkou vytvořeny pro potřeby diplomové práce.



Obrázek 15: Obecné termogramy pro a) rozpouštěcí žíhání s následným stárnutím, b) přímé stárnutí, c) žíhání při středních teplotách, zpracováno dle [3]

Rozpouštěcí žíhání a s následným stárnutím

Tento typ zpracování, značený T6, se běžně používá pro zpracování slitin Al-Si-Mg určených k odlévání, a to pro dosažení maximální pevnosti. Obecný postup rozpouštěcího žíhání a stárnutí neboli vytvrzování, je popsán v kapitole 2.2.3. Při použití tohoto tepelného zpracování na díly vyrobené metodou SLM je ovšem odezva odlišná. Dochází k transformaci as-built mikrostruktury, původní eutektická křemíková síť je zcela porušena a nahrazena více či méně rovnoměrně rozloženými částicemi křemíku (Obrázek 16(b)), jejichž počet a rozměr závisí na teplotě a době zpracování. [3] [55] [58]



Obrázek 16: Snímek ze SEM slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM a) ve stavu as-built, b) po tepelném zpracování T6 [58], upraveno pro potřeby DP

Autoři [55] [59] [60] uvádí, že následkem rozpadu křemíkového síťoví dochází ke snížení pevnostních charakteristik a zvýšení tažnosti. Tato změna by se měla stávat intenzivnější s narůstající teplotou nebo dobou rozpouštěcího žíhání. Snížení pevnosti lze dle [3] odůvodnit právě rozpadem křemíkového síťoví, které, pokud je kontinuální,

tvorí důležitou složku zpevnění. Optimální kombinace teploty a doby zpracování bývá v odborné literatuře hledána hlavně typickým postupem založeným na testování vzorků zpracovaných rozpouštěcím žíháním a stárnutím při různých teplotách a po různě dlouhou dobu. Výsledky z několika dostupných studií zkoumajících zpracování T6 na 3D tištěné slitině AlSi10Mg uvádí Tabulka 5. [3] [55]

Tabulka 5: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM v závislosti na podmínkách tepelného zpracování T6

Režim tepelného zpracování	R _{p0,2} [MPa]	Relativní změna	R _m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna	Zdroj
As-built	268 ± 2		333 ± 15		1,4 ± 0,3		[61]
T6 (520 °C - 1h; 160 °C - 6 h)	239 ± 2	-11 %	292 ± 4	-12 %	3,9 ± 0,5	+179 %	
As-built	270		446		8,1		[62]
T6 (535 °C - 2 h; 190 °C - 10 h)	164	-39 %	214	-52 %	11,1	+37 %	
As-built	275 ± 5		406 ± 3		3,8 ± 0,1		[63]
T6 (540 °C - 2 h; 160 °C - 8 h)	236 ± 7	-14 %	288 ± 8	-29 %	9,3 ± 1,2	+145 %	
As-built	247 ± 1		482 ± 1		6,5 ± 0,3		[26]
T6 (540 °C - 1 h; 180 °C - 2 h)	248 ± 14	+0,4 %	299 ± 24	-38 %	5,1 ± 1,1	-22 %	
As-built	226 ± 7		429 ± 8		4,0 ± 0,3		[55]
T6 (550 °C - 2 h; 180 °C - 6 h)	270 ± 4	+19 %	321 ± 3	-25 %	9,0 ± 1,0	+125 %	

Z Tabulky 5 je patrné, že výsledné mechanické vlastnosti převážně souhlasí s teoretickými předpoklady. Dochází ke snížení pevnostních charakteristik a nárůstu tažnosti v porovnání se stavem as-built. Pro přehlednost byla do tabulky přidána relativní změna [%] jednotlivých mechanických vlastností, pro zaznamenání vlivu snížení či zvýšení vlastností při porovnání se stavem as-built, vypočtená dle vzorce:

$$\text{Relativní změna} = \frac{(\text{Konečná hodnota} - \text{Počáteční hodnota})}{\text{Počáteční hodnota}} \cdot 100 \quad (1)$$

Je třeba upozornit na skutečnost, že v případě prací [26] a [55] dochází k odklonu výsledků od výše uvedených teoretických předpokladů. V práci [26] se tažnost mění recipročně, než je tomu u ostatních prací a mez kluzu zůstává prakticky neovlivněna. U práce [55] se jedná o nárůst meze kluzu po zpracování T6.

Z Tabulky 5 je také zřejmé, že v rámci tepelného zpracování T6 používají autoři pro 3D tištěnou slitinu AlSi10Mg různé parametry rozpouštěcího žíhání i následného stárnutí. Nezdá se, že by existovala předvídatelná zákonitost mezi použitými režimy tepelného zpracování a velikostí relativní změny jednotlivých mechanických charakteristik. Vzhledem k výše uvedeným skutečnostem a dále používání prášků od různých výrobců i variabilitě parametrů samotného tisku jsou mezi sebou výsledky jednotlivých studií jen těžko porovnatelné. Tuto skutečnost dále dokládá Tabulka 18 uvedená v Příloze 1. To ovšem znamená, že lze jen těžko s jistotou aplikovat zpracování T6 pro konkrétní díl z hlediska požadavků na jeho finální vlastnosti.

Přímé stárnutí

Studie zabývající se přímým stárnutím (T5), jsou poměrně vzácné ve srovnání se studii zabývajícími se T6 nebo žíháním při středních teplotách. Toto zpracování je založeno na ohřevu materiálu při relativně nízkých teplotách (nepřesahujících 200 °C). [3] [7] Zájem o zpracování slitin Al-Si přímým stárnutím je veden především úvahami vyplývajícími ze zkušeností získaných ze zpracování T6. Následkem eliminace počátečního rozpouštěcího žíhání nedochází ke sferoidizaci a hrubnutí eutektické fáze Si a ke snížení výrazného přesycení matrice α -Al legujícími prvky. Lze očekávat, že si mikrostruktura zachová značné výhody v podobě původní morfologie křemíkového síťoví, a tím i pevnostních charakteristik. Zároveň je umožněna postupná precipitace, daná přesycenou maticí, která vzniká rychlým ochlazením v průběhu procesu tavení v práškovém loži, jejíž důsledkem může být zvýšení pevnostních charakteristik. [3]

Ačkoli například autoři studie [57] přisuzovali zlepšení pevnosti u AlSi10Mg po T5 tvorbě fáze Mg_2Si , v další dostupné literatuře nebylo popsáno žádné pozorování těchto částic ve vzorcích přímo stárnutých. Jiné studie [64] [65] naopak předpokládají segregaci samostatného křemíku, jelikož extrémně vysoké přesycení Si ve stavu as-built poskytuje značnou hnací sílu, která umožňuje rychlejší precipitaci Si částic spíše než částic na bázi Mg. Důsledkem těchto drobných mikrostrukturálních změn je získání nejvyšších pevnostních charakteristik a hodnot tvrdostí z porovnávaných tepelných zpracování. [3] Výsledky z několika dostupných studií ze zkoušky tahem po zpracování T5 udává Tabulka 6. Tabulka je stejně jako u předchozího tepelného zpracování doplněna

o relativní změny, které jsou vypočteny podle vtahu (1). Většina hodnot je v souladu s výše uvedenou teorií, i když nárůst pevnosti oproti stavu as-built není výrazný.

Tabulka 6: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM v závislosti na podmínkách tepelného zpracování T5

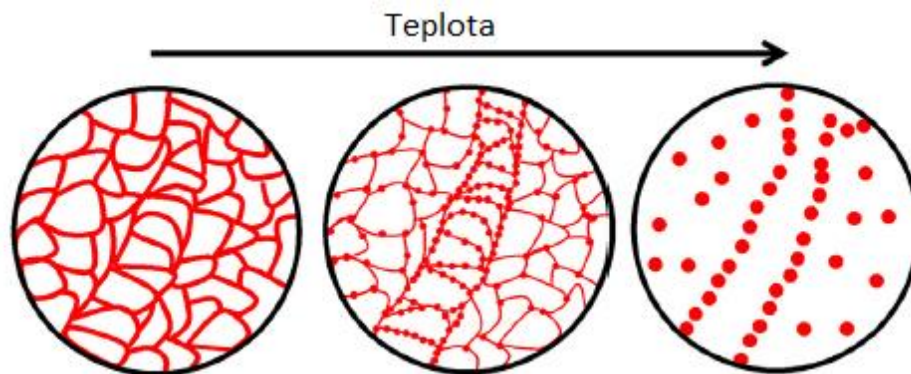
Režim tepelného zpracování	$R_{p0,2}$ [MPa]	Relativní změna	R_m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna	Zdroj
As-built	276 ± 6		403 ± 6		6,4 ± 0,2		[66]
T5 (130 °C - 4 h)	309 ± 1	+10 %	451 ± 10	+12 %	6,5 ± 0,4	+2 %	
As-built	276 ± 6		403 ± 6		6,4 ± 0,2		[66]
T5 (150 °C - 4 h)	296 ± 4	+7 %	433 ± 13	+7 %	5,3 ± 1,8	-17 %	
As-built	276 ± 6		403 ± 6		6,4 ± 0,2		[66]
T5 (170 °C - 4 h)	293 ± 11	+6 %	408 ± 9	+1 %	3,2 ± 0,4	-50 %	
As-built	276 ± 6		403 ± 6		6,4 ± 0,2		[66]
T5 (190 °C - 4 h)	270 ± 14	-2 %	380 ± 34	-6 %	3,5 ± 1,7	-45 %	
As-built	237 ± 4		463 ± 3		7,6 ± 1,0		[67]
T5 (190 °C - 2 h)	258 ± 4	+9 %	443 ± 16	-4 %	4,7 ± 1,2	-38 %	
As-built	263 ± 5		473 ± 1		7,8 ± 0,1		[68]
T5 (200 °C - 2 h)	298 ± 5	+13 %	479 ± 2	+1 %	5,6 ± 0,1	-28 %	

Na základě údajů z Tabulky 6 ze studie [66] lze konstatovat, že po přímém stárnutí v rozsahu 130–170 °C je pevnost vždy vyšší než ve stavu as-built. Přesto je třeba říct, že efekt stárnutí při 170 °C je oproti použití teploty 130 °C minimální, tedy se zvyšující se teplotou přímého stárnutí při stejné výdrži dochází k poklesu relativní změny pevnostních charakteristik a nárůstu relativní změny charakteristik tvárných vůči stavu as-built. Naproti tomu stárnutí při stejné výdrži, ale při teplotě 190 °C se uvedené zákonitosti vymyká [66], stejně jako výsledky práce [67] se stejnou teplotou a polovičním časem výdrže. U výsledků práce [68] s teplotou 200 °C dochází při porovnání s předchozími studii k neočekávanému navýšení pevnostních charakteristik, při menším poklesu tažnosti. Stejně jako u tepelného zpracování T6, i zde jsou mezi sebou výsledky jednotlivých studií obtížně porovnatelné, vzhledem k variabilitě výsledků dosahovaných ve stavu as-built. Jak již bylo řečeno, je to dáno použitím různých parametrů tisku, dokládá to Tabulka 19 v Příloze 1.

Žihání při středních teplotách

Žihání při středních teplotách, které se pohybuje mezi teplotami stárnutí a rozpouštěcího žihání (Obrázek 15), je široce používáno právě u 3D tištěných slitin Al-Si. Toto tepelné zpracování bylo vyvinuto s různými cíli, pokrývá široký rozsah teplot i výdrží, a dokonce používá různé způsoby ochlazování. Proto jsou dále závislosti mikrostrukturních a mechanických vlastností na parametrech toho tepelného zpracování popsány podrobněji. V každém případě, hlavním jeho cílem je uvolnění napětí a eventuální zlepšení tažnosti materiálu. [3] [57]

V první řadě je třeba diskutovat možné modifikace eutektické křemíkové sítě, protože tyto změny se zdají být nejrozpoznatelnějšími mezi mikrostrukturními změnami při tomto tepelném zpracování. Dosud bylo zjištěno, že na základě teplot žihání lze dosáhnout dvou odlišných výsledků. Při nejnižších doporučených teplotách žihání je původní propojená eutektická síť téměř nedotčena, jako je tomu i u přímého stárnutí. Zároveň dochází pouze k omezené precipitaci Si. Při vyšších teplotách vede růst částic Si k postupnému vymizení spojitého síťoví. Schématické zobrazení tohoto vývoje je na Obrázku 17. [3] [69]



Obrázek 17: Schéma znázorňující vývoj morfologie Si ve slitinách Al-Si vyrobených metodou SLM během žihání při zvyšující se teplotě [69], přeloženo pro potřeby DP

Hranice mezi těmito dvěma stavy byla zjišťována v různých pracích, například pro slitinu AlSi10Mg dle autorů [70] leží tato teplotní hranice v rozmezí 240–282 °C, dle studie [57] přibližně mezi 240 a 290 °C. Bylo zjištěno, že tyto teploty se mohou lišit v závislosti na použitých parametrech zpracování, tedy na tepelné historii, kterou díl prochází. [3] Závislost pevnostních charakteristik a tažnosti na teplotě žihání v rozsahu

teplot 270–330 °C ukazuje Tabulka 7. I tato tabulka je doplněna o hodnoty relativní změny vypočtené dle vzorce (1).

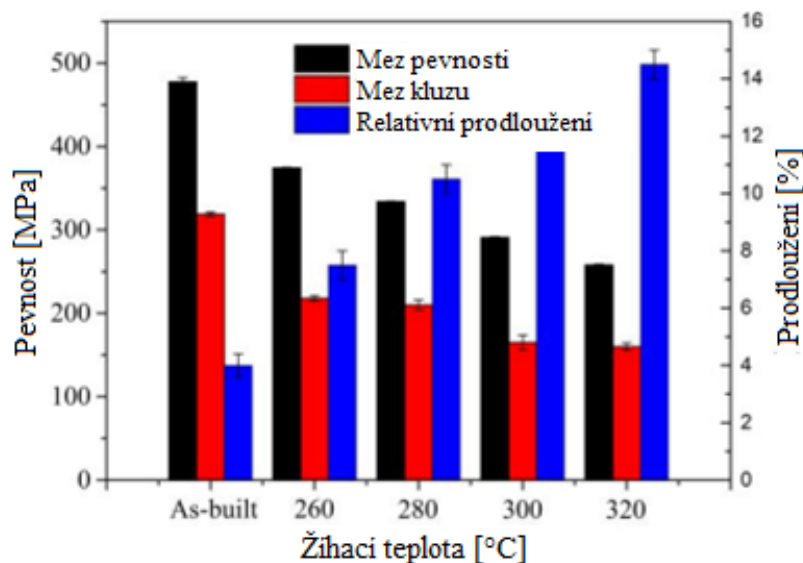
Tabulka 7: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM v závislosti na podmínkách žíhání při středních teplotách

Režim tepelného zpracování	R _{p0,2} [MPa]	Relativní změna	R _m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna	Zdroj
As-built	214 ± 2		414 ± 3		4,4 ± 0,1		[71]
Žíhání (270 °C - 1,5 h)	215 ± 10	+0,5 %	378 ± 1	-9 %	4,2 ± 0,4	-5 %	
As-built	228		478		7		[72]
Žíhání (270 °C - 2 h)	209	-8 %	320	-33 %	12,5	+79 %	
As-built	255 ± 13		377 ± 13		2,2 ± 0,2		[64]
Žíhání (300 °C - 2 h)	158 ± 9	-38 %	256 ± 10	-32 %	9,9 ± 0,4	+350 %	
As-built	220		476		5,5		[73]
Žíhání (300 °C - 2 h)	175	-20 %	290	-39 %	14,2	+158 %	
As-built	228		478		7		[72]
Žíhání (300 °C - 2 h)	168	-26 %	262	-45 %	16,3	+133 %	
As-built	228		478		7		[72]
Žíhání (330 °C - 2 h)	147	-36 %	231	-52 %	19,8	+183 %	

Z Tabulky 7 je patrný vliv teploty žíhání na mechanické vlastnosti, kdy s rostoucí teplotou v rozsahu 270–330 °C dochází k nárůstu tažnosti ve srovnání se stavem as-built, dle očekávání na úkor pevnostních charakteristik. Tomuto jevu se vymyká práce [71], ve které dochází k poklesu meze pevnosti i tažnosti, mez kluzu zůstává téměř stejná. Při teplotách blízkých 300 °C lze výraznou změnu pevnosti i tažnosti přičíst vymizení souvislého křemíkového síťoví, které bylo popsáno dříve. [74] [75] Vzhledem ke srovnatelným výsledkům u studií [72] a [73] ve stavu as-built se zdá, že je lze mezi sebou porovnávat a dá se říci, že i mechanické vlastnosti dosažené po tepelném zpracování spolu souhlasí. I v tomto případě jsou mechanické vlastnosti ve stavu as-built ovlivněny, mimo jiné, parametry tisku, jejich vliv dokládá Tabulka 20 v Příloze 1.

S výsledky uvedenými v Tabulce 7 souhlasí i Obrázek 18, vycházející ze studie [76], jehož trendy jsou opět ve shodě s další dostupnou literaturou. S narůstající teplotou

žihání v rozsahu 260–320 °C dochází k výraznému poklesu pevnosti, méně výraznému poklesu meze kluzu a výraznému nárůstu tažnosti.



Obrázek 18: Porovnání výsledků zkoušky tahem pro 3D tištěné vzorky z AlSi10Mg ve stavu as-built a po žihání při teplotách 260–320 ° [76], přeloženo pro potřeby DP

I přes to, že hliníkové slitiny na bázi Al-Si ve stavu as-built vykazují vysoké pevnostní charakteristiky, pro účely průmyslové výroby je nelze v tomto stavu použít ke konkrétním aplikacím. [58] Je to způsobeno velkým zbytkovým pnutím, které, jak již bylo uvedeno, vzniká během procesu tisku. [2] Kromě toho je také třeba počítat s heterogenní mikrostrukturou a anizotropií mechanických vlastností. Pro snížení zbytkového pnutí a případně dosažení větší rozměrové stability je dodatečné tepelné zpracování nezbytné. [58]

Na základě literární rešerše lze konstatovat, že ani informace uváděné v materiálových listech [35] [77] [78] [79], ani informace z odborné literatury [3] [13] [42] [46] nelze považovat za dostatečné pro volbu vhodných podmínek tepelného zpracování, v případě konkrétní aplikace 3D tištěných hliníkových slitin na bázi Al-Si.

2.4 Současný stav poznání o 3D tištěné slitině AlSi10Mg

Jak již bylo řečeno, slitina AlSi10Mg, s chemickým složením uvedeným v Tabulce 8, je vhodná i k výrobě dílů metodou SLM. Vzhledem ke svým již dříve zmiňovaným vlastnostem, jako je vysoká měrná pevnost a tepelná vodivost i dobrá korozní odolnost, je často používána v automobilovém a leteckém průmyslu. [26] [33]

Tabulka 8: Nominální chemické složení slitiny AlSi10Mg [80]

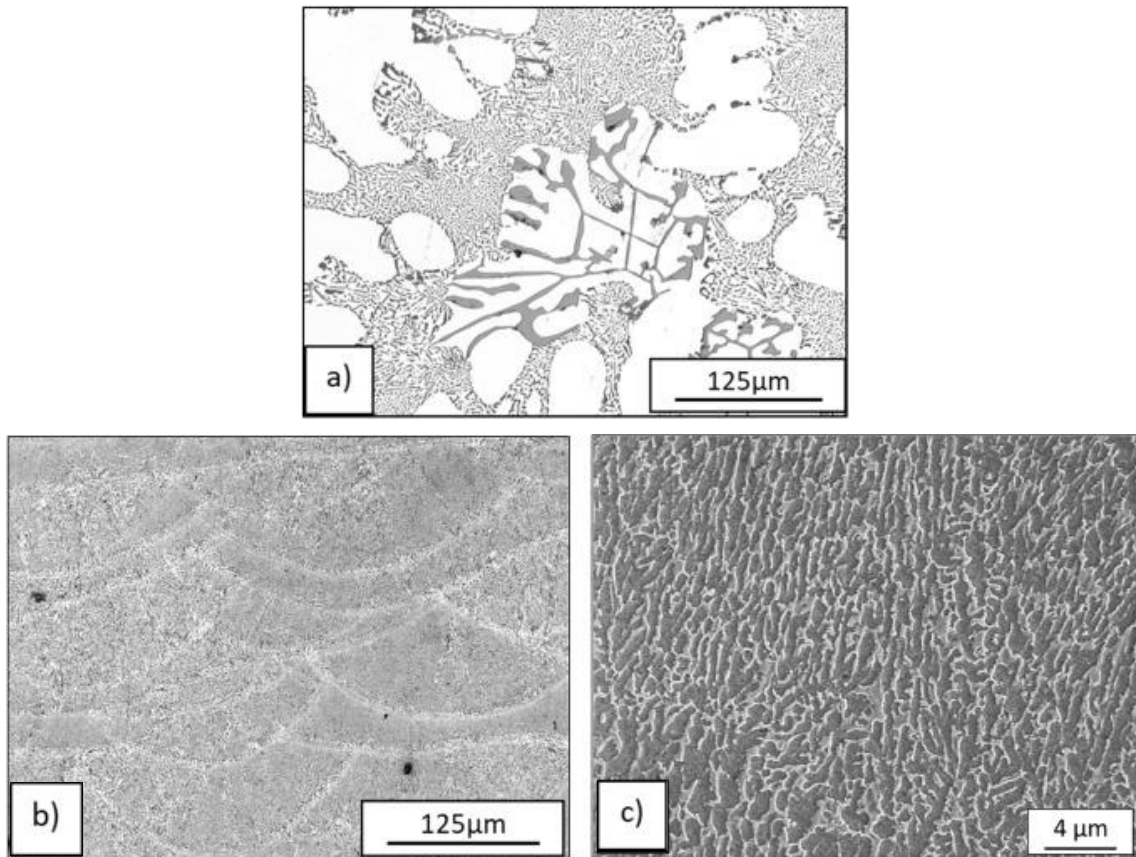
Zastoupení prvků [hm. %]												
Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Zn	Ni	Sn	Pb	Cu	Jiné		Al
										Každý	Celkem	
9	0,2											
÷	÷	max	max	max	max	max	max	max	max	max	max	Zbytek
11	0,45	0,55	0,45	0,15	0,1	0,05	0,05	0,05	0,05	0,05	0,15	

2.4.1 Mikrostruktura

Vysoká rychlost tuhnutí, které je dosahováno při výrobě slitin AlSi10Mg metodou SLM (přibližně 10^6 °C/s [81]), ve srovnání s tradičním odléváním ($<10^2$ °C/s [82]) je důvodem rozdílné mikrostruktury odlévaných a tištěných dílů. [34] [58]

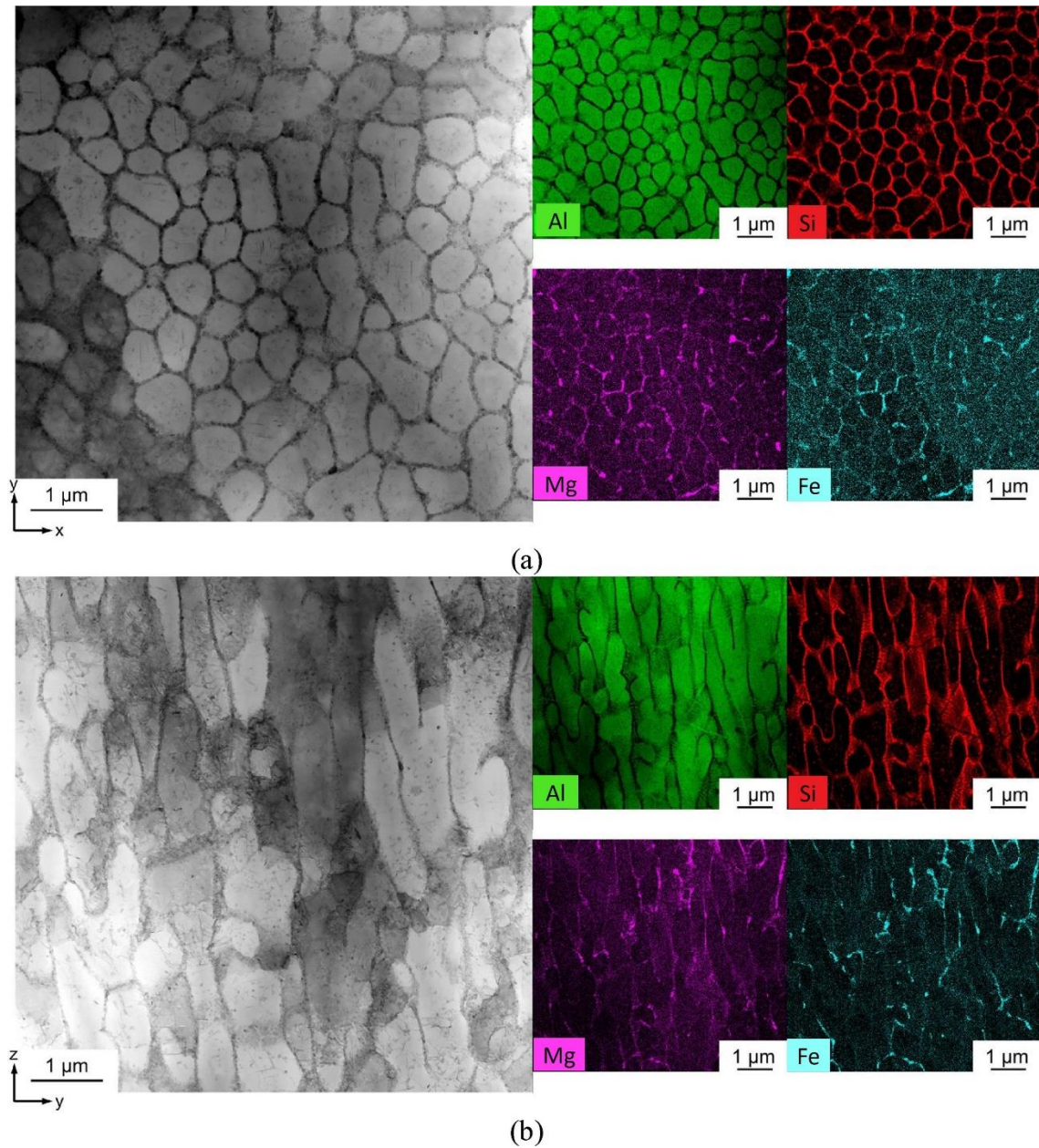
V důsledku pomalé rychlosti ochlazování v případě odlévané slitiny vzniká typická dendritická struktura. Fáze α -Al, v Obrázku 19(a) patrná jako bílé plochy, je obklopena jehličkovitými eutektickými částicemi Si. [1] [26]

Mikrostruktura vzorků vyrobených metodou SLM ve stavu as-built, uvedená na Obrázku 19(b), ukazuje, již dříve zmiňované, typické bazény s klasickým půlkruhovým profilem. [26] Detail této mikrostruktury, nacházející se uvnitř tavené lázně, je uveden na Obrázku 19(c).



Obrázek 19: a) Mikrostruktura ze SM slitiny AlSi10Mg v litém stavu, b) Mikrostruktura ze SM 3D tištěné slitiny AlSi10Mg, c) Analýza ze SEM 3D tištěné slitiny AlSi10Mg [26], upraveno pro potřeby DP

Je patrné, že na rozdíl od lité hrubé dendritické mikrostruktury se mikrostruktura vznikající při metodě SLM skládá, jak již bylo uvedeno v kapitole 2.3.3., z velice jemné metastabilní buněčné struktury složené z α -Al oblastí, které jsou odděleny spojitými hranicemi eutektika bohatého na Si (křemíkové síťoví). Kromě síťoví se křemík v takto vyráběných dílech vyskytuje i ve formě nanočástic rozmístěných v matici α -Al. EDS mapy dokládající chemické složení již popsané mikrostruktury zachycuje Obrázek 20, a to pro příčný i podélný řez. [1] [58]

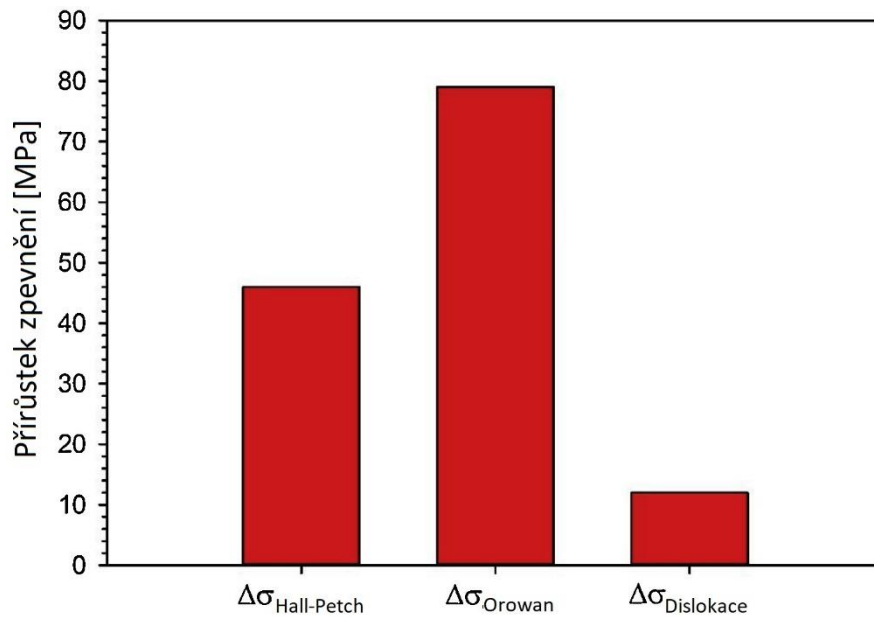


Obrázek 20: Analýza ze STEM s odpovídajícími mapami EDS slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM a) v příčném směru, b) v podélném směru [83]

2.4.2 Mechanické vlastnosti

Je známo, že s výraznou změnou mikrostruktury souvisí i odpovídající změna mechanických vlastností. Hlavní výhodou 3D tištěné slitiny AlSi10Mg ve srovnání s litou, je právě zlepšení mechanických vlastností, a to pevnosti, tvrdosti i tažnosti. [1] [34] Dle autorů [83] [84] dochází ke zvyšování pevnosti prostřednictvím Hall-Petchova

mechanismu, Orowanových smyček a dislokačním zpevněním. Velikost přírůstku jednotlivých mechanismů zaznamenává Obrázek 21.



Obrázek 21: Příspěvky jednotlivých zpevňovacích mechanismů ve slitině AlSi10Mg vyrobené metodou SLM [84]

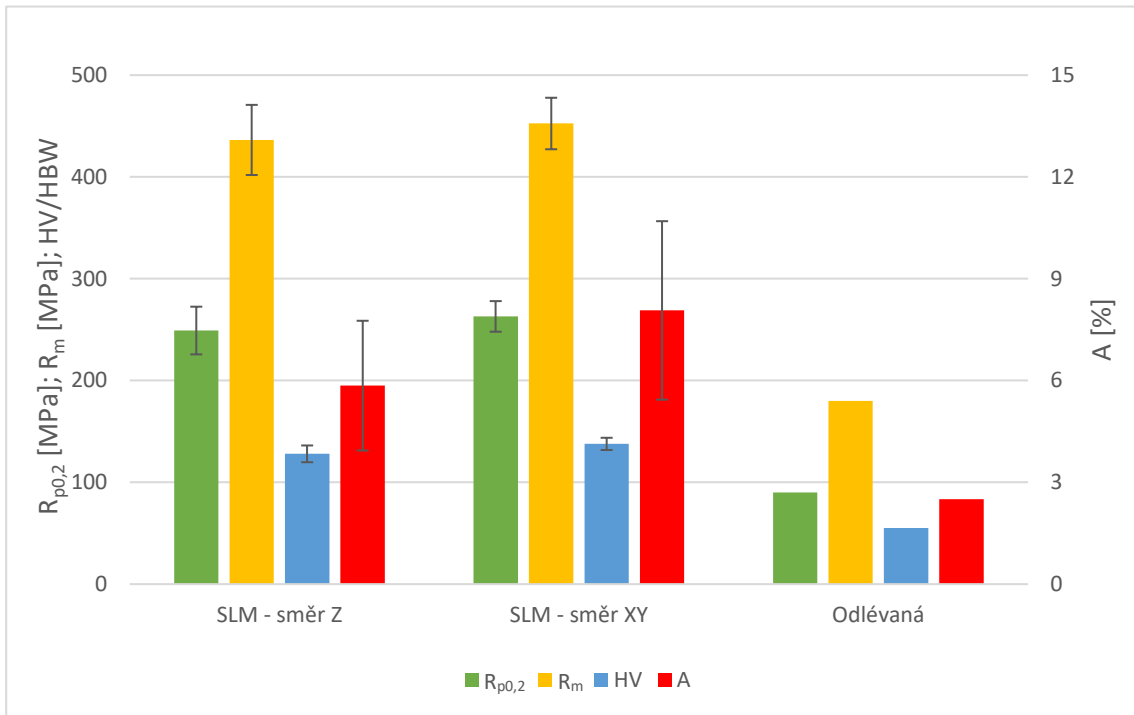
Z Obrázku 21 je patrné, že největší efekt na zpevnění má existence Si nanočástic, které brání pohybu dislokací, což popisuje Orowanův mechanismus. Křemíkové síťoví tvořící jemnou buněčnou mikrostrukturu zpevňuje sledovanou slitinu Hall-Petchovým efektem. Efekt tohoto zpevňujícího mechanismu je téměř poloviční v porovnání s Orowanovým zpevněním. Posledním a zároveň nejmenším zdrojem zpevnění v 3D tištěné slitině AlSi10Mg je dislokační zpevnění působící díky již existujícím dislokacím. [83] [84] Nicméně, autorka přeložené práce se domnívá, že absolutní hodnoty uvedených způsobů zpevnění se mohou lišit v závislosti na použitém prášku, parametrech tisku i použitém zařízení.

Je třeba připomenout, že u 3D tištěné slitiny nejsou výsledné mechanické vlastnosti zcela předvídatelné. Jak již bylo řečeno, kromě vstupního prášku závisí také na parametrech tisku. [13] Variabilitu mechanických vlastností 3D tištěné slitiny AlSi10Mg ve stavu as-built v závislosti na parametrech tisku zachycuje Tabulka 9. Je v ní zaznamenán také vliv anizotropie vlastností související se směrem tisku.

Pro přehlednost byly v tabulce uvedené hodnoty zprůměrovány a byla vypočtena směrodatná odchylka, tyto hodnoty jsou uvedeny ve sloupcovém grafu v Obrázku 22. Autorka předložené práce si je vědoma skutečnosti, že průměrovat uvedené mechanické vlastnosti je ze statistického hlediska nevhodné, vzhledem k použití různých parametrů tisku, strojů i prášků. Nicméně, pro pochopení míry variability technologie 3D tisku (SLM) v návaznosti právě na parametry tisku je to názorné. Pro ucelení informací a pochopení vlivu mikrostruktury na výsledné mechanické vlastnosti je sloupcový graf v Obrázku 22 doplněn o hodnoty pro slévarenskou slitinu.

Tabulka 9: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built v závislosti na procesních parametrech uvedených v dostupné literatuře

R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HV	Směr tisku	Předehřev tiskové palety [°C]	Parametry SLM procesu				Zdroj
						Výkon laseru [W]	Rychlost skenování [mm/s]	Skenovací mezery [μm]	Tloušťka vrstvy [μm]	
268	333	1,4	125	-	-	200	570	130	25	[61]
264	452	8,6	-	Z	80	370	1300	190	30	[26]
247	482	6,5	-	XY						
287	413	5,5	132	Z	150	350	1150	170	50	[54]
271	419	4,1	146	XY						
226	429	4	115	Z	165	370	1300	190	30	[55]
269	418	7,8	132	XY						
255	377	2,2	-	Z	-	350	500	170	50	[64]
276	403	6,4	122	Z	-	275	1600	-	30	[66]
237	463	7,6	137	Z	80	300	1000	130	40	[67]
274	457	12,4	141	XY						
228	478	7	-	Z	35	370	1300	190	30	[72]
238	464	10,1	-	XY						
220	476	5,5	134	Z	-	380	-	100	30	[73]
279	475	7,5	132	XY						



Obrázek 22: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built ve směřech XY a Z, zpracováno na základě literární rešerše (Tabulka 9), doplněno o vlastnosti odlévaného ekvivalentu [80]

Zde je důležité upozornit na skutečnost, že mechanické vlastnosti slitiny odlévané jsou ovlivněny způsobem lití, v Obrázku 22 jsou použity pouze hodnoty, jakých je dosahováno u gravitačního lití do kovové formy. Jedná se o minimální hodnoty uvedené v normě ČSN EN 1706. [80] Nicméně pro doklad rozdílu mechanických vlastností mezi 3D tištěnou a litou slitinou je toto porovnání dostačující.

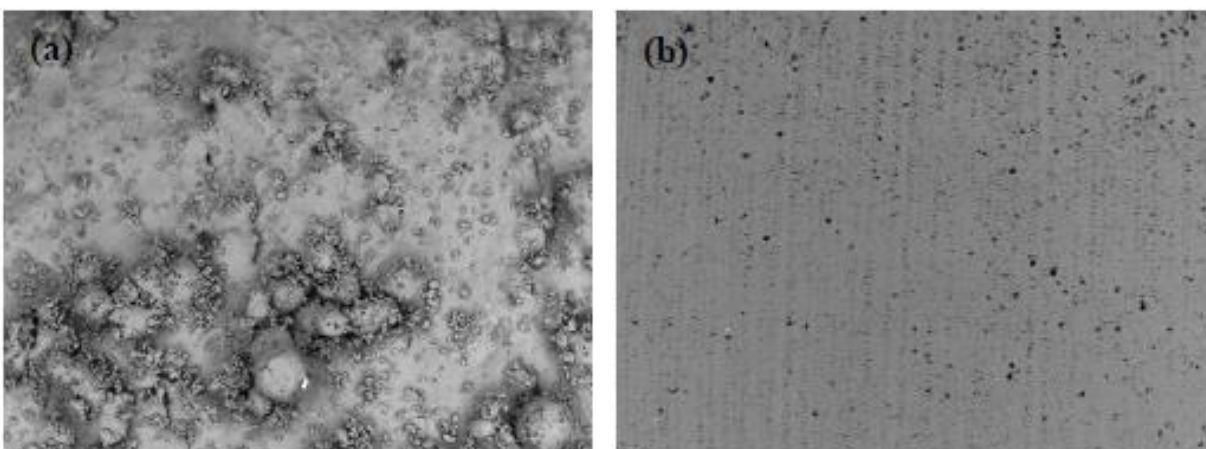
Obrázek 22 dokládá již dříve zmiňované zlepšení mechanických vlastností slitiny po 3D tisku ve srovnání s odlévanou formou. Z porovnání směřodatných odchylek v případě 3D tištěné slitiny je třeba upozornit na velký rozptyl uváděných hodnot v případě tažnosti. Lze předpokládat, že právě jemné odlišnosti v technologických parametrech výroby jsou důvodem této velké směřodatné odchylky.

2.4.3 Únavové vlastnosti

Je známo, že pro aplikace v průmyslu jsou únavové vlastnosti zásadním parametrem při volbě materiálu. Odhaduje se, že přibližně 90 % technických poruch souvisí právě s únavou. [85] [86]

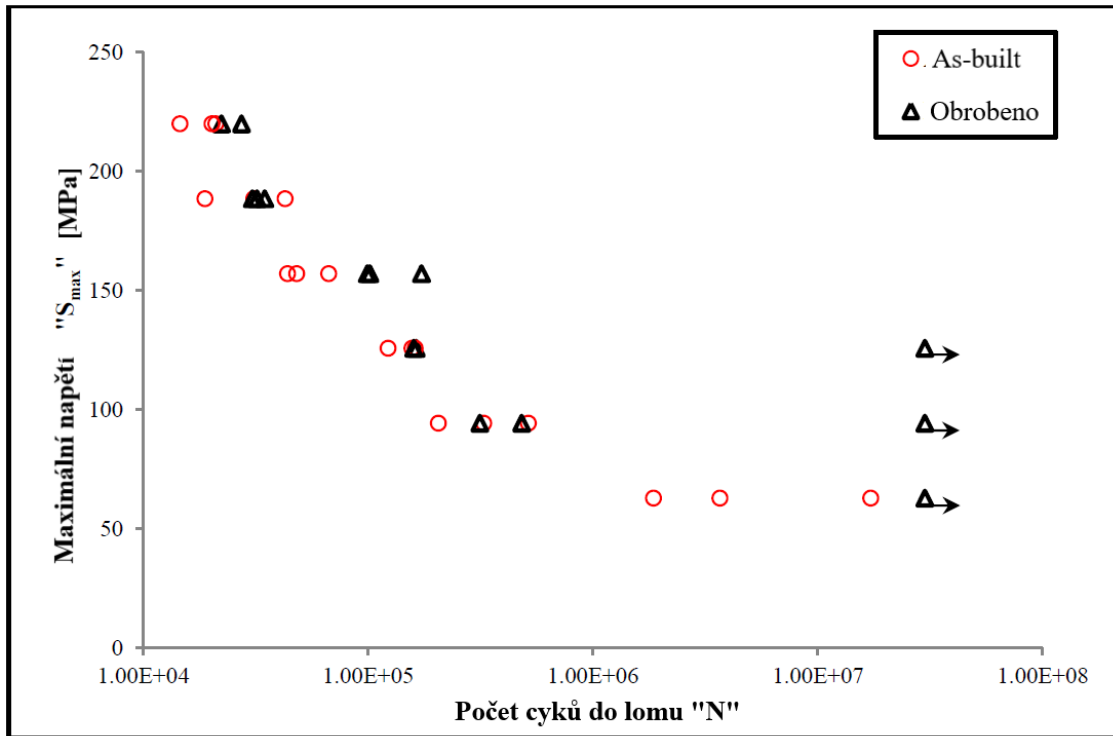
Jak již bylo řečeno v kapitole 2.3.1, na vzorcích z AlSi10Mg vyráběných metodou SLM byly pozorovány povrchové vady, tzv. balling a satelity. [13] Autoři [86] předpokládají, že tyto povrchové defekty přispívají ke snížení únavové životnosti dílů vyrobených metodou SLM. V dostupné literatuře [54] [87] lze najít konstatování, že odezva na únavové chování vzorků ze sledovaného materiálu je kromě drsnosti povrchu a zmíněných povrchových defektů výrazně ovlivňována také podpovrchovými defekty (póry). Tyto defekty jsou pro únavovou životnost zvláště kritické, protože fungují jako nukleační místa pro počínající únavové trhliny. Počet a velikost uvedených defektů, které se ve vzorcích vyskytují, ovlivňuje několik faktorů, mezi které patří například předehřev platformy, strategie skenování, parametry procesu, ale také směr tisku dílu. [54] Jak již bylo řečeno v kapitole 2.3.1, vliv na výslednou pórovitost mohou mít také použítá tepelná zpracování [25] [27].

Obrábění aplikované ke zlepšení drsnosti povrchu odstraňuje výše zmíněné povrchové vady charakteristické pro díly vytvořené metodou SLM, jak je vidět na Obrázku 23. Na obrobeném povrchu (Obrázek 23(b)) jsou viditelné stopy po obrábění, ale také některé malé podpovrchové póry, které byly odhaleny obráběním.



Obrázek 23: Morfologie povrchu vzorku ze slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem a) ve stavu as-built, b) po obrobení [86]

Wöhlerova křivka pro AlSi10Mg ve stavu as-built a po obrobení je na Obrázku 24.



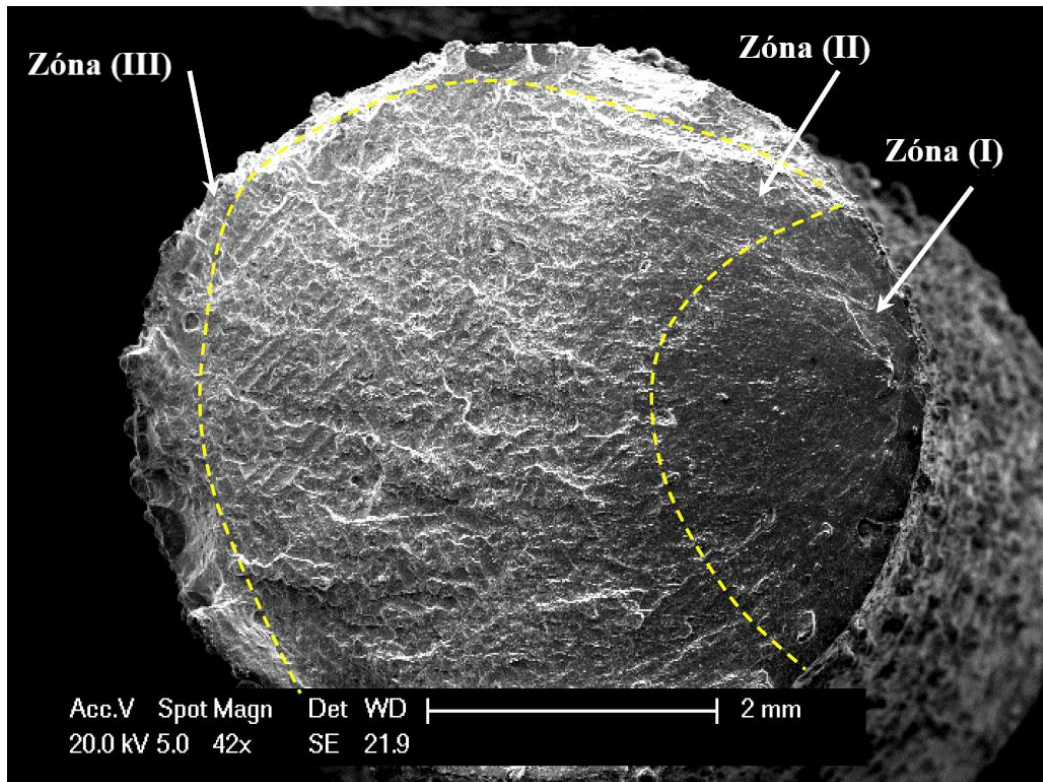
Obrázek 24: Vliv obrábění na únavové chování slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem [86], přeloženo pro potřeby DP

Z Obrázku 24 je patrné, že naměřené hodnoty vykazují poměrně velký rozptyl, který je, jak vysvětluje dostupná literatura [54], dán hlavně různou velikostí a uspořádáním kritických defektů. Se zvětšujícím se množstvím a velikostí defektů se zvětšuje také pravděpodobnost poruchy při cyklickém zatěžování. [88]

Existují tvrzení [89], že únavová životnost vzorků vyrobených SLM ve stavu as-built je nižší než u leštěných vzorků. Vliv obrábění a leštění na únavové vlastnosti sledovaného materiálu hodnotila studie [27]. Výsledky této studie ukazují, že odolnost proti únavě vzorků obrobených a leštěných byla prakticky stejná. Na Obrázku 24 je vidět, že ani v tomto případě obrobení vzorků zásadně nezvýšilo únavovou životnost.

Je důležité poznamenat, že výše zmíněné studie [27] [86] [89] používaly odlišná zařízení, prášky i parametry tisku, které mohou vést k odlišným úrovním porozity ve vyrobených vzorcích. Přesto se zdá, že vliv integrity povrchu na únavové chování sledovaného materiálu je méně významný, než jaký mají podpovrchové defekty. Lze tedy předpokládat, že kvalita povrchu vzorků pravděpodobně není hlavním faktorem z hlediska výsledků únavové životnosti. [86]

Výsledky zkoušky únavy jsou obvykle doplněny fraktografickou analýzou únavových lomů. Je známo, že v rámci únavového lomu existují tři hlavní zóny (Obrázek 25). Zóna (I) je oblast, ve které se trhlinka nukleuje a pomalu roste, obvykle zaujímá menší část povrchu ve srovnání s dalšími dvěma fázemi porušení. Zóna (II) je oblast rovnoměrného šíření trhlinky a poslední zóna (III) je místem konečného lomu. [27] [85]



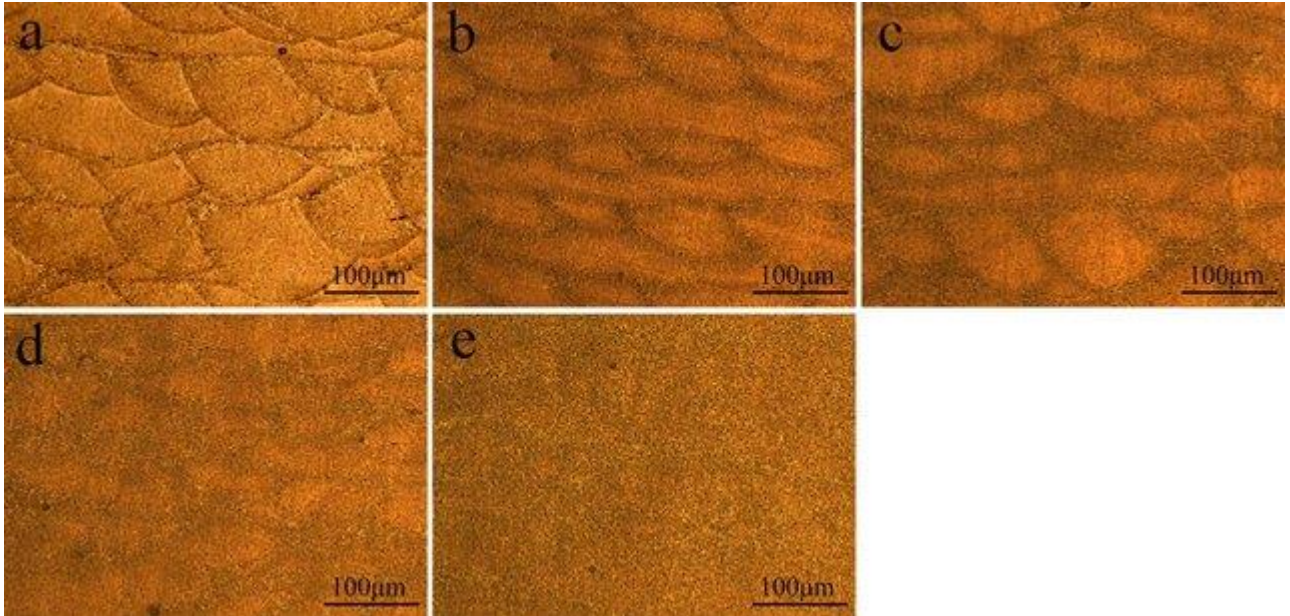
Obrázek 25: Fraktografie únavového lomu as-built vzorku ze slitiny AlSi10Mg vyrobeného metodou SLM [86], přeloženo pro potřeby DP

Obecně se autoři v dostupné literatuře shodují, že místem nukleace únavového lomu je pór.

2.4.4 Tepelné zpracování

Vzhledem k tomu, že se předložená diplomová práce zabývá pouze žháním při středních teplotách, které se u slévarenské slitiny AlSi10Mg nepoužívá, bude následující text vztažen pouze ke slitině 3D tištěné.

Jak již bylo uvedeno v kapitole 2.3.3, výsledný efekt žíhání při středních teplotách na slitinu AlSi10Mg vyrobenou 3D tiskem je výrazně ovlivněn použitou teplotou (200-400 °C). [3] Toto tvrzení dokládá pro sledovaný materiál Obrázek 26, na kterém jsou zaznamenány mikrostruktury ze SM ve stavu as-built a po čtyřech režimech žíhání s teplotami mezi 260 °C a 320 °C a výdrží vždy 2 hodiny.

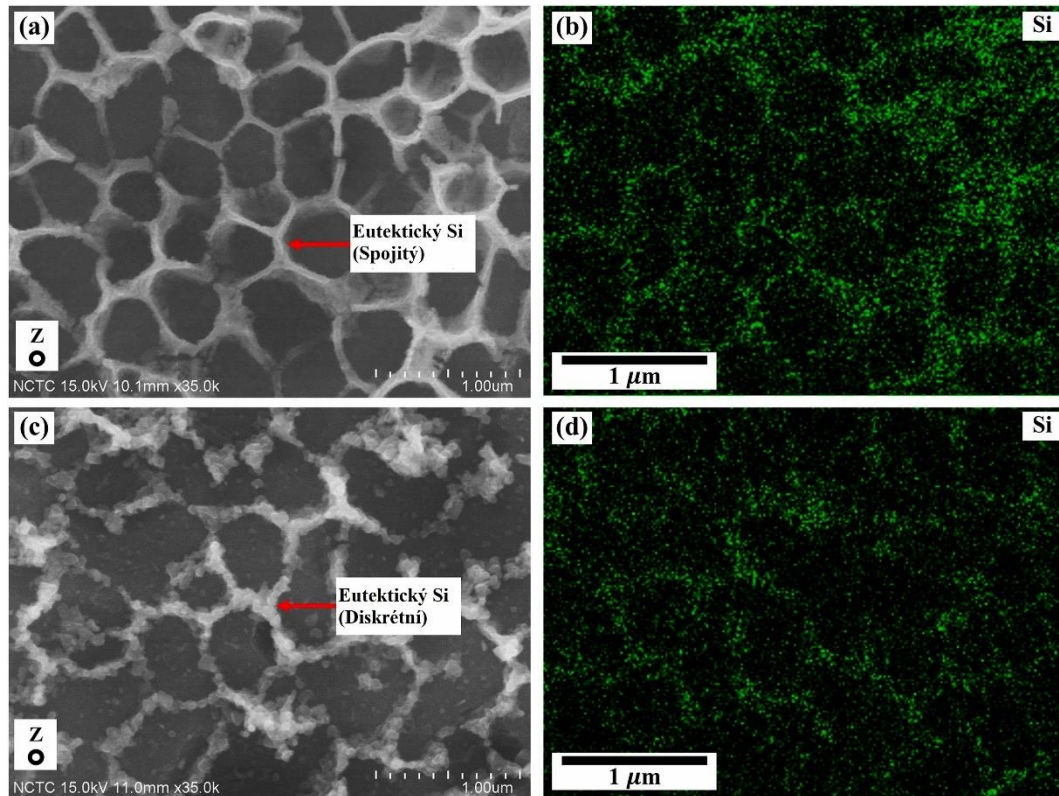


Obrázek 26: Mikrostruktura ze SM vzorků z AlSi10Mg vyrobených metodou SLM a) ve stavu as-built a po žíhání po dobu 2 hodin při b) 260 °C, c) 280 °C, d) 300 °C, e) 320 °C [76]

Z Obrázku 26 je patrné, že hranice jednotlivých tavných lázní s rostoucí teplotou žíhání postupně mizí. Při teplotě 320 °C (Obrázek 23(e)) hranice původních tavných lázní zcela zanikají. Pro zjištění důvodu postupného mizení hranic je třeba pochopit děje, které jsou pozorovatelné při větším zvětšení.

Bylo zjištěno, že při tomto tepelném pracování dochází ke dvěma jevům. V první řadě, žíhání způsobí precipitaci nanočástic Si z α -Al matrice a jejich postupné hrubnutí. Druhý jev popisuje ztenčování a rozpad křemíkového síťoví na diskrétní křemíkové částice. S rostoucí teplotou žíhání obecně dochází k růstu velikosti částic Si a poklesu jejich množství. [27] [71] [76]

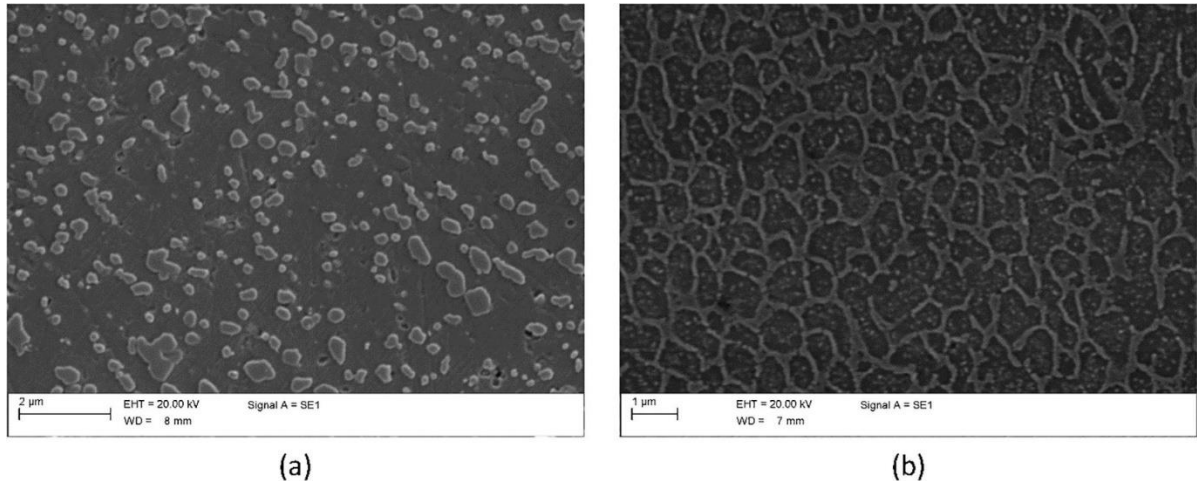
Příkladem práce, která hodnotí výslednou mikrostrukturu a vlastnosti sledované slitiny při teplotě blíží se spíše spodní hranici používaného teplotního rozsahu je studie [71]. V této práci autoři podrobili studovanou slitinu žíhání při teplotě 270 °C po dobu 1,5 hodiny. Výsledky analýzy ze SEM s EDS mapami jsou zachyceny na Obrázku 27.



Obrázek 27: Analýza ze SEM slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem a) ve stavu as-built, c) po žíhání při 270 °C; k tomu odpovídající mapy EDS křemíku a) ve stavu as-built, c) po žíhání při 270 °C [71], přeloženo pro potřeby DP

Z Obrázku 27 je patrný již zmiňovaný rozpad křemíkového síťoví a růst křemíkových částic. Obecně by tyto postupné změny struktury měly mít za následek, jak již bylo řečeno, snížení meze kluzu a meze pevnosti a zvýšení tažnosti. Skutečný vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti sledovaného materiálu je uveden v kapitole 2.3.3 v Tabulce 7, která byla vytvořena na základě literární rešerše.

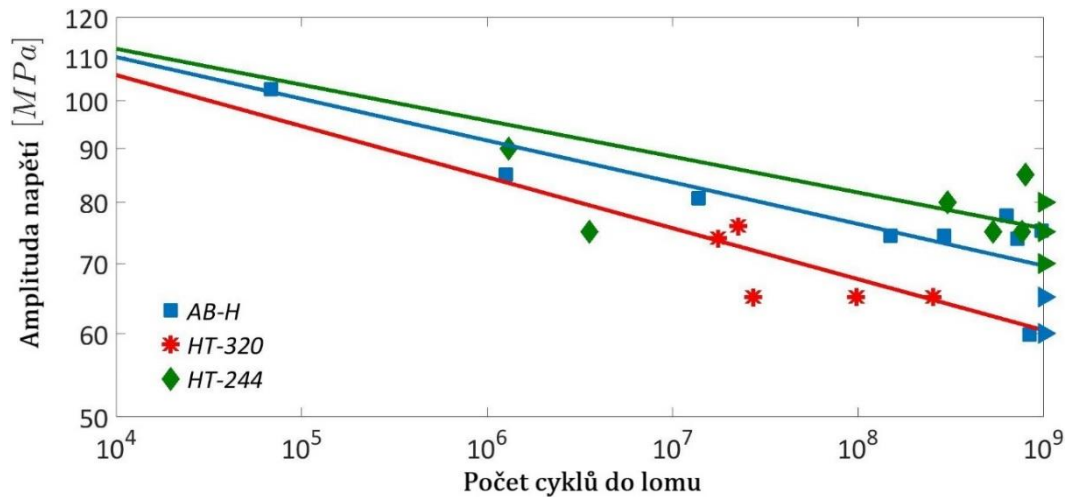
Práce [54] hodnotí mikrostrukturu a mechanické vlastnosti sledovaného materiálu po žíhání po dobu 2 hodin při dvou výrazně rozdílných teplotách, a to 244 °C a 320 °C. Analýzu ze SEM získanou po těchto režimech tepelného zpracování zachycuje Obrázek 28.



Obrázek 28: Analýza ze SEM slitiny AlSi10Mg po žíhání po dobu 2 hodin při a) 320 °C, b) 244 °C [54]

Z Obrázku 28 je jasně patrný výrazní rozdíl v úrovni rozpadu křemíkového sítěv i množství a velikosti vznikajících křemíkových částic. Dle autorů [54] tepelné zpracování při 244 °C umožnilo odstranit zbytková pnutí a zároveň udržet přijatelnou pevnosti tím, že udržuje křemíkovou síť prakticky neporušenou a vyvolává precipitaci Mg_2Si . Naproti tomu žíhání při 320 °C indukuje výraznější snížení pevnosti v důsledku porušení a sferoidizace křemíkové sítě.

Předložená studie [54], mimo jiné, hodnotí také únavové chování sledovaného materiálu po žíhání při výše uvedených teplotách. Výsledné hodnoty jsou zaznamenány na Obrázku 29.



Obrázek 29: Wöhlerovy křivky slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built a po žíhání při 244 °C a 320 °C [54], přeloženo pro potřeby DP

Na Obrázku 29 lze pozorovat dvě skutečnosti. Zaprvé již zmiňovaný velký rozptyl naměřených hodnot, který s největší pravděpodobností souvisí s různou porozitou použitých vzorků. Za druhé se zdá, že zatímco teplota žíhání 244 °C způsobuje mírné zvýšení únavové životnosti ve srovnání se stavem as-built, teplota 320 °C ji mírně snižuje. V souladu s tím jsou i výsledky studií [27] [85], hodnotící vliv žíhání při teplotě 300 °C na únavovou životnost. Nelze tedy s obecně říci, zda tepelné zpracování při středních teplotách snižuje únavovou životnost. Je třeba posuzovat konkrétní žíhací teploty a doby výdrže, jejich vliv na mikrostrukturu a defekty vznikající při výrobě dílů metodou SLM. Tato problematika není v dostupné literatuře zatím dostatečně prostudována.

Zde je třeba upozornit na skutečnost, že předložená práce [54] je jediná, která zmiňuje teplotu žíhání 244 °C, a to pro vzorky tištěné v horizontálním směru. Autorka nedohledala jinou studii, která by se vlivem žíhání při 240 °C zabývala, i přes to, že se jedná o teplotu doporučenou výrobcem prášku ConceptLaser. [90]

Na základě literární rešerše je možno říci, že předložená diplomová práce se věnuje hodnocení vlivu žíhání při středních teplotách na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti materiálu AlSi10Mg vyrobeného metodou SLM při unikátní kombinaci parametrů žíhání. Je totiž hodnocen z hlediska teplot žíhání, výdrže i způsobu ochlazování, jak bude vysvětleno dále v experimentální části. Kromě předchozích diplomových prací [91] [92], zpracovaných na fakultě strojní, se takto komplexně sledované problematice nevěnoval žádný samostatný článek z dostupné literatury.

3 Experimentální část

3.1 Příprava vzorků

V rámci experimentální části jsou zjišťovány vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem. Jako vstupní materiál byl použit prášek od firmy Concept Laser GmbH s chemickým složením uvedeným v Tabulce 10. Zde je třeba zmínit, že chemické složení se od toho uvedeného v teoretické části (kapitola 2.4, Tabulka 8) liší pouze v maximálním obsahu mědi.

Tabulka 10: Chemické složení prášku CL31 AL (AlSi10Mg) od firmy Concept Laser [90]

Zastoupení prvků [hm. %]											
Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Cu	Zn	C	Ni	Pb	Sn	Al
9	0,2										
÷	÷	max	max	max	max	max	max	max	max	max	Zbytek
11	0,45	0,55	0,45	0,15	0,1	0,1	0,05	0,05	0,05	0,05	

Pro aditivní výrobu byla použita metoda DMLM (Direct metal laser melting), jak již bylo řečeno v kapitole 2.3, jedná se o metodu shodnou s metodou SLM. V souladu s teoretickou částí je označení SLM používáno v práci i nadále. Samotný tisk probíhal na tiskárně Concept Laser M2 na ústavu technologie obrábění, projektování a metrologie na fakultě strojní ČVUT v Praze. Všechny vzorky byly tištěny ve vertikálním směru (směr Z) v ochranné dusíkové atmosféře s parametry tisku uvedenými v Tabulce 11.

Tabulka 11: Procesní parametry použité na tisk vzorků ze slitiny AlSi10Mg

	Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Tloušťka vrstvy [μm]	Spot size [μm]
Povrch	200	800	25	140
Objem	370	1400	50	190
Podpory	200	1600	50	50

Vzorky byly tištěny ve dvou stavbách, za použití stejného prášku i parametrů tisku. V rámci první stavby byly připraveny vzorky pouze na zkoušku tahem. Celkem 25 vzorků bylo rozděleno do pěti skupin po pěti, přičemž jedna skupina zůstala ve stavu as-built a další 4 skupiny prošly čtyřmi různými režimy tepelného zpracování (Tabulka 12).

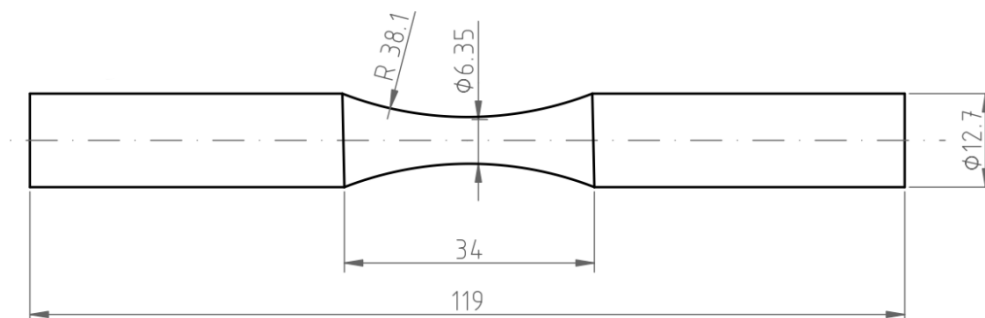
Tabulka 12: Parametry tepelných zpracování použitých na vzorky ze slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Označení	Specifikace tepelného zpracování
AB	Bez tepelného zpracování
T	Ohřev na 240 °C za 1 hodinu, výdrž 6 hodin, chladnutí v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě
Z	Ohřev na 240 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny, chladnutí v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě
P	Ohřev na 300 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny, chladnutí v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě
E	Ohřev na 300 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny, chlazení do vody

Režim T je doporučený výrobcem v materiálovém listu. [90] Zde je třeba upozornit na skutečnost, že doba žíhání je v tomto případě výrazně delší než doba žíhání uváděná v prostudované dostupné literatuře. Z toho důvodu byl jako další zvolen režim Z při stejné teplotě ale s kratší dobou žíhání ve srovnání s režimem T. U režimu P byla zvolena vyšší teplota a to 300 °C, přičemž proces ochlazování zůstává stejný jako u předchozích režimů. Režim E je z hlediska žíhací teploty srovnatelný s režimem P, ale byla použita odlišná rychlost ochlazování ze žíhací teploty.

Po případném tepelném zpracování byly vzorky obrobena do tvaru krátké zkušební tyče o průměru 8 mm pro zkoušku tahem dle normy ČSN EN ISO 6892-1.

Ve druhé stavbě bylo vytištěno celkem 30 vzorků pro zkoušku únavy a 15 vzorků na zkoušku tahem. Vzorky určené na zkoušku únavy zůstaly ve stavu as-built, byly pouze obrobena do požadovaného tvaru (Obrázek 30) dle normy ASTM E606/E606M-12 [93].



Obrázek 30: Zkušební těleso pro zkoušku únavy dle normy ASTM E606/E606M-12 [93]

Vzorky na zkoušku tahem byly rozděleny do tří skupin po pěti vzorcích, přičemž jedna skupina zůstala ve stavu as-built a další dvě prošly zpracováními T a Z (Tabulka 12). Důvod opakované přípravy vzorků pro zkoušku tahem v rámci druhé stavby bude vysvětlen v kapitole 4.1.1. Všechny vzorky na zkoušku tahem byly po případném tepelném zpracování obrobeny, stejně jako v předchozí stavbě, do tvaru krátké zkušební tyče o průměru 8 mm dle normy ČSN EN ISO 6892-1.

Ve všech případech byly vzorky pro jednotlivé stavy vybírány z různých míst na paletě tak, aby byl eliminován vliv polohy na výsledné vlastnosti sledovaného materiálu.

3.2 Popis experimentu

Dále je experiment popisován odděleně pro první a druhou stavbu.

3.2.1 Experiment pro vzorky ze stavby 1

U všech vzorků byla provedena zkouška tahem dle normy ČSN EN ISO 6892-1 na zkušebním stroji INSTRON 6892-1 s maximální zátěžnou silou 100 kN a rychlostí posuvu 5 mm/min. Byla vyhodnocena hodnota meze pevnosti R_m , smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ a tažnosti A , a to pro všechny sledované stavy (as-built a 4 režimy žíhání). Vždy byla stanovena průměrná hodnota a dopočtena směrodatná odchylka.

Po zkoušce tahem následovala fraktografická analýza pomocí světelné mikroskopie na stroji Olympus DSX1000 a dále na elektronovém mikroskopu JEOL JSM-7600F.

Z hlav tyčí pro zkoušku tahem byly nařezány vzorky v příčném i podélném směru, na kterých byla provedena metalografická analýza. Vzorky byly fixovány zalisováním do vodivé lisovací hmoty Leco conductotherm 3000, dále broušeny na brusných papírech o zrnitosti p280-p4000 a poté leštěny pomocí koloidního SiO_2 . Následovalo leptání vzorků ve směsi Keller (1 % kyselina fluorovodíková, 1,5 % kyselina chlorovodíková, 2,5 % kyselina dusičná, 95 % destilovaná voda) po dobu 15 vteřin pro odstranění brusných částic z povrchu vzorku. Odůvodnění tohoto kroku je uvedeno v práci [91]. Po následném přeleštění byla na světelném mikroskopu NEOPHOT 32 hodnocena čistota

vzorků a na stroji Olympus DSX1000 proběhlo hodnocení pórovitosti. Pro zviditelnění struktury byly vzorky leptány dalších 10 sekund směsí Keller. Mikrostruktura byla opět sledována na mikroskopu NEOPHOT 32. U vybraných zástupců následovala podrobnější analýza na skenovacím elektronovém mikroskopu a analýza chemického složení metodou EDS.

Posledním krokem bylo měření tvrdosti dle Vickerse na automatickém tvrdoměru Struers DURAMIN-40 dle normy ČSN EN ISO 6507-1. Tvrdost byla měřena na metalografických výbrusech, konkrétně na příčném řezu, zátěžnou silou 1 kp po dobu 10 sekund. U každého vzorku bylo vytvořeno 10 vtisků, ze kterých byla vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

3.2.2 Experiment pro vzorky ze stavby 2

U stavby 2 byla provedena zkouška tahem stejně jako u stavby 1 a vyhodnoceny stejné parametry, zkouška však z provozních důvodů probíhala na jiném experimentálním zařízení (univerzální trhací stroj ZWICK Z250 kN) než v případě vzorků ze stavby 1.

Pro zkoušku únavy bylo, na základě literární rešerše, zvoleno 10 hodnot zatížení. Zkouška probíhala na vysokofrekvenčním únavovém stroji LabTest 6.25H.8.01.1 při použití frekvence 15 Hz. Pro každou z hodnot zatížení byly stanoveny hodnoty počtu cyklů do lomu N_f , a to minimálně u 2 vzorků. Případné další počty vzorků budou vysvětleny dále v kapitole 4. Byly sestrojeny závislosti zatížení σ_a na počtu cyklů do lomu N_f (Wöhlerova křivka).

Fraktografická analýza byla stejně jako u Stavby 1 provedena na světelném mikroskopu Olympus DSX1000, pro zvýraznění reliéfu bylo v tomto případě použito tmavé pole.

U vybraných vzorků bylo po zkoušce únavy provedeno měření tvrdosti HV1 na automatickém tvrdoměru Struers DURAMIN-40 dle normy ČSN EN ISO 6507-1. Tyto vzorky po zkoušce únavy byly osově rozříznuty a jedna polovina byla dále standartním metalografickým způsobem fixována, broušena a leštěna.

4 Výsledky a jejich diskuse

Kapitola je dále psána tak, jak jednotlivé experimenty postupovaly a komentována, stejně jako v popisu experimentu, pro každou stavbu zvlášť.

4.1 Výsledky pro vzorky ze stavby 1

4.1.1 Zkouška tahem a tvrdosti

Z výsledků zkoušky tahem byly stanoveny průměrné hodnoty meze pevnosti R_m , meze kluzu $R_{p0,2}$ i tažnosti A , včetně směrodatných odchylek pro všechny sledované stavy.

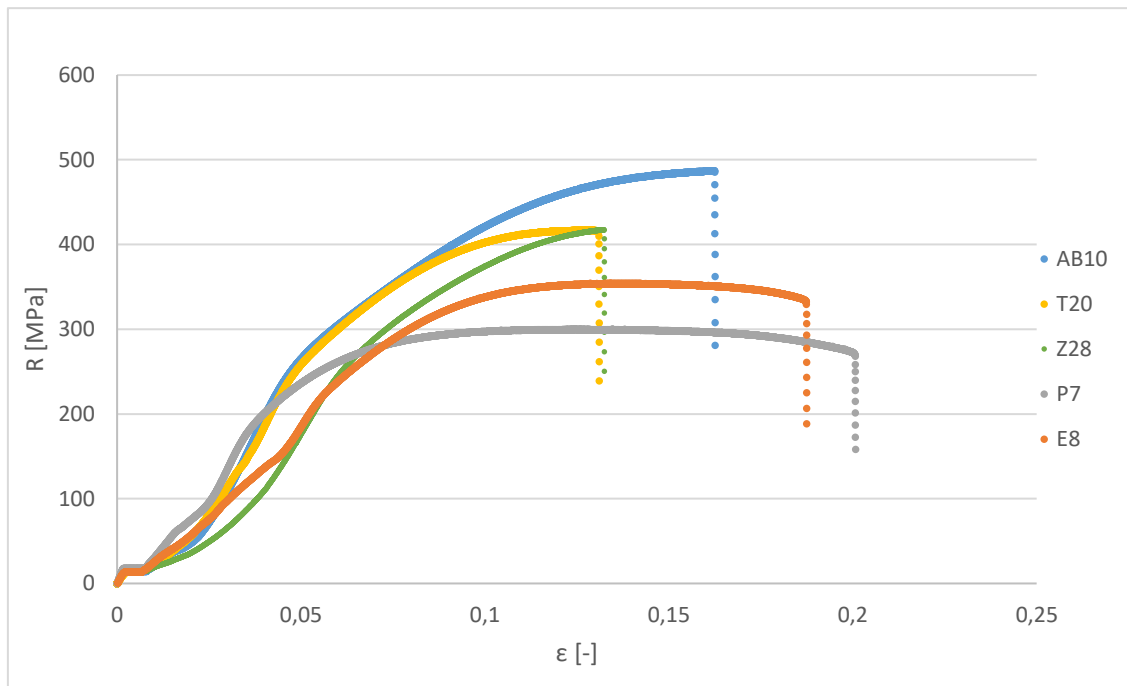
Zde je třeba upozornit na skutečnost, že dva vzorky ve stavu as-built byly při zkoušce tahem porušeny v oblasti upínací hlavy, ačkoli nedošlo k chybnému zajištění v čelistech. Výsledky z těchto dvou zkoušek nebyly do dalšího vyhodnocování použity. Lze předpokládat, že důvodem tohoto nestandardního průběhu zkoušky tahem může být výskyt výrazného strukturního vrubu v hlavové části zkušební tyče v kombinaci s vysokým vnitřním napětím, které je charakteristické pro stav as-built. [2]

Tabulka 13 zaznamenává výsledky zkoušky tahem včetně relativních změn výsledných hodnot pro jednotlivá tepelná zpracování vůči stavu as-built, vypočtené podle vzorce (1).

Tabulka 13: Výsledné hodnoty ze zkoušky tahem a tvrdosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Stav	$R_{p0,2}$ [MPa]	Relativní změna	R_m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna	HV1	Relativní změna
AB	264 ± 10		488 ± 1		8,3 ± 1,0		128 ± 2	
T	258 ± 8	-2 %	415 ± 3	-15 %	6,1 ± 0,8	-27 %	114 ± 1	-11 %
Z	259 ± 3	-2 %	417 ± 2	-15 %	5,5 ± 0,7	-34 %	115 ± 1	-10 %
P	195 ± 8	-26 %	296 ± 5	-39 %	16,6 ± 0,8	+100 %	86 ± 2	-33 %
E	231 ± 6	-13 %	354 ± 4	-27 %	10,7 ± 1,6	+29 %	102 ± 2	-20 %

Pro vzorky, které v daném stavu vykazovaly průměrnou pevnost, byly z výsledků zkoušky tahem stanoveny smluvní diagramy (Obrázek 31).



Obrázek 31: Smluvní tahové diagramy zástupců jednotlivých stavů slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Z výsledků zkoušky tahem je patrné, že nejvyšších pevnostních charakteristik je, dle očekávání, dosahováno ve stavu as-built. Ačkoli zjištěná mez pevnosti ve stavu as-built přibližně odpovídá hodnotě uvedené v práci [76], vzhledem k pevnosti uvedené pro tento stav v Obrázku 22 (kapitola 2.4.2), je mírně vyšší. Stejně tak tažnost se zdá být vyšší, než jakou uvádí dostupná literatura (Obrázek 22) pro vzorky tištěné ve směru Z.

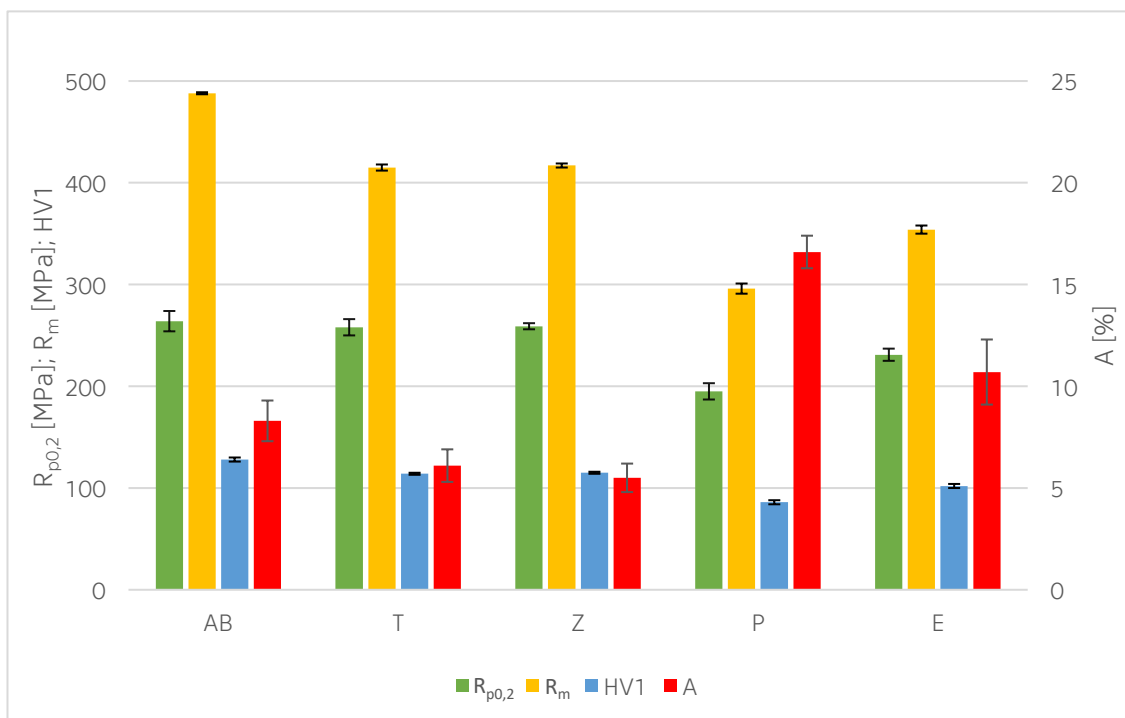
Na základě dosažených výsledků lze konstatovat, že žíhání při teplotách 240 °C a 300 °C, aplikované na sledovaný materiál, vždy snižuje pevnostní charakteristiky ve srovnání se stavem as-built. Pro toto zjištění nelze v dostupné literatuře najít oporu pro teplotu 240 °C. Nejbližší teplota k sledované teplotě 240 °C/2 hodiny je teplota 244 °C/2 hodiny, která byla použita ve studii [54]. V této studii však vzorky byly tištěny v odlišném (horizontálním) směru, než jsou vzorky použité v předložené práci. Nicméně, výsledky v práci [54] prokázaly zmiňovaný pokles pevnostních charakteristik po žíhání při teplotě 244 °C.

Režim Z (240 °C/6 hodin) nevykazuje oproti režimu T (240 °C/2 hodiny) žádné výrazné rozdíly v dosažených mechanických vlastnostech. Zdá se tedy, že doba výdrže na žíhací teplotě 240 °C nemá na sledované vlastnosti vliv.

U těchto režimů (T a Z) je také překvapivý pokles tažnosti ve srovnání se stavem as-built, který je v rozporu s předchozími diplomovými pracemi [91] [92]. Ovšem, obdobně jako v předložené diplomové práci, i autoři studie [54] zaznamenali pokles tažností po aplikaci žíhání při teplotě 244 °C/2 hodiny. Tento nesoulad byl důvodem provedení kontrolního měření zkoušky tahem vzorků z druhé stavby s tepelným zpracováním T i Z.

U režimů P a E s teplotou žíhání 300 °C dochází k výraznějšímu poklesu meze kluzu i meze pevnosti a nárůstu tažnosti ve srovnání se stavem as-built. Čím je toto způsobeno, bude vysvětleno dále na základě metalografické analýzy. Pokles pevnostních charakteristik a nárůst tažností je v souladu dostupnou literaturou (kapitola 2.3.3, Tabulka 7), i když se míra těchto změn v rámci jednotlivých studií liší. Jak již bylo několikrát uvedeno, je to pravděpodobně dáno variabilitou parametrů tisku.

Tabulka 13 je kromě výsledků ze zkoušky tahem doplněna o hodnoty tvrdosti dle Vickerse. Pro přehlednost jsou všechny průměrné hodnoty sledovaných charakteristik včetně směrodatných odchylek z Tabulky 13 vyneseny do sloupcového grafu na Obrázku 32.



Obrázek 32: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM po sledovaných režimech tepelného zpracování v porovnání se stavem as-built

Z Obrázku 32 je patrné, že změny pevnostních charakteristik jsou v dobrém souladu se změnami tvrdostí, při poklesu pevnostních charakteristik dochází také k poklesu tvrdostí. Hodnota tvrdosti ve stavu as-built odpovídá hodnotám uváděným v dostupných studiích, viz Obrázek 22.

Pokles tvrdosti při tepelném zpracování T i Z odpovídá hodnotě zjištěné v práci [54] hodnotící vliv žíhání při 244 °C/2 hodiny. Autoři uvádí pokles z 132 HV (stav as-built) na 115 HV po tepelném zpracování. Hodnota použitého zatížení v práci není uvedena, ovšem, vzhledem k dosaženým výsledkům, lze předpokládat, že se zásadně neliší od zatížení použitého v rámci předložené diplomové práce.

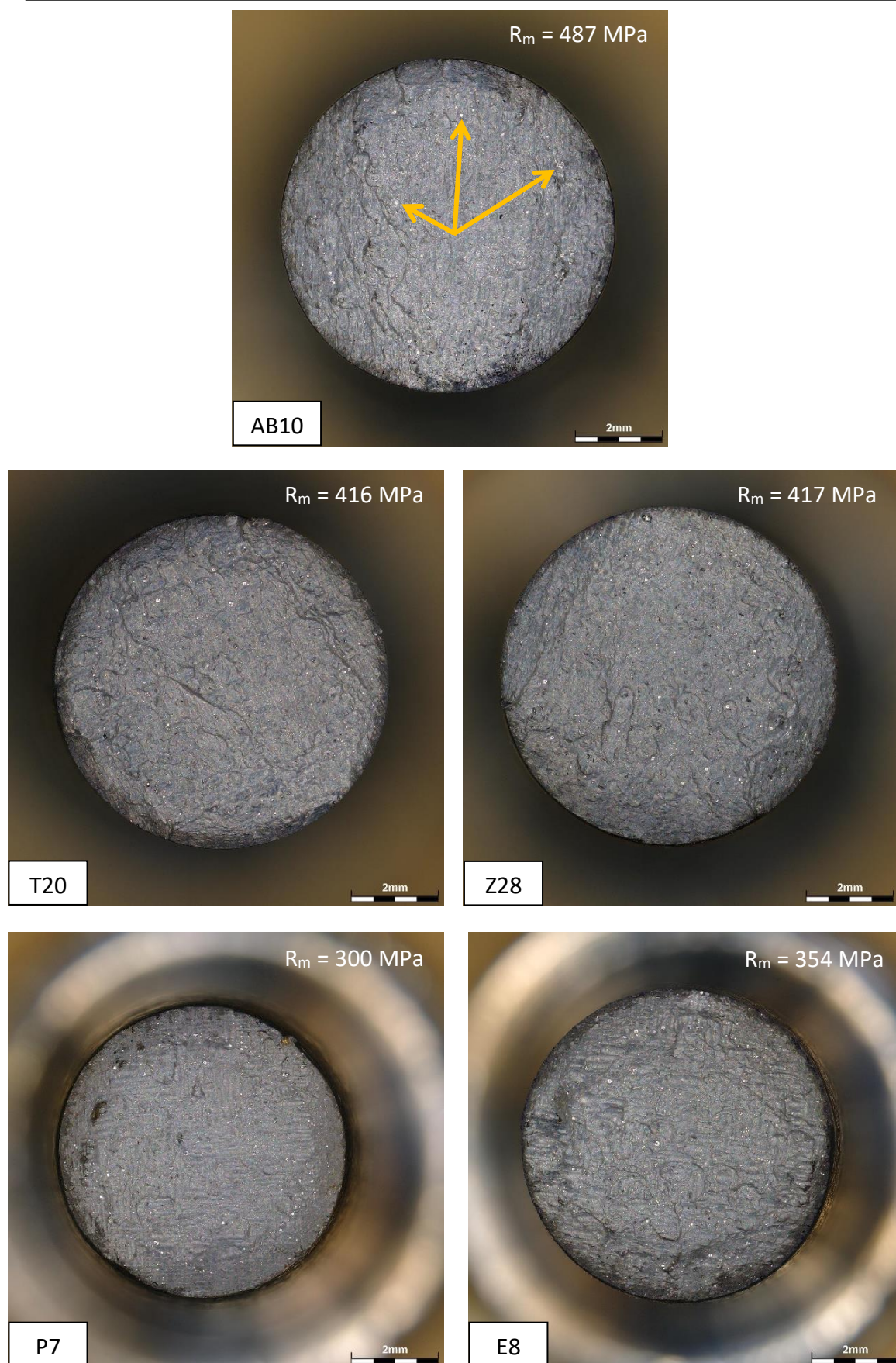
Pro tepelné zpracování P (300 °C/2 hodiny/chlazení na vzduchu) lze v dostupné literatuře najít vhodné srovnání. Například studie [73] uvádí pokles z 132 HV₁ (stav as-built) na 88 HV₁ po shodném režimu tepelného zpracování. Výsledky odpovídají hodnotám změřeným v rámci této diplomové práce. Pro režim E (300 °C/2 hodiny/chlazení do vody) autorka v dostupné literatuře nenašla práci, která by hodnotila tvrdost při uvedených, nebo blízkých podmínkách použitého tepelného zpracování.

Jak již bylo zmíněno v kapitole 2.3.3, díly ve stavu as-built nejsou vhodné pro účely průmyslové výroby, vzhledem k vysokým zbytkovým pnutím, která vznikají během procesu tisku. [2] [58] Proto lze, na základě výsledků zkoušky tahem, pro 3D tištěné díly z AlSi10Mg, u kterých je vyžadována vysoká pevnost, doporučit zpracování Z, které je méně časově náročné než zpracování T, ovšem dosahující stejných výsledků. Pro 3D tištěné díly z AlSi10Mg, u kterých by byla požadována kombinace dobré pevnosti a vysoké tažnosti, lze použít zpracování P či E, v závislosti na konkrétních požadavcích na užité vlastnosti 3D tištěného dílu.

4.1.2 Fraktografie na SM

Pro fraktografickou analýzu byly vybrány lomové plochy vzorků ze zkoušky tahem, jejichž výsledné pevnosti se nejvíce blížily průměrné hodnotě pro daný stav. Snímky lomových ploch při pozorování světlenou mikroskopií jsou na Obrázku 33.

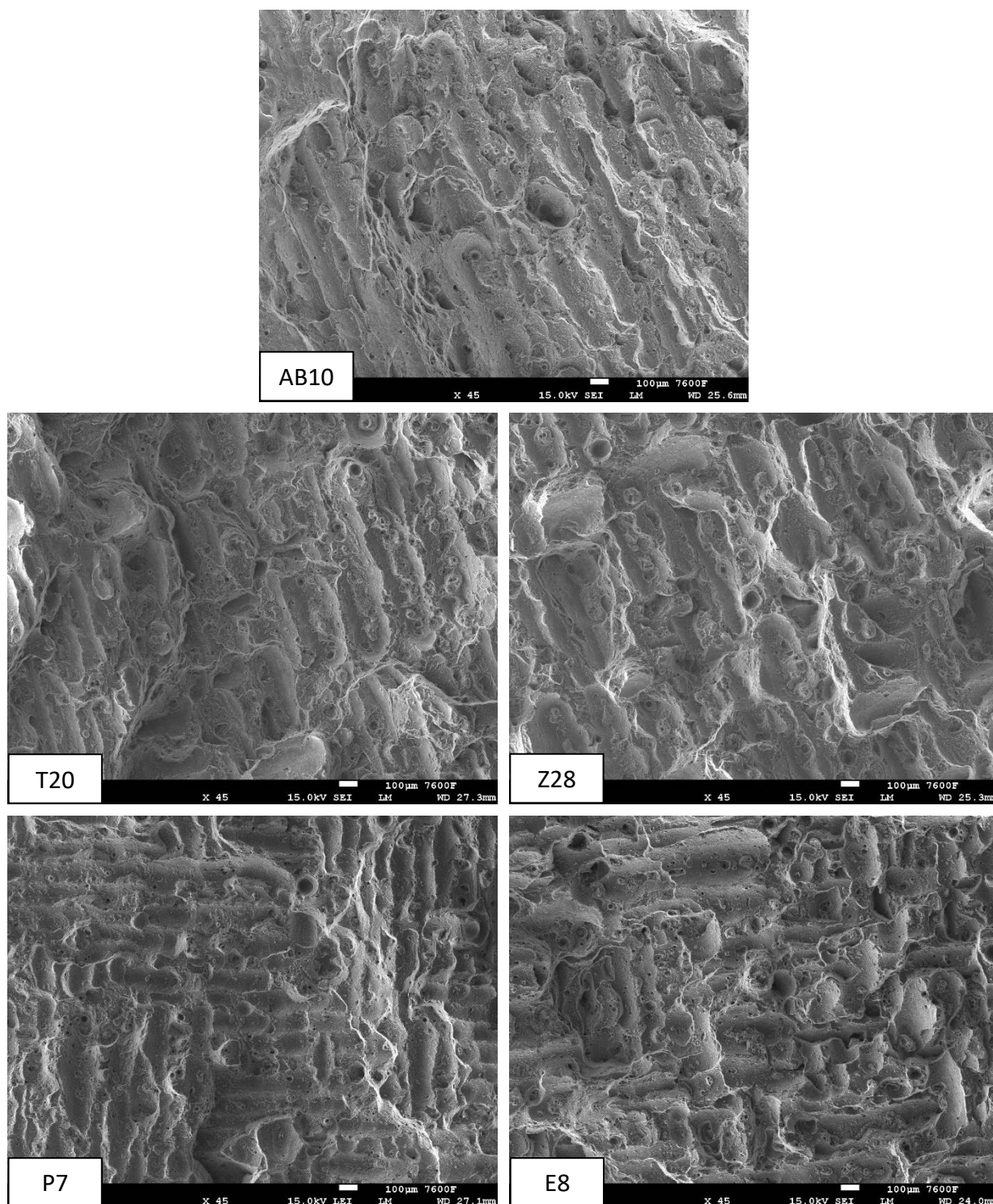
Z Obrázku 33 je patrné, že mezi jednotlivými stavy nejsou při tomto zvětšení viditelné žádné výrazné rozdíly. Vzhledem k matnému a hrubému povrchu všech lomových ploch lze konstatovat, že se jedná o houževnatý lom. Na všech snímcích jsou jasně patrné skenovací stopy, typické pro 3D tištěné díly, vycházející z výrobního procesu. Pozorovat lze také malé světlé oblasti, příklad je vyznačen šipkou. Dle dostupné literatury [94] se pravděpodobně jedná o póry. Lomové plochy na okraji těchto pórů se jeví jako světlé a lesklé, to naznačuje, že by se mělo v nejbližším okolí této oblasti jednat o křehký lom. Pro ověření této skutečnosti a k detailnějšímu studiu lomových ploch následuje hodnocení fraktografické analýzy při větším zvětšení na skenovacím elektronovém mikroskopu.



Obrázek 33: Fraktografická analýza ze SM zástupců jednotlivých stavů slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM po zkoušce tahem

4.1.3 Fraktografie na SEM

Fraktografická analýza vybraných zástupců byla provedena na skenovacím elektronovém mikroskopu, přehledové snímky jsou uvedeny na Obrázku 34.



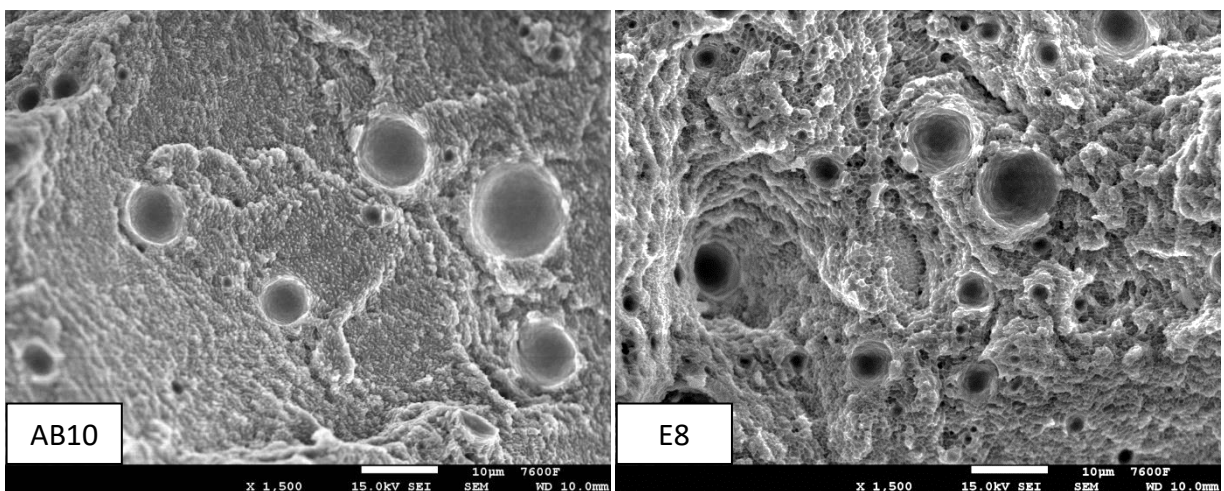
Obrázek 34: Fraktografická analýza ze SEM zástupců jednotlivých stavů slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM po zkoušce tahem

Z přehledových snímků na Obrázku 34 ze skenovací elektronové mikroskopie jsou již rozdíly mezi jednotlivými stavy patrné. Zdá se, že žíhací režimy s použitou teplotou 240 °C (T a Z) vykazují obdobný charakter lomové plochy jako vzorek ve stavu as-built. Vzhled lomových ploch stavů P a E (300 °C) je odlišný, oproti režimům T a Z, lze předpokládat, že toto souvisí s jinou orientací lomové plochy vzhledem ke skenovacím rovinám. Mírný rozdíl je patrný i mezi stavy P a E.

Zdá se, že rozdílné výsledky fraktografické analýzy souvisí s rozdílnou pevností a tažností, dosahovanou u jednotlivých stavů, a je tedy v dobrém souladu s výsledky zkoušky tahem. Pro další studium je doporučena hlubší fraktografická analýza, která je nad rámec této diplomové práce.

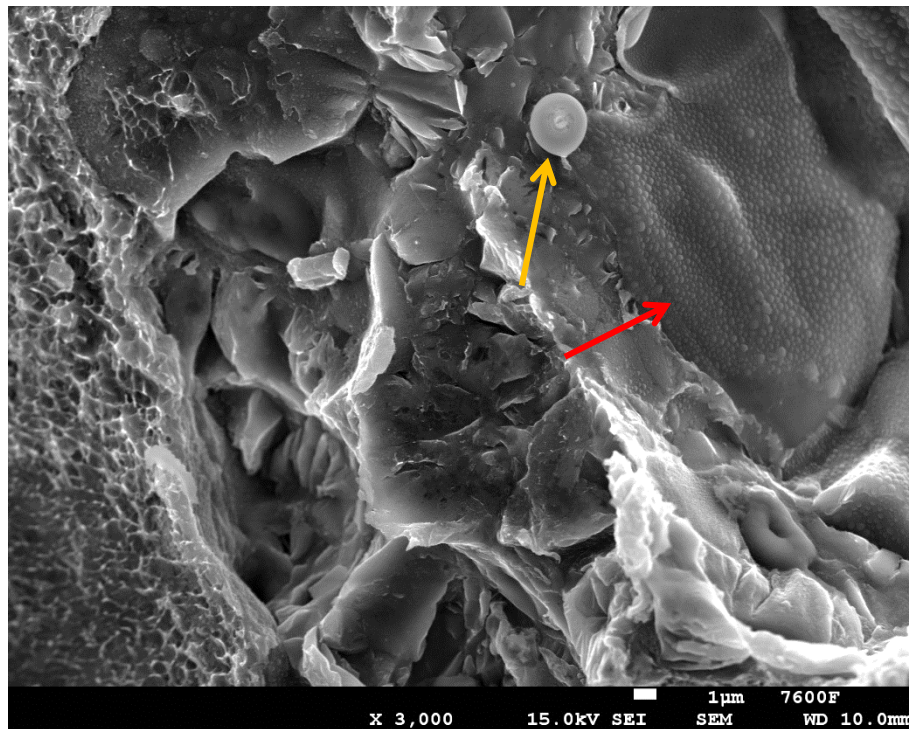
Ačkoli nebyla možnost provést detailnější fraktografickou analýzu, jsou dále uvedeny detaily snímků lomové plochy, jejichž charakter je společný pro všechny sledované stavy.

Na Obrázku 35 jsou zachyceny póry vzorků ve stavu as-built a po režimu tepelného zpracování E. Je patrné, že okolí pórů se jeví světle bez malých smykových důlků, což potvrzuje, že lom kolem otvoru je opravdu křehký, jak bylo diskutováno v předchozí kapitole. Obrázek 35 také prokazuje, že předložené vzorky vykazují typickou jamkovitou strukturu, lze tedy konstatovat, že se opravdu jedná o houževnatý lom (Obrázek 33).



Obrázek 35: Fraktografická analýza ze SEM stavů AB a E slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM po zkoušce tahem – pórovitost

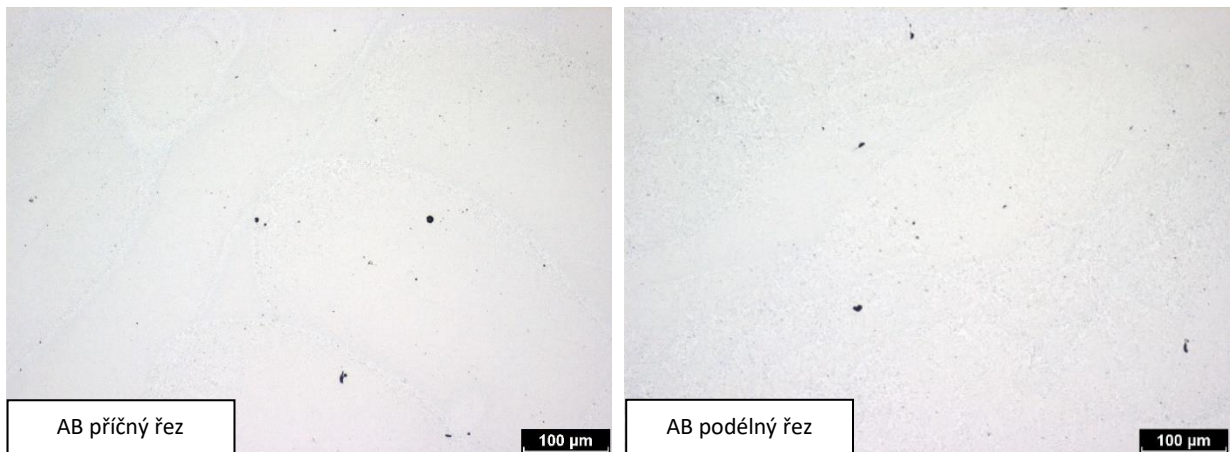
Je známo, že kromě pórů se mohou ve 3D tištěném materiálu vyskytovat i částice nenataveného prášku. [95] Příklad takového nenataveného prášku (žlutá šipka) obklopeného oxidickou blánou je na Obrázku 36. Puchýřky (červená šipka) jsou tvořeny převážně kyslíkem. [95] Kolem blány jsou viditelné křehké štěpné oblasti, nicméně, tyto oxidické blány i částice nenataveného prášku se v sledovaném materiálu vyskytují jen zřídka, proto s největší pravděpodobností nemají na lomové chování vzorků zásadní vliv.



Obrázek 36: Fraktografická analýza ze SEM stavu E slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM po zkoušce tahem – oxidická blána a nenatavená částice prášku

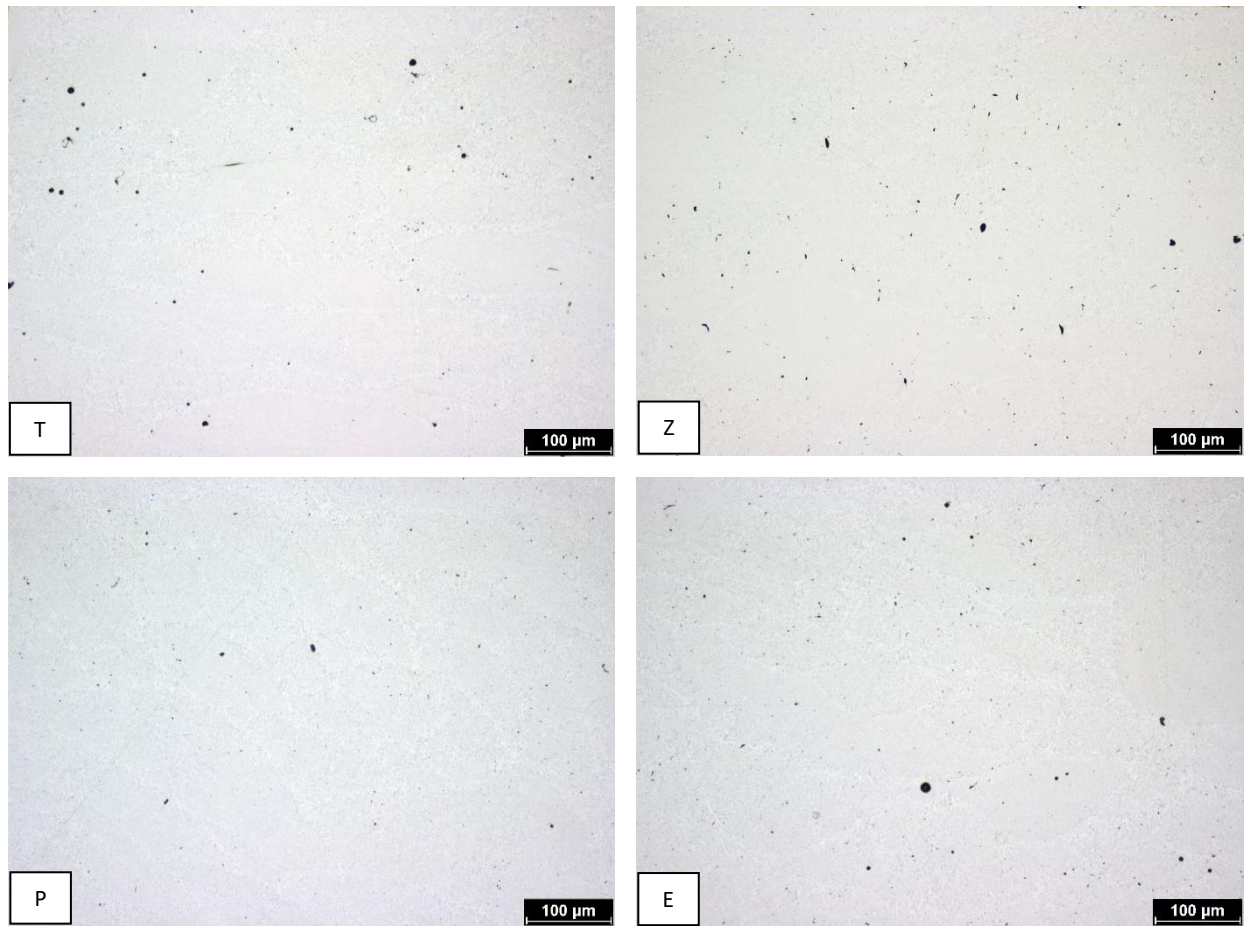
4.1.4 Metalografická analýza na SM

Jak již byl řečeno, pozorování čistoty vzorků probíhalo pomocí světelné mikroskopie. Všechny uvedené snímky nenaleptaných vzorků jsou pouze přehledové, nejedená se o klasické vyhodnocení čistoty dle normy. Od každého hodnoceného stavu byl pozorován jeden zástupce, a to jak v podélném, tak v příčném řezu.



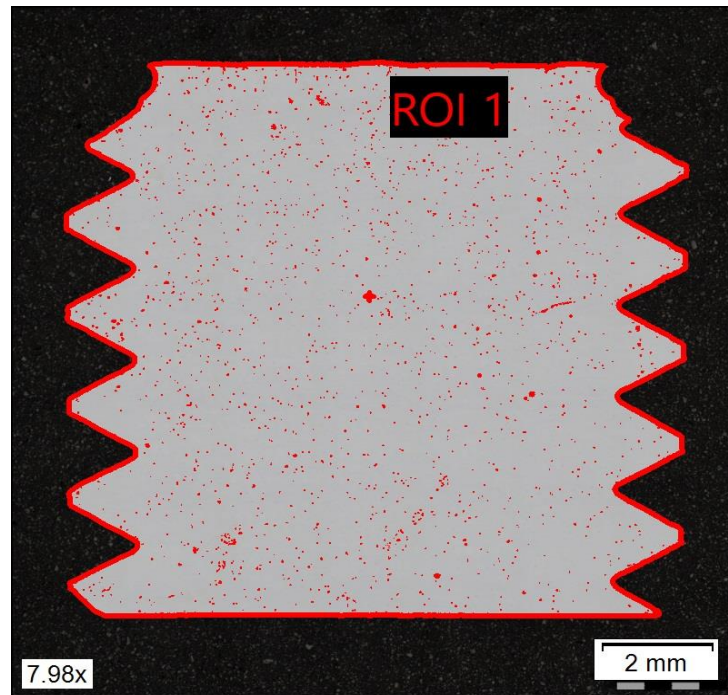
Obrázek 37: Nenaleptaný vzorek slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built v podélném a příčném směru

Na Obrázku 37 je porovnání čistoty vzorku ve stavu as-built v příčném a podélném řezu. V obou případech byl pozorován výskyt malých tmavých oblastí, které byly identifikovány jako póry. Při porovnání snímků v příčném a podélném řezu lze konstatovat, že jsou srovnatelné. Stejný výsledek při porovnání příčného a podélného řezu byl dosažen i u dalších stavů, proto jsou dále porovnávány jen podélné řezy, Obrázek 38.



Obrázek 38: Nenaleptané vzorky slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM zpracované režimy T, Z, P a E v podélném řezu

Na Obrázku 38 je zaznamenán nenaleptaný stav vzorků po tepelných zpracování T, Z, P a E. Zde je třeba podotknout, že snímky jsou pouze z velmi malé části vzorku, která není pro vyhodnocení pórovitosti dostačující. Proto autorka přistoupila k hodnocení pórovitosti v podélném řezu celé hlavy vzorku, příklad viz Obrázek 39.



Obrázek 39: Hodnocení pórovitosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built v podélném řezu

Na Obrázku 39 je zachycen podélný řez hlavy vzorku po zkoušce tahem ve stavu as-built. Bylo zjištěno procentuální zastoupení pórů v červeně ohraničené ploše. Výsledek této analýzy zaznamenává Tabulka 14. Vybrané vzorky s průměrnou pevností (informativně uvedena v Tabulce 14) ve všech sledovaných stavech byly hodnoceny stejným způsobem.

Tabulka 14: Výsledné hodnoty zastoupení pórovitosti ve vybraných vzorcích slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

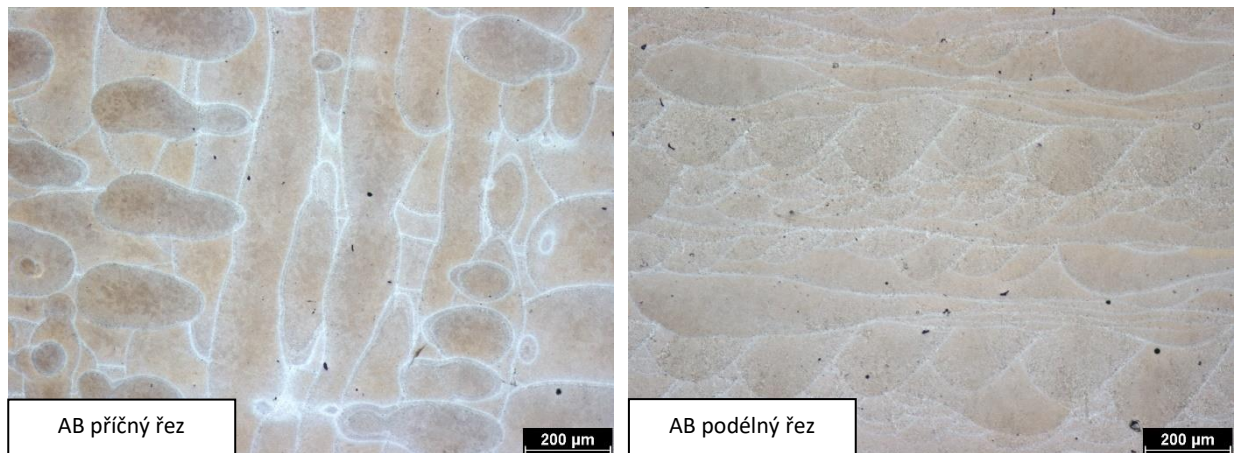
Vzorek	Zastoupení pórů [%]	Mez pevnosti v tahu R_m [MPa]
AB10	0,63	487
T20	0,59	416
Z28	0,36	417
P7	0,47	300
E8	0,47	354

Na základě výsledků z Tabulky 14 lze konstatovat, že sledované stavy nevykazují zásadní rozdíly v úrovni porozity. Rozdíly, které jsou patrné, mohou být způsobeny přesností použité metody. Zdá se, že porozita vyhodnocená zvoleným způsobem nemá

vliv na rozdílné výsledky pevnosti dosažené mezi jednotlivými stavy. Dále je z výsledků patrné, že použité tepelné zpracování neovlivnilo množství pórů ve sledovaném materiálu.

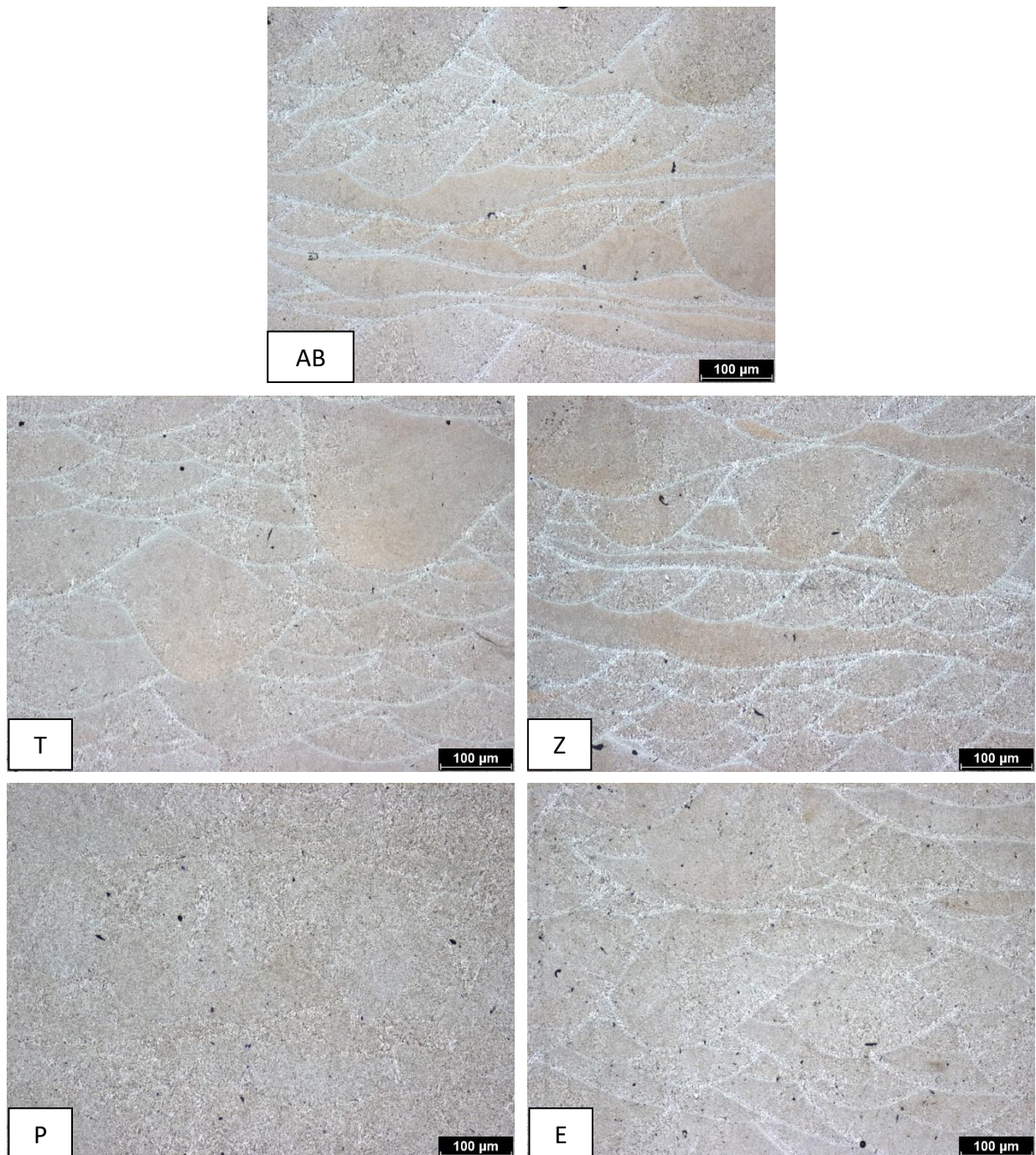
Zde je třeba upozornit na skutečnost, že v dostupné literatuře hodnotí autoři pórovitost převážně prostřednictvím vyhodnocení relativní hustoty [26] [66] [96] a obrazovou analýzou [55] [96], v menší míře použitím CT (computed tomography) [97]. V každém případě se autoři shodují, v konstatování, že hustota pórovitosti závisí na tiskových parametrech. [24]

Mikrostruktura byla dále sledována v naleptaném stavu světelným mikroskopem. Pro stav as-built v podélném i příčném řezu je uvedena na Obrázku 40.



Obrázek 40: Snímky ze SM slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built v příčném a podélném řezu

Jak již bylo uvedeno v kapitole 2.3.3 je zde jasně patrný vliv směrové orientace. Na Obrázku 40 vlevo jsou, v souladu s teorií, jasně patrné podlouhlé stopy, které leží v různých směrech a jsou důsledkem postupného skenování vrstvy po vrstvě. V podélném řezu, na Obrázku 40 vpravo, jsou viditelné jednotlivé tavné lázně, tzv. melt pools, ze kterých je patrné nanášení jednotlivých vrstev. Všechny sledované stavy budou dále porovnávány pouze v podélném směru (Obrázek 41).



Obrázek 41: Snímky ze SM podélného řezu všech sledovaných stavů slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

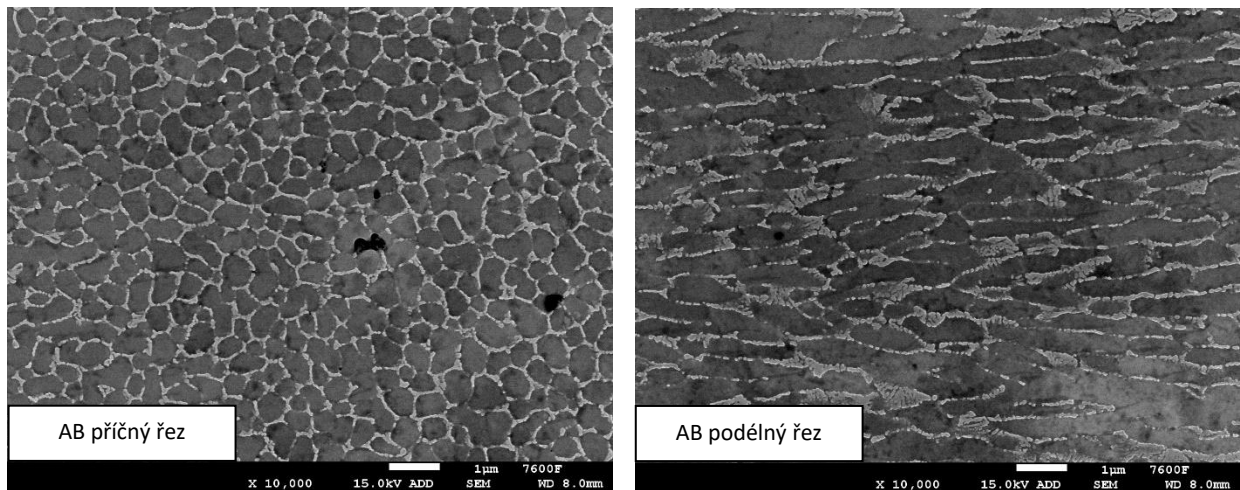
Z Obrázku 41 je patrné, že všechny sledované stavy vykazují obdobný charakter mikrostruktury. Při porovnání tepelných zpracování T a Z (240 °C) se stavem as-built (AB) nedošlo k ovlivnění mikrostruktury typické pro díly z AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem. Oproti tomu, po aplikaci režimu P (300 °C/2 hodiny/chlazení na vzduchu) hranice tavných bazének téměř zcela vymizely. V souladu s tím jsou výsledky studie [76], která uvádí obdobnou úroveň rozpadu hranic bazének po použití stejného žhacího režimu.

V případě tepelného zpracování E (300 °C/2 hodiny/chlazení do vody) je stále viditelná charakteristická mikrostruktura, nicméně jednotlivé hranice jsou méně výrazné než u režimů T i Z. To dle teoretických předpokladů, které byly popsány v kapitole 2.4.4, naznačuje, že u režimů T a Z pravděpodobně došlo k nejmenšímu porušení křemíkového síťoví, zatímco rozpad křemíkového síťoví v případě režimu P bude nejvýraznější.

Zdá se, že světelná mikroskopie není pro sledování vlivu tepelného zpracování na mikrostrukturu sledovaného materiálu zcela dostačující. Z toho důvodu a pro ověření výše uvedeného předpokladu byla dále provedena analýza pomocí SEM.

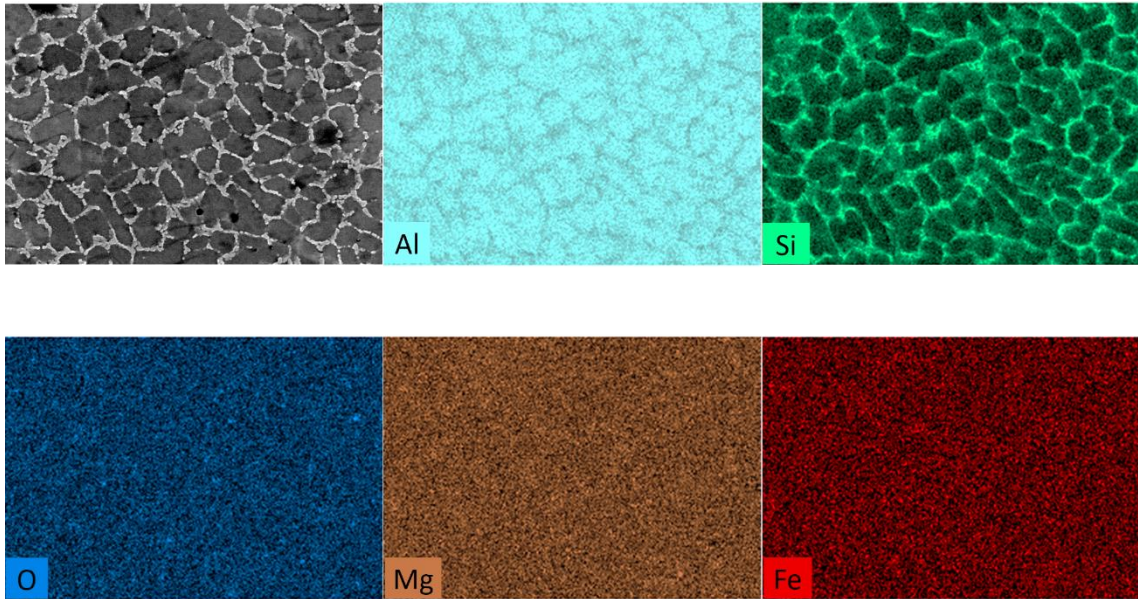
4.1.5 Metalografická analýza na SEM a EDS analýza

Obrázek 42 zachycuje analýzu ze SEM vzorku ve stavu as-built v podélném i příčném směru. Jak již bylo řečeno, sledovaný materiál se vyznačuje mikrostrukturou často popisovanou jako buněčnou. Při vzniku této struktury dochází nejprve k tuhnutí hliníkové matrice (tuhý roztok α), přičemž zbytkový křemík segreguje do téměř kontinuální vláknité eutektické sítě. Stejně jako ve světelné mikroskopii, i zde je patrný vliv směrové orientace metalografického vzorku.



Obrázek 42: Analýza ze SEM slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built v příčném i podélném řezu

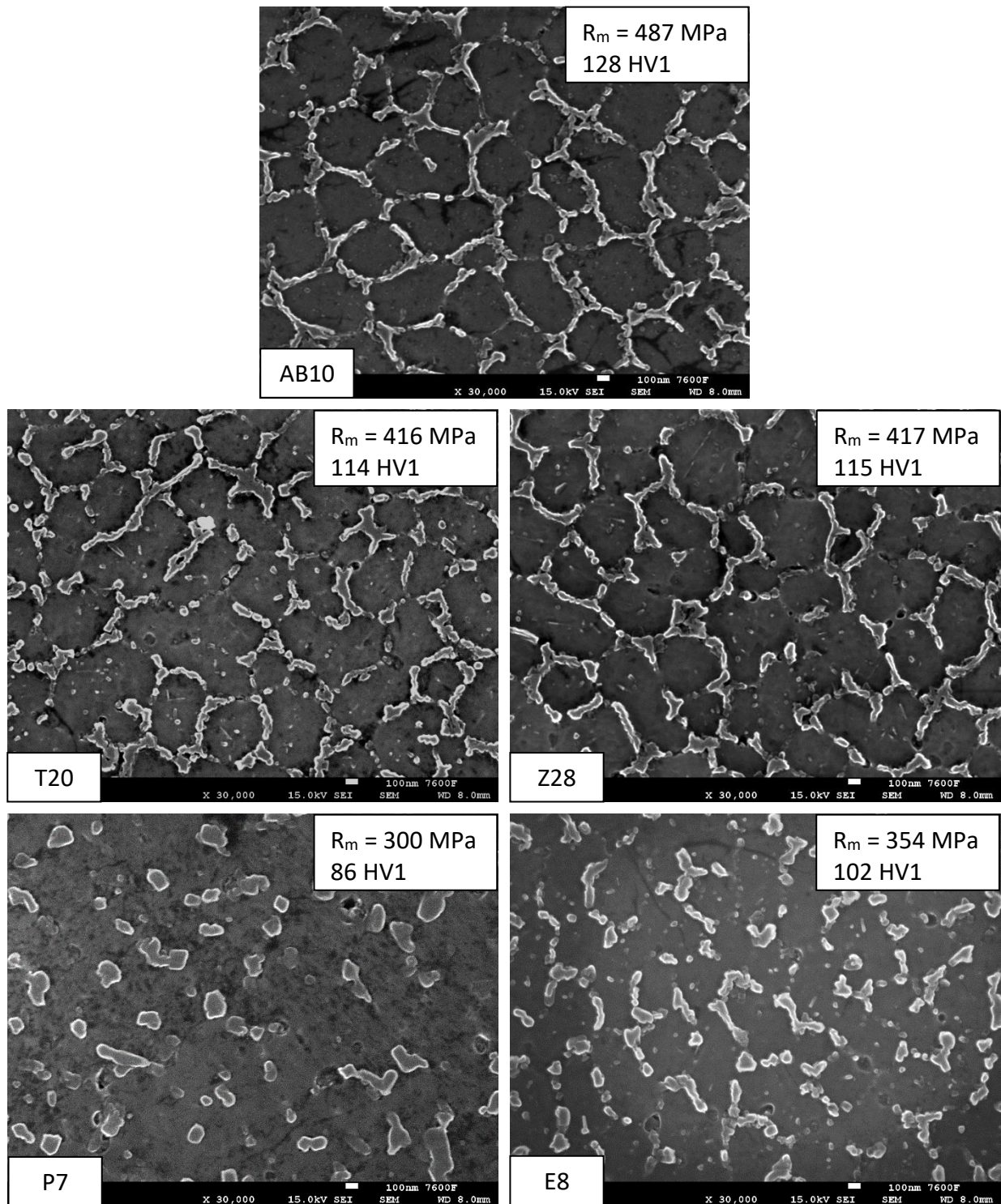
Vybrané vzorky byly podrobeny analýze chemického složení metodou EDS, její výsledky pro stav as-built jsou na Obrázku 43. Kromě prvků, které jsou na Obrázku 43 uvedeny, byly hodnoceny i některé další. Jednalo se o kontrolu, zda nedošlo ke znečištění sledovaného materiálu případnými nečistotami z komory nebo zbytky jiného prášku. Žádné takové znečištění sledovaného materiálu nebylo EDS analýzou prokázáno.



Obrázek 43: Analýza chemického složení metodou EDS sledované slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built

Z Obrázku 43 je patrné, že strukturu opravdu tvoří přesycená Al matrice obklopená vláknitou eutektickou křemíkovou sítí, která, jak už bylo řečeno, tvoří tzv. buněčnou strukturu. Velmi jemné částice Si jsou pozorovatelné také v matrici. Na základě dostupné literatury [76] lze předpokládat, že se jedná o nanočástice Si. Další prvky, jako je O, Mg a Fe jsou v materiálu rovnoměrně rozloženy.

Na Obrázku 44 jsou snímky z analýzy ze SEM příčných řezů pro všechny sledované stavy slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM. Pro lepší popis vlivu rozpadu křemíkového síťoví na mechanické vlastnosti jsou obrázky doplněny o hodnoty meze pevnosti v tahu a tvrdosti dle Vickerse pro daný vzorek.



Obrázek 44: Analýza ze SEM příčného řezu všech sledovaných stavů slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Je známo, že křemíkové síťoví je důležitou složkou zpevnění dílů z AlSi10Mg vyráběných 3D tiskem. Stav as-built je charakteristický souvislým křemíkovým síťovím, z toho důvodu je u něj dosahováno vysokých pevnostních charakteristik. V souladu s tím, je na obrázku 45 pro stav as-built patrné souvislé křemíkové síťoví.

Téměř spojitá křemíková síť je patrná i u vzorků T a Z (240 °C), v režimu Z je však síť Si kompaktnější než v režimu T. To by napovídalo, že vzorky zpracované režimem T budou vykazovat nižší pevnostní charakteristiky, vlivem rozpadu křemíkového síťoví. Nicméně, jak již bylo řečeno, kromě rozpadu křemíkového síťoví v tomto případě pravděpodobně dochází i k precipitaci nanočástic Si, které mohou podporovat zpevňování. [3] [71] Tyto dva procesy jdou proti sobě navzájem, a nejspíš proto jsou výsledné mechanické vlastnosti prakticky stejné, i když úroveň rozpadu křemíkového síťoví při režimech T a Z se mírně liší.

U režimů P a E, žíhaných při 300 °C, souvisí výrazný pokles mechanických vlastností právě se zmiňovaným rozpadem křemíkové sítě, přičemž rozpad je výraznější v případě režimu P. Je to dáno rychlostí ochlazování z žíhací teploty, která je u režimu E urychlena prudkým ochlazením do vody. Z porovnání pevnostních charakteristik s analýzou ze SEM pro módy P a E je zřejmé, že čím nižší je rychlost ochlazování, tím nižší jsou pevnostní charakteristiky.

Lze konstatovat, že výsledky analýzy ze SEM jsou v dobré shodě s pevnostními charakteristikami.

Jak již bylo řečeno, dle studie [84] má nejvyšší zpevňovací efekt Orowanův mechanismus, tedy zpevnění křemíkovými nanočásticemi. Křemíkové síťoví popsané Hall-Petchovým vztahem má menší efekt. Z dosažených výsledků je patrné, že mechanické vlastnosti zásadním způsobem ovlivňuje úroveň rozpadu křemíkového síťoví. Míru zpevnění jednotlivých mechanismů bude po tepelném zpracování komplikované určit, pro její stanovení by byla potřeba detailní kvantifikace křemíkových částic, která je však nad rámec této diplomové práce.

4.2 Výsledky pro vzorky ze stavby 2

4.2.1 Zkouška tahem

Stejně jako u první stavby, i v tomto případě byly z výsledků zkoušky tahem stanoveny průměrné hodnoty meze pevnosti R_m , meze kluzu $R_{p0,2}$ i tažnosti A , včetně směrodatných odchylek, a to pro stavy as-built a režimy tepelného zpracování T a Z. Pro přehlednost jsou v Tabulce 15 uvedeny výsledky zkoušky tahem pro stavbu 1 a v Tabulce 16 pro stavbu 2. Obě tabulky jsou opět doplněny o relativní změny výsledných hodnot pro jednotlivá tepelná zpracování vůči stavu as-built, vypočtené podle vzorce (1).

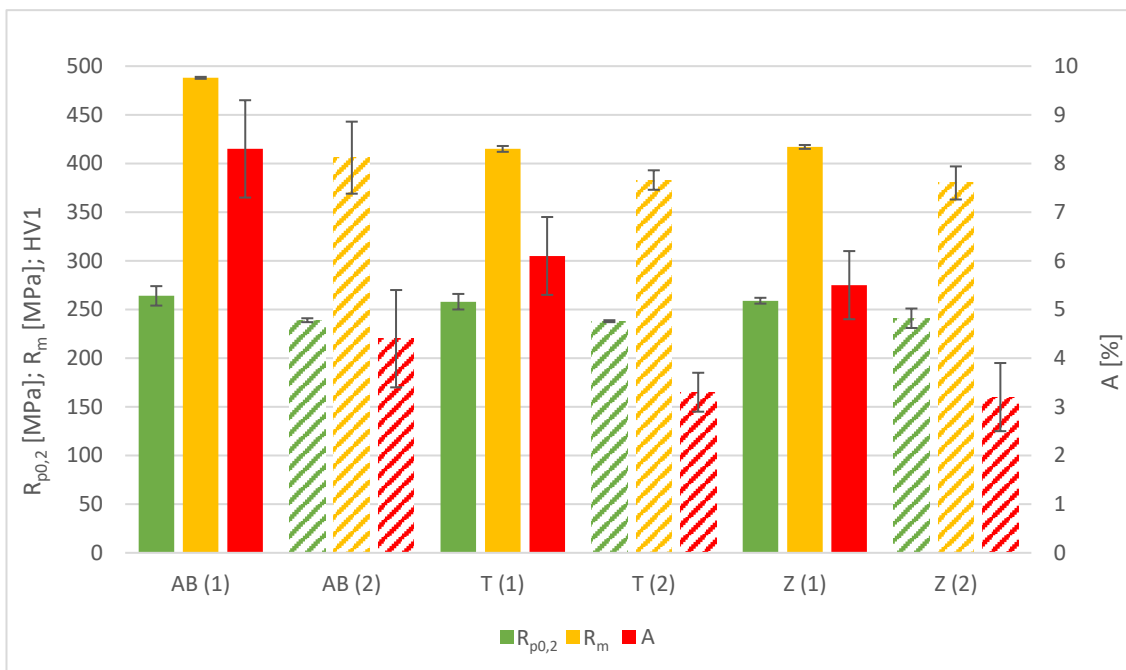
Tabulka 15: Výsledné hodnoty ze zkoušky tahem vzorků ze stavby 1 ze slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Stav	$R_{p0,2}$ [MPa]	Relativní změna	R_m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna
AB (1)	264 ± 10		488 ± 1		8,3 ± 1,0	
T (1)	258 ± 8	- 2 %	415 ± 3	- 15 %	6,1 ± 0,8	- 27 %
Z (1)	259 ± 3	- 2 %	417 ± 2	- 15 %	5,5 ± 0,7	- 34 %

Tabulka 16: Výsledné hodnoty ze zkoušky tahem vzorků ze stavby 2 ze slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Stav	$R_{p0,2}$ [MPa]	Relativní změna	R_m [MPa]	Relativní změna	A [%]	Relativní změna
AB (2)	239 ± 2		409 ± 34		3,6 ± 1,0	
T (2)	238 ± 1	- 0,4 %	383 ± 10	- 6 %	3,3 ± 0,4	- 25 %
Z (2)	241 ± 10	+ 0,8 %	380 ± 17	- 7 %	3,2 ± 0,7	- 27 %

Průměrné hodnoty včetně směrodatných odchylek z Tabulek 15 a 16 jsou vyneseny do sloupcového grafu v Obrázku 45.



Obrázek 45: Porovnání výsledků zkoušky tahem vzorků ze stavby 1 a 2 ze slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM

Z Tabulek 15 a 16 i Obrázku 45 je zřejmé, že stejně jako u první stavby, i zde dochází po žíhacích režimech T a Z k poklesu pevnostních charakteristik i tažností. Tento výsledek je v souladu s výsledky práce [54].

Obecně jsou výsledné hodnoty získané po zkoušce tahem vzorků ze stavby dvě nižší, než je tomu u vzorků ze stavby jedna, a to i přes skutečnost, že byl použit stejný prášek i parametry tisku. Nicméně, trendy poklesu vlastností po tepelném zpracování si pro obě stavby přibližně odpovídají. Jak již bylo několikrát řečeno, výsledné vlastnosti ovlivňuje celá řada faktorů. V tomto případě může být rozdíl způsoben především zcela jiným rozložením vzorků na paletě. Vzhledem k potřebě tisku velkého množství vzorků na zkoušku únavy, byl v případě druhé stavby na paletu umístěn větší počet vzorků, které tím pádem stály blíže k sobě (Obrázek 46). Lze předpokládat, že docházelo k jinému tepelnému ovlivnění vzorků než u předchozí stavby. Vliv může mít také výběr vzorků z míst na paletě, který byl odlišný od výběru vzorků ze stavby jedna.



Obrázek 46: Rozmístění vzorků na paletě ve stavbě 1 a 2

Dalším evidentním rozdílem při porovnání výsledků ze stavby 1 a 2 jsou velikosti směrodatných odchylek, kde se zdá, že jsou větší v případě stavby 2. Opět se nabízí otázka, zda je to dáno jiným rozložením stavby jako takové.

V rámci dalších prací by bylo vhodné analyzovat, zda se uvedená změna mechanických vlastností projeví i na struktuře vzorků. Nicméně, metalografická analýza vzorků ze stavby 2 již nebyla v rámci této diplomové práce možná, neboť výsledky zkoušky tahem této stavby byly k dispozici až krátce před vlastním odevzdáním práce.

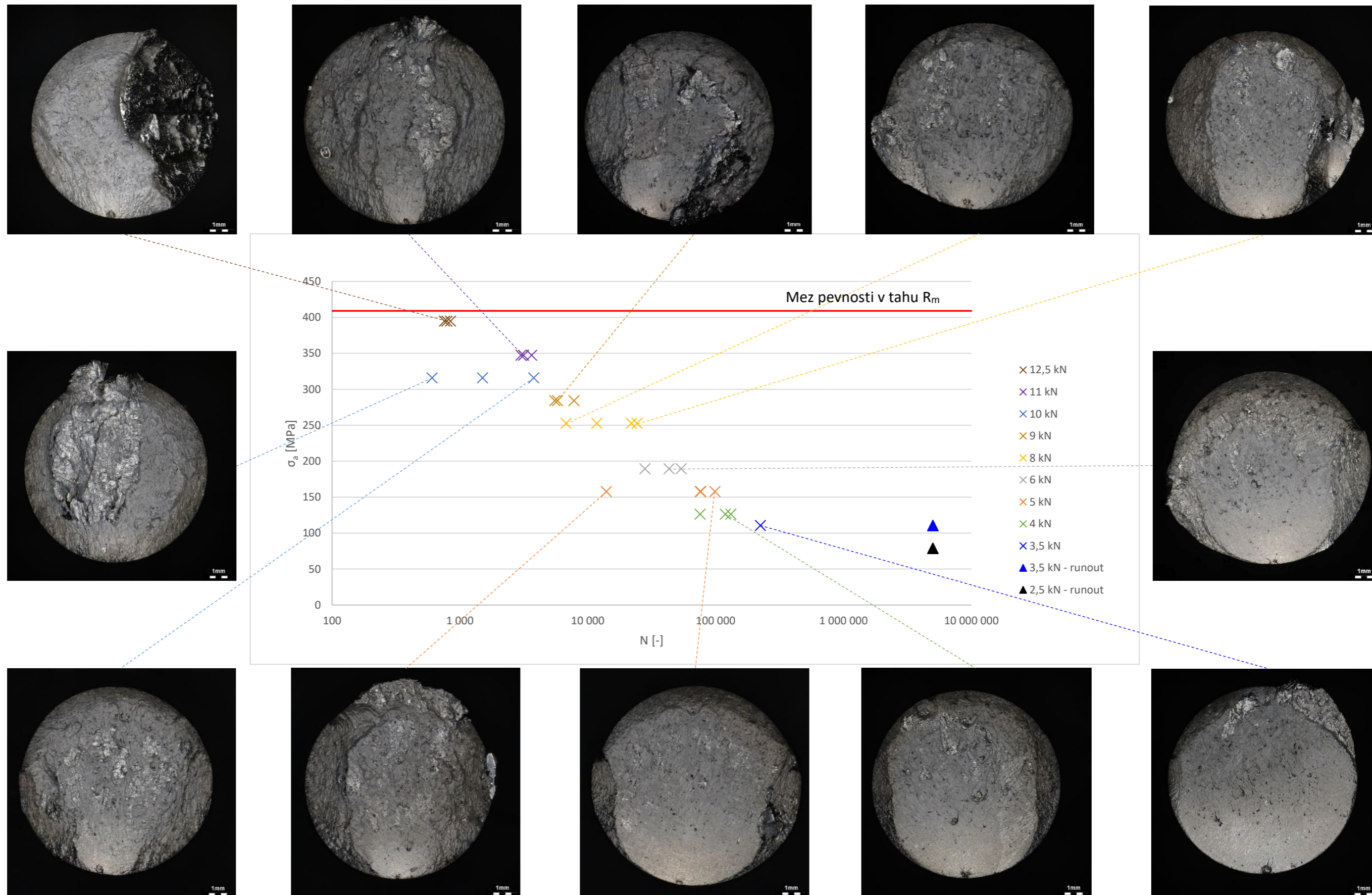
V každém případě bylo prokázáno, že žíháním při sledovaných režimech (240 °C) dochází ke snížení jak pevnostních, tak tvárných charakteristik 3D tištěné slitiny AlSi10Mg. Dále bylo dokázáno, že pro posouzení vlivu jednotlivých způsobů tepelného zpracování z hlediska absolutních hodnot zjišťovaných vlastností musí být posuzovány vždy vzorky v rámci jedné stavby.

4.2.2 Zkouška únavových vlastností

Při volbě počtu vzorků zkoušených při jednotlivých zatíženích se vycházelo z celkového množství vzorků pro zkoušku únavy vytištěných ve stavbě 2, a to tak, aby výsledky měly co největší vypovídací hodnotu.

Napětí aplikované na vzorky ve stavu as-built pro zkoušku únavy se pohybovalo v rozmezí 2,5 kN až 12,5 kN tak, aby zkoušení pokrylo oblast nízkocyklové i vysokocyklové únavy. [86] Jak již bylo řečeno v experimentální části, při každém napětí byly testovány minimálně dva vzorky, výjimkou je pouze napětí 2,5 kN, u kterého nebyl druhý vzorek doměřen z časových a technických důvodů. V rozsahu napětí 4 kN až 12,5 kN, byly hodnoceny vždy 3 vzorky, přičemž v případech, kdy byl jeden ze vzorků porušen při výrazně nízkém počtu cyklů oproti dalším dvěma, byla doměřena ještě čtvrtá hodnota (použito u napětí 5 kN a 8 kN). Všechny takto naměřené výsledky jsou vyneseny do grafu závislosti napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f tzv. Wöhlerovy křivky (Obrázek 47).

Wöhlerova křivka v Obrázku 47 je doplněna o snímky lomových ploch ze světelné mikroskopie s použitím tmavého pole. Je vidět, že v případě některých zatížení se počty cyklů do lomu vzájemně liší minimálně, v některých případech však došlo k výrazným rozdílům. V prvním případě byly tyto blízké hodnoty doplněny fraktografickým snímkem lomové plochy vzorku se střední hodnotou počtu cyklů do lomu. V druhém případě jsou doplněny fraktografické snímky odpovídající vzorkům s nejnižším a nejvyšším počtem cyklů do lomu. Graf je dále pro přehlednost doplněn o hodnotu meze pevnosti v tahu stavu as-built, získanou zkouškou tahem vzorků ze stavby 2.

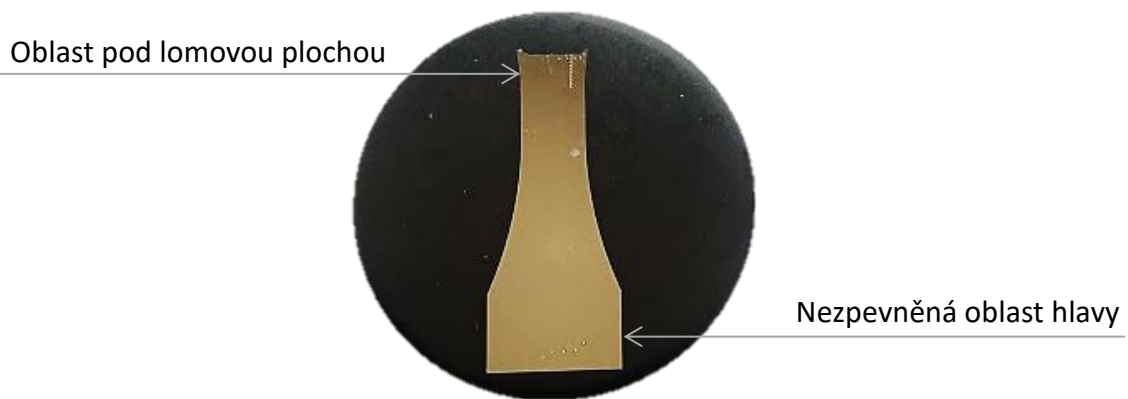


Obrázek 47: Wöhlerova křivka slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built se snímky z fraktografické analýzy

Z Obrázku 47 je patrné, že Wöhlerova křivka pro sledovaný materiál ve stavu as-built vykazuje typickou klesající tendenci, počty cyklů do lomu se shodují se studií [86], ale jsou mírně nižší než v práci [27]. Velký rozptyl výsledků při některých namáháních, zjištěný v této práci, je opět ve shodě s dostupnou literaturou. Například práce [54] uvádí, že důvodem tohoto velkého rozptylu počtů cyklů do lomu pro 3D tištěné materiály je výrazná pórovitost. Lze předpokládat, že uvedená náhodná pórovitost ovlivňuje místo a charakter iniciace únavového lomu. V souladu s tím jsou například výsledky fraktografické analýzy u vzorků po zatížení 10 kN (316 MPa). Uvedené lomové plochy se u vzorků s nejnižším a nejvyšším počtem cyklů do lomu zásadním způsobem liší. Vzhledem k již uvedenému vlivu pórovitosti na výsledky zkoušky únavy není možné hodnotit, jak konkrétně se liší fraktografie lomů při nízkocyklové a vysokocyklové únavě. Nicméně, je důležité upozornit na skutečnost, že fraktografie provedená v rámci předložené diplomové práce je pouze základní, bylo by vhodné provést podrobnější analýzu, která by se zaměřila na hodnocení iniciace únavového lomu. Ta bude, vzhledem k velkému rozptylu dosažených výsledků, pravděpodobně souviset s kritickou velikostí povrchových a podpovrchových defektů. Podrobnější analýza je nad rámec předložené práce a bude provedena v následujících pracích.

4.2.3 Zkouška tvrdosti vzorků

Zkouška tvrdosti byla provedena, jak bylo uvedeno v experimentální části, pouze u dvou vzorků ze stavby 2 použitých pro zkoušku únavy, a to těch, které dosahovaly největšího rozdílu naměřených počtů cyklů do lomu při stejném zatížení. Byly vybrány vzorky zatížené napětím 5 kN (158 MPa), přičemž u vzorku 27 bylo dosaženo nejnižšího počtu cyklů do lomu (13 982 cyklů) při tomto napětí a u vzorku 7 nejvyššího počtu (98 942 cyklů). Cílem tohoto experimentu bylo prokázat, zda na uvedeném rozdílu počtu cyklů do lomu nějakým způsobem participují jiné mechanické vlastnosti, v tomto případě tvrdost. K tomu sloužily hodnoty změřené v neznepevněné oblasti zkušební tyče, hlavy vzorku viz Obrázek 48. Dále bylo provedeno měření tvrdosti oblasti pod lomovou plochou (Obrázek 48) tak, aby byla zjištěna míra eventuálního zpevnění vzorků v důsledku zkoušky únavy. Výsledky zaznamenává Tabulka 17.



Obrázek 48: Příklad vzorku použitého na zkoušku tvrdosti

Tabulka 17: Výsledné hodnoty zkoušky tvrdosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM ve stavu as-built

Vzorek	HV1 (pod lomovou plochou)	HV1 (hlava vzorku)	N _f [-]
27	145 ± 2	123 ± 3	13 982
7	135 ± 9	122 ± 1	98 842

Na základě výsledků z Tabulky 17 lze konstatovat, že tvrdost vzorků v nezpevněné oblasti je stejná. Znamená to tedy, že rozdíl v naměřených počtech cyklů je pravděpodobně dán výskytem defektů rozdílné velikosti v povrchové nebo podpovrchové oblasti. Tuto skutečnost by mohla prokázat detailní fraktografická analýza, která je, jak již bylo řečeno, na rámec této předložené práce.

Hodnoty tvrdostí pod lomovou plochou si v rámci směrodatných odchylek u sledovaných vzorků odpovídají a dle očekávání jsou mírně vyšší než v nezpevněné oblasti.

Lze také konstatovat, že tvrdost vzorků v nezpevněné oblasti je přibližně stejná jako vzorku as-built ze stavby jedna. Z porovnání hodnot tvrdostí a pevnostních charakteristik stavby 1 a 2 se zdá, že vypovídací schopnost budou mít pro sledovaný materiál výsledky zkoušky tahem, spíše než výsledky zkoušky tvrdosti. Toto zjištění je v dobrém souladu s literární rešerší (Obrázek 22).

5 Závěr

V rámci předložené diplomové práce byl stanoven vliv čtyř režimů žíhání na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem.

U vzorků ze stavby 1 byla provedena zkouška tahem a tvrdosti, dále byla sledována fraktografická analýza, pórovitost a mikrostruktura. Pro stavbu 1 lze konstatovat následující závěry:

- Při zkoušce tahem je nejvyšších pevnostních charakteristik dosahováno ve stavu as-built v porovnání s použitými žíhacími režimy.
- Žíhání při 240 °C způsobuje snížení pevnostních i tvárných charakteristik ve srovnání se stavem as-built.
- Použitá doba výdrže na žíhací teplotě 240 °C (2 a 6 hodin) nemá na sledované vlastnosti vliv.
- Žíhání při 300 °C způsobuje větší snížení pevnostních charakteristik než žíhání při 240 °C a nárůst tvárných charakteristik oproti dalším sledovaným stavům.
- Čím vyšší je rychlost ochlazování z žíhací teploty 300 °C, tím vyšší jsou pevnostní charakteristiky a nižší jsou tvárné charakteristiky.
- Hodnoty tvrdosti jsou ve všech případech v dobrém souladu s výsledky zkoušky tahem.
- Lomové plochy po zkoušce tahem vykazují typické rysy houževnatého lomu a výskyt pórovitosti.
- Výsledky fraktografické analýzy jsou v dobrém souladu s výsledky zkoušky tahem.
- Světelná mikroskopie není dostačující pro hodnocení mikrostruktury sledovaného materiálu.
- Mikrostruktura hodnocená pomocí SEM prokázala, že čím výraznější je rozpad křemíkového síťoví, tím nižší jsou pevnostní charakteristiky sledovaného materiálu.

U vzorků ze stavby 2 proběhlo kontrolní měření zkoušky tahem, dále zkoušení únavy doplněné o fraktografickou analýzu a kontrolní měření tvrdosti. Pro stavbu 2 lze konstatovat následující závěry:

- Zkouškou tahem byl potvrzen pokles tvárných charakteristik po aplikaci žíhání při teplotě 240 °C.
- Porovnání výsledků zkoušky tahem pro stavbu 1 a 2 prokázalo, že lze mezi sebou srovnávat pouze vzorky v rámci jedné stavby.
- Wöhlerova křivka pro sledovaný materiál ve stavu as-built vykazuje typickou klesající tendenci.
- Při zkoušce únavy byl sledován velký rozptyl počtů cyklů do lomu při některých namáháních. Lze předpokládat, že důvodem je pórovitost 3D tištěného materiálu.
- Tvrdost vzorků s výrazným rozdílem dosažených počtů cyklů do lomu při stejném zatížení se výrazně nemění.
- Z porovnání hodnot tvrdostí a pevnostních charakteristik stavby 1 a 2 se zdá, že větší vypovídací schopnost pro sledovaných materiál mají výsledky zkoušky tahem než výsledky zkoušky tvrdosti.

- Cíle práce byly splněny

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] SHAKIL, S.I., A. HADADZADEH, B. SHALCHI AMIRKHIZ, H. PIRGAZI, M. MOHAMMADI a M. HAGSHENAS. Additive manufactured versus cast AlSi10Mg alloy: Microstructure and micromechanics. *Results in Materials* [online]. 2021, **10** [cit. 2022-06-11]. ISSN 2590048X. Dostupné z: doi:10.1016/j.rinma.2021.100178
- [2] GADAGI, B. a R. LEKURWALE. A review on advances in 3D metal printing. *Materials Today: Proceedings* [online]. Elsevier, 2022, **2021**(45), 277-283 [cit. 2022-02-02]. ISSN 2214-7853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2020.10.436
- [3] FIOCCHI, J. a C. BIFFI. Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review. *Materials & Design* [online]. Elsevier, 2021, (204) [cit. 2022-02-24]. ISSN 0264-1275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2021.109651.
- [4] MACEK, K. a P. ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003.
- [5] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-720-4130-4.
- [6] VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 80-708-0600-1.
- [7] MICHNA, Š. *Encyklopedie hliníku*. Prešov: Adin, 2005. ISBN 80-890-4188-4.
- [8] What is 3D printing?. In: *HUBS: A protolabs company* [online]. Amsterdam: 3D HUBS B.V., 2022 [cit. 2022-01-24]. Dostupné z: <https://www.hubs.com/guides/3d-printing/>
- [9] JONES, G. Direct Metal Laser Sintering (DMLS) – Simply Explained. In: *All3DP* [online]. all3dp.com [cit. 2022-06-04]. Dostupné z: <https://all3dp.com/2/direct-metal-laser-sintering-dmls-simply-explained/>

- [10] 3D tisk kovových materiálů. In: *Technický týdeník* [online]. Praha: Business Media CZ [cit. 2022-01-24]. Dostupné z: https://www.technickytydenik.cz/rubriky/poutaky/3d-tisk-kovovych-materialu_50018.html
- [11] DUDA, T. a L. RAGHAVAN. 3D Metal Printing Technology. *IFAC-PapersOnLine* [online]. Elsevier, **49**(29), 103-110 [cit. 2022-01-24]. ISSN 2405-8963. Dostupné z: doi:10.1016/j.ifacol.2016.11.111.
- [12] Lattice test structures built on Renishaw AM250 metal AM system at The University of Nottingham, as part of the Aluminium Lightweight Structures via Additive Manufacturing (ALSAM) project. In: *3DPRINTING.COM* [online]. Strikwerda en Dehue [cit. 2022-02-19]. Dostupné z: <https://3dprinting.com/tips-tricks/3d-printed-lattice-structures/>
- [13] ABOULKHAIR, N., Marco SIMONELLI, Luke PARRY, Ian ASHCROFT, Christopher TUCK a Richard HAGUE. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science* [online]. Elsevier, 2022, **2019**(106) [cit. 2022-02-02]. ISSN 0079-6425. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.100578>
- [14] MAAMOUN, A., Y. XUE, M. ELBESTAWI a S. VELDHUIS. The Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Al6061 and AlSi10Mg Alloys. *Materials* [online]. Basel, 2019, **12**(1) [cit. 2022-03-16]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma12010012
- [15] SEABRA, M., J. AZEVEDO, A. ARAÚJO, L. REIS, E. PINTO, N. ALVES, R. SANTOS a J.P. MORTÁGUA. Selective laser melting (SLM) and topology optimization for lighter aerospace components. *Procedia Structural Integrity* [online]. Elsevier, 2016, **1**, 289-296 [cit. 2022-03-11]. ISSN 2452-3216. Dostupné z: doi:10.1016/j.prostr.2016.02.039
- [16] TANCOGNE-DEJEAN, T., A.B. SPIERINGS a D. MOHR. Additively-manufactured metallic micro-lattice materials for high specific energy absorption under static

- and dynamic loading. *Acta Materialia* [online]. Elsevier, 2016, **116**, 14-28 [cit. 2022-03-14]. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2016.05.054
- [17] ZHANG, X., Z. XUE, Q. CHENG a Y. JI. Optimization design of variable density lattice structure for additive manufacturing. *Energy* [online]. Elsevier, 2022, **242** [cit. 2022-03-14]. ISSN 0360-5442. Dostupné z: doi:10.1016/j.energy.2021.122554
- [18] CHILDERHOUSE, T. a M. JACKSON. Near Net Shape Manufacture of Titanium Alloy Components from Powder and Wire: A Review of State-of-the-Art Process Routes. *Metals* [online]. 2019, **9**(6) [cit. 2022-03-12]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met9060689
- [19] MFUSI, B.J., L.C. TSHABALALA, A.P.I. POPOOLA a N.R. MATHE. The effect of selective laser melting build orientation on the mechanical properties of AlSi10Mg parts. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2018, **430** [cit. 2022-03-19]. ISSN 1757-899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/430/1/012028
- [20] DOMFANG NGNEKOU, J.N., Y. NADOT, G. HENAFF, J. NICOLAI a L. RIDOSZ. Effect of As-Built and Ground Surfaces on the Fatigue Properties of AlSi10Mg Alloy Produced by Additive Manufacturing. *Metals* [online]. 2021, **11**(9) [cit. 2022-03-19]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met11091432
- [21] PAL, S., N. GUBELJAK, T. BONČINA et al. The effects of locations on the build tray on the quality of specimens in powder bed additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2021, **112**(3-4), 1159-1170 [cit. 2022-03-19]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-020-06563-5
- [22] FITZGERALD, E. a W. EVERHART. The Effect of Location on the Structure and Mechanical Properties of Selective Laser Melted 316L Stainless Steel. *In Proceedings of the 27th Annual International Solid Freeform Fabrication*

- Symposium*, [online]. 574–583 [cit. 2022-03-19]. Dostupné z: <http://utw10945.utweb.utexas.edu/sites/default/files/2016/043-Fitzgerald.pdf>
- [23] BUCHBINDER, D., H. SCHLEIFENBAUM, S. HEIDRICH, W. MEINERS a J. BÜLTMANN. High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. *Physics Procedia* [online]. Elsevier, 2022, **2011**(12), 271-278 [cit. 2022-02-02]. ISSN 1875-3892. Dostupné z: doi:10.1016/j.phpro.2011.03.035
- [24] ABOULKHAIR, N., Ch. EVERITT, I. TUCK a Ian ASHCROFT. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing* [online]. Elsevier, **2014**(1-4), 77-86 [cit. 2022-02-21]. ISSN 2214-8604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2014.08.001
- [25] GIRELLI, L., M. TOCCI, L. MONTESANO, M. GELFI a A. POLA. Optimization of heat treatment parameters for additive manufacturing and gravity casting AlSi10Mg alloy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2017, **264** [cit. 2022-07-05]. ISSN 1757-8981. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/264/1/012016
- [26] GIRELLI, L., M. TOCCI, M. GELFI a A. POLA. Study of heat treatment parameters for additively manufactured AlSi10Mg in comparison with corresponding cast alloy. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2019, **739**, 317-328 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2018.10.026
- [27] UZAN, N. E., R. SHNECK, O. YEHESEKEL a N. FRAGE. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2017, **704**, 229-237 [cit. 2022-06-20]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2017.08.027
- [28] MOWER, T. a M. LONG. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials. *Materials Science and Engineering: A* [online]. Elsevier, 2022, **2016**(651), 198-213 [cit. 2022-02-02]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2015.10.068.

- [29] ABOULKHAIR, N. T., I. MASKERY, Ch. TUCK, I. ASHCROFT a N. M. EVERITT. On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting: Microstructure and nano-mechanical properties. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2016, **230**, 88-98 [cit. 2022-07-02]. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2015.11.016
- [30] MANFREDI, D., F. CALIGNANO, M. KRISHNAN et al. Additive Manufacturing of Al Alloys and Aluminium Matrix Composites (AMCs). *Light Metal Alloys Applications* [online]. InTech, 2014 [cit. 2022-02-28]. ISBN 978-953-51-1588-5. Dostupné z: doi:10.5772/58534
- [31] 3D printing in Aluminium: Aluminium is a metal with high strength, low weight that combines great mechanical and thermal properties. In: *Beamlar: Aditive Manufacturing* [online]. Amsterdam: Beamlar [cit. 2022-02-28]. Dostupné z: <https://www.beamlar.com/3d-printing-capabilities/materials/aluminum/>
- [32] KEMPEN, K., L. THIJIS, J. J. VAN HUMBEECK a J.-P. KRUTH. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Physics Procedia* [online]. Elsevier, 2012, **39**, 439-446 [cit. 2022-03-14]. ISSN 1875-3892. Dostupné z: doi:10.1016/j.phpro.2012.10.059
- [33] SNOPIŃSKI, P., A. WOŹNIAK a M. PAGÁČ. Microstructural Evolution, Hardness, and Strengthening Mechanisms in SLM AlSi10Mg Alloy Subjected to Equal-Channel Angular Pressing (ECAP). *Materials* [online]. MDPI, 2021, **14**(24) [cit. 2022-03-14]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma14247598
- [34] ITURRIOZ, A., E. GIL, M.M. PETITE, F. GARCIAINDIA, A.M. MANCISIDOR a M. SAN SEBASTIAN. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: influence of heat treatment condition on mechanical properties and microstructure. *Welding in the World* [online]. 2018, **62**(4), 885-892 [cit. 2022-03-14]. ISSN 0043-2288. Dostupné z: doi:10.1007/s40194-018-0592-8
- [35] EOS Aluminium AlSi10Mg: Material Data Sheet. In: *Eos* [online]. Krailling: EOS [cit. 2022-03-14]. Dostupné z: https://www.eos.info/03_system-related-

assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/aluminium/material_datasheet_eos_aluminium-alsi10mg_en_web.pdf

- [36] EOS Aluminium ALF357: Material Data Sheet. In: *Eos* [online]. Krailling: EOS [cit. 2022-02-28]. Dostupné z: https://www.eos.info/03_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/aluminium/material_datasheet_eos_aluminium_alf357_premium_en.pdf
- [37] Exploring Aluminum AlSi7Mg (F357) Powder and Parameters. In: *GE* [online]. Boston: GENERAL ELECTRIC [cit. 2022-02-28]. Dostupné z: <https://www.ge.com/additive/press-releases/webinar-exploring-aluminum-alsi7mg-f357-powder-and-parameters>
- [38] RAO, H., S. GIET, K. YANG, X. WU a Ch. DAVIES. The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting. *Materials & Design* [online]. Elsevier, **2016**(109), 334-346 [cit. 2022-02-28]. ISSN 0264-1275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2016.07.009
- [39] AlSi12 Aluminum Based Metal Powder for Additive Manufacturing (3D Printing). In: *MSE Supplies: We Enable Innovations* [online]. Tuscon: MSE Supplies LLC [cit. 2022-03-02]. Dostupné z: <https://www.msесupplies.com/products/alsi12-aluminum-based-metal-powder-for-additive-manufacturing-3d-printing>
- [40] SIDDIQUE, S., M. IMRAN a F. WALTHER. Very high cycle fatigue and fatigue crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy. *International Journal of Fatigue* [online]. Elsevier, 2017, **2017**(94), 246-254 [cit. 2022-03-02]. ISSN 0142-1123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.06.003
- [41] KANG, N., P. CODDET, H. LIAO, T. BAUR a Ch. CODDET. Wear behavior and microstructure of hypereutectic Al-Si alloys prepared by selective laser melting.

- Applied Surface Science* [online]. Elsevier, 2016, **2016**(378), 142-149 [cit. 2022-03-02]. ISSN 0169-4332. Dostupné z: doi:10.1016/j.apsusc.2016.03.221
- [42] PONNUSAMY, P., R. RASHID, S. MASOOD, D. RUAN a S. PALANISAMY. Mechanical Properties of SLM-Printed Aluminium Alloys: A Review. *Materials* [online]. MDPI, 2020, **13**(19) [cit. 2022-03-02]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma13194301
- [43] LaserForm® AlSi7Mg0.6 (A). In: *3D SYSTEMS* [online]. Rock Hill: 3D Systems [cit. 2022-03-19]. Dostupné z: <https://www.3dsystems.com/sites/default/files/2020-08/3d-systems-laserform-alsi7mg0.6%28A%29-datasheet-a4-us-2020-07-27-a-print.pdf>
- [44] LaserForm AlSi10Mg (A). In: *3D SYSTEMS* [online]. Rock Hill: 3D Systems [cit. 2022-03-19]. Dostupné z: <https://www.3dsystems.com/sites/default/files/2021-07/3d-systems-laserform-alsi10mg%28a%29-datasheet-a4-us-2021-07-13-a-print.pdf>
- [45] LaserForm® AlSi12 (B). In: *3D SYSTEMS* [online]. Rock Hill: 3D Systems [cit. 2022-03-19]. Dostupné z: <https://www.3dsystems.com/sites/default/files/2018-02/3d-systems-laserform-alsi12%28b%29-datasheet-us-a4-2018-02-05-print.pdf>
- [46] MACONACHIE, T., M. LEARY, J. ZHANG et al. Effect of build orientation on the quasi-static and dynamic response of SLM AlSi10Mg. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2020, **788** [cit. 2022-06-05]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2020.139445
- [47] UDDIN, S., L. MURR, C. TERRAZAS, P. MORTON, D. ROBERSON a R. WICKER. Processing and characterization of crack-free aluminum 6061 using high-temperature heating in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Additive Manufacturing* [online]. Elsevier, 2018, **22**, 405-415 [cit. 2022-03-02]. ISSN 2214-8604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2018.05.047

- [48] FULCHER, B. a Trevor WATT. Comparison of AlSi10Mg and Al 6061 Processed through DMLS. *2014 International Solid Freeform Fabrication Symposium* [online]. The University of Texas at Austin, 409-419 [cit. 2022-03-02]. Dostupné z: doi:10.26153/tsw/15695
- [49] CANTER, N. Manufacturing of aluminum alloys by 3D printing. *Tribology & Lubrication Technology* [online]. ProQuest, 2018, **74**(1), 12-13 [cit. 2022-03-02]. ISSN 1545858X. Dostupné z: <https://www.proquest.com/docview/1988462346?pq-origsite=gscholar&fromopenview=true>
- [50] Aluminum 6061 is finally 3D Printable and Available. In: *Elementum 3D* [online]. Erie: Elementum 3D [cit. 2022-03-02]. Dostupné z: <https://www.elementum3d.com/a6061-ram2-brochure/>
- [51] CARLUCCIO, D., M.J. BERMINGHAM, Y. ZHANG, D.H. STJOHN, K. YANG, P.A. ROMETSCH, X. WU a M.S. DARGUSCH. Grain refinement of laser remelted Al-7Si and 6061 aluminium alloys with Tibor® and scandium additions. *Journal of Manufacturing Processes* [online]. Elsevier, 2018, **35**, 715-720 [cit. 2022-03-02]. ISSN 15266125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2018.08.030
- [52] DUGHI, P. 3D Printing Aluminum – The Ultimate Guide. In: *All3DP* [online]. München: All3DP [cit. 2022-03-03]. Dostupné z: <https://all3dp.com/1/3d-printing-aluminum/>
- [53] KRAUS, V. *Tepelné zpracování a slinování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000. ISBN 80-708-2582-0.
- [54] TRIDELLO, A., J. FIOCCHI, C.A. BIFFI, G. CHIANDUSSI, M. ROSSETTO, A. TUISSI a D.S. PAOLINO. Effect of microstructure, residual stresses and building orientation on the fatigue response up to 109 cycles of an SLM AlSi10Mg alloy. *International Journal of Fatigue* [online]. 2020, **137** [cit. 2022-03-31]. ISSN 0142-1123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105659

- [55] PADOVANO, E., C. BADINI, A. PANTARELLI, F. GILI a F. D'AIUTO. A comparative study of the effects of thermal treatments on AlSi10Mg produced by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2020, **831** [cit. 2022-03-31]. ISSN 0925-8388. Dostupné z: doi:10.1016/j.jallcom.2020.154822
- [56] THUIS, L., K. KEMPEN, J.P. KRUTH a J. VAN HUMBEECK. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia* [online]. 2013, **61**(5), 1809-1819 [cit. 2022-03-31]. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2012.11.052
- [57] FIOCCHI, J., C. BIFFI, C. COLOMBO, L. VERGANI a A. TUISSI. Ad Hoc Heat Treatments for Selective Laser Melted AlSi10mg Alloy Aimed at Stress-Relieving and Enhancing Mechanical Performances. *JOM* [online]. 2020, **72**(3), 1118-1127 [cit. 2022-04-01]. ISSN 1047-4838. Dostupné z: doi:10.1007/s11837-019-03973-z
- [58] ALGHAMDI, F., X. SONG, A. HADADZADEH, B. SHALCHI-AMIRKHIZ, M. MOHAMMADI a M. HAGHSHENAS. Post heat treatment of additive manufactured AlSi10Mg: On silicon morphology, texture and small-scale properties. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2020, **783** [cit. 2022-05-30]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2020.139296
- [59] HAN, Q. a Y. JIAO. Effect of heat treatment and laser surface remelting on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2019, **102**(9-12), 3315-3324 [cit. 2022-06-09]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-018-03272-y
- [60] SUBBIAH, R., J. BENSINGH, A. KADER a S. NAYAK. Influence of printing parameters on structures, mechanical properties and surface characterization of aluminium alloy manufactured using selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2020, **106**(11-12), 5137-5147 [cit. 2022-06-09]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-020-04929-3
- [61] ABOULKHAIR, N., I. MASKERY, Ch. TUCK, I. ASHCROFT a N. EVERITT. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg:

- The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2016, **667**, 139-146 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.04.092
- [62] ZHUO, L., Z. WANG, H. ZHANG, E. YIN, Y. WANG, T. XU a Ch. LI. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Letters* [online]. 2019, **234**, 196-200 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0167-577X. Dostupné z: doi:10.1016/j.matlet.2018.09.109
- [63] PELLIZZARI, M., M. MALFATTI, C. LORA a F. DEIRMINA. Properties of Laser Metal Fused AlSi10Mg Alloy Processed Using Different Heat Treatments. *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte* [online]. 2020, **165**(3), 164-168 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0005-8912. Dostupné z: doi:10.1007/s00501-020-00956-5
- [64] FOUSOVÁ, M., D. DVORSKÝ, A. MICHALCOVÁ a D. VOJTĚCH. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures. *Materials Characterization* [online]. 2018, **137**, 119-126 [cit. 2022-03-31]. ISSN 1044-5803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2018.01.028
- [65] RAO, J., Y. ZHANG, K. ZHANG, A. HUANG, Ch.H.J. DAVIES a Xi. WU. Multiple precipitation pathways in an Al-7Si-0.6Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Scripta Materialia* [online]. 2019, **160**, 66-69 [cit. 2022-04-01]. ISSN 1359-6462. Dostupné z: doi:10.1016/j.scriptamat.2018.09.045
- [66] ZHANG, H., Y. WANG, J.J. WANG, D.R. NI, D. WANG, B.L. XIAO a Z.Y. MA. Achieving superior mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg via direct aging treatment. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. 2022, **108**, 226-235 [cit. 2022-03-31]. ISSN 1005-0302. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmst.2021.07.059
- [67] MERINO, J., B. RUVALCABA, J. VARELA, E. ARRIETA, L.e MURR, R. WICKER, M. BENEDICT a F. MEDINA. Multiple, comparative heat treatment and aging schedules for controlling the microstructures and mechanical properties of laser

- powder bed fusion fabricated AlSi10Mg alloy. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2021, **13**, 669-685 [cit. 2022-05-30]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2021.04.062
- [68] ROSENTHAL, I., R. SHNECK a A. STERN. Heat treatment effect on the mechanical properties and fracture mechanism in AlSi10Mg fabricated by additive manufacturing selective laser melting process. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2018, **729**, 310-322 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2018.05.074
- [69] PRASHANTH, K.G., S. SCUDINO, H.J. KLAUSS et al. Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2014, **590**, 153-160 [cit. 2022-04-01]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2013.10.023
- [70] YANG, P., L. DEIBLER, D. BRADLEY, D. STEFAN a J. CARROLL. Microstructure evolution and thermal properties of an additively manufactured, solution treatable AlSi10Mg part. *Journal of Materials Research* [online]. 2018, **33**(23), 4040-4052 [cit. 2022-04-01]. ISSN 0884-2914. Dostupné z: doi:10.1557/jmr.2018.405
- [71] PATAKHAM, U., A. PALASAY, P. WILA a R. TONGSRI. MPB characteristics and Si morphologies on mechanical properties and fracture behavior of SLM AlSi10Mg. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2021, **821** [cit. 2022-03-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2021.141602
- [72] WANG, C.G., J.X. ZHU, G.W. WANG, Y. QIN, M.Y. SUN, J.L. YANG, X.F. SHEN a S.K. HUANG. Effect of building orientation and heat treatment on the anisotropic tensile properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2022, **895** [cit. 2022-03-31]. ISSN 0925-8388. Dostupné z: doi:10.1016/j.jallcom.2021.162665
- [73] TAKATA, N., H. KODAIRA, K. SEKIZAWA, A. SUZUKI a M. KOBASHI. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments.

- Materials Science and Engineering: A* [online]. 2017, **704**, 218-228 [cit. 2022-03-31]. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2017.08.029
- [74] KIMURA, T. a T. NAKAMOTO. Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting. *Materials & Design* [online]. Elsevier, 2016, **89**, 1294-1301 [cit. 2022-03-14]. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2015.10.065
- [75] MA, P., K. PRASHANTH, S. SCUDINO, Y. JIA, H. WANG, Ch. ZOU, Z. WEI a J. ECKERT. Influence of Annealing on Mechanical Properties of Al-20Si Processed by Selective Laser Melting. *Metals* [online]. 2014, **4**(1), 28-36 [cit. 2022-04-01]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met4010028
- [76] ZHANG, Ch., H. ZHU, Y. QI a X. ZENG. The Effect of Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Selective Laser Melting AlSi10Mg. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2019, **538**(1) [cit. 2022-03-31]. ISSN 1757-8981. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/538/1/012023
- [77] Al-Alloy: AlSi10Mg: Data Sheet. In: *Aconity3D* [online]. Herzogenrath: Aconity3D [cit. 2022-06-10]. Dostupné z: https://aconity3d.com/documents/materials/Data%20Sheet_AlSi10Mg_0320.pdf
- [78] AlSi10Mg: Metal powder. In: *Heraeus* [online]. Hanau: Heraeus Additive Manufacturing GmbH [cit. 2022-06-10]. Dostupné z: https://www.heraeus.com/media/media/group/doc_group/products_1/additive_manufacturing/datasheets_en/AlSi10Mg.pdf
- [79] M2 Series 5 Aluminum AlSi10Mg. In: *https://www.ge.com/additive/* [online]. GENERAL ELECTRIC [cit. 2022-06-10]. Dostupné z: <https://usermanual.wiki/m/7003699ab24e289e10b4d9397f9c16d8fe8fcddb8b5b503668d571c6cc4268aa.pdf>

- [80] ČSN EN 1706 +A1 (421433). *Hliník a slitiny hliníku - Odlitky - Chemické složení a mechanické vlastnosti*. Praha: Český normalizační institut, 2022.
- [81] LI, Y. a D. GU. *Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder* [online]. 2014, **63**, 856-867 [cit. 2022-07-15]. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2014.07.006
- [82] LI, W., S. LI, J. LIU, A. ZHANG, Y. ZHOU, Q. WEI, Ch. YAN a Y. SHI. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2016, **663**, 116-125 [cit. 2022-06-11]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.03.088
- [83] HADADZADEH, A., C. BAXTER, B. AMIRKHIZ a M. MOHAMMADI. Strengthening mechanisms in direct metal laser sintered AlSi10Mg: Comparison between virgin and recycled powders. *Additive Manufacturing* [online]. 2018, **23**, 108-120 [cit. 2022-06-12]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2018.07.014
- [84] HADADZADEH, A., B. SHALCHI AMIRKHIZ, A. ODESHI, J. LI a M. MOHAMMADI. Role of hierarchical microstructure of additively manufactured AlSi10Mg on dynamic loading behavior. *Additive Manufacturing* [online]. 2019, **28**, 1-13 [cit. 2022-06-12]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2019.04.012
- [85] ZHANG, Ch., H. ZHU, H. LIAO, Y. CHENG, Z. HU a X. ZENG. Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg. *International Journal of Fatigue* [online]. 2018, **116**, 513-522 [cit. 2022-06-20]. ISSN 01421123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.07.016
- [86] ABOULKHAIR, N. *Additive manufacture of an aluminium alloy: processing, microstructure, and mechanical properties* [online]. Nottingham Additive manufacture of an aluminium alloy: processing, microstructure, and mechanical properties, 2015 [cit. 2022-06-20]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/302959913_Additive_manufacture_

- of_an_aluminium_alloy_processing_microstructure_and_mechanical_propertie
s. Ph.D. Thesis. University of Nottingham.
- [87] ROMANO, S., A. BRÜCKNER-FOIT, A. BRANDÃO, J. GUMPINGER, T. GHIDINI a S. BERETTA. Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength. *Engineering Fracture Mechanics* [online]. 2018, **187**, 165-189 [cit. 2022-06-20]. ISSN 00137944. Dostupné z: doi:10.1016/j.engfracmech.2017.11.002
- [88] ABOULKHAIR, N. T., I. MASKERY, Ch. TUCK, I. ASHCROFT a N. M. EVERITT. *Improving the fatigue behaviour of a selectively laser melted aluminium alloy: Influence of heat treatment and surface quality* [online]. 2016, **104**, 174-182 [cit. 2022-06-24]. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2016.05.041
- [89] LEON, A. a E. AGHION. Effect of surface roughness on corrosion fatigue performance of AlSi10Mg alloy produced by Selective Laser Melting (SLM). *Materials Characterization* [online]. 2017, **131**, 188-194 [cit. 2022-06-20]. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2017.06.029
- [90] CPONCEPTLASER: CL 30AL / CL 31AL Aluminium alloys. In: *GE Additive* [online]. General Electric [cit. 2022-06-24]. Dostupné z: https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2018-12/CLMAT_30_31AL_DS_EN_US_2_v1.pdf
- [91] RŮŽIČKOVÁ, L. *Vliv parametrů tepelného zpracování na užité vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem*. Praha, 2020. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze. Vedoucí práce Jana Sobotová.
- [92] BARTÁK, T. *Studium struktury a vlastností slitiny AlSi10Mg připravené 3D tiskem*. Praha, 2021. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze. Vedoucí práce Jana Sobotová.
- [93] ASTM E606/E606M-12. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. West Conshohocken: ASTM International, 2012.

- [94] XIAO, Y., Y. YANG, S. WU, J. CHEN, D. WANG a Ch. SONG. Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Alloy Manufactured by Laser Powder Bed Fusion Under Nitrogen and Argon Atmosphere. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* [online]. 2022, **35**(3), 486-500 [cit. 2022-07-10]. ISSN 1006-7191. Dostupné z: doi:10.1007/s40195-021-01354-7
- [95] TANG, M. a P. Ch. PISTORIUS. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue* [online]. 2017, **94**, 192-201 [cit. 2022-07-14]. ISSN 01421123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002
- [96] TOCCI, M., A. POLA, M. GELFI a G. M. LA VECCHIA. Effect of a New High-Pressure Heat Treatment on Additively Manufactured AlSi10Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2020, **51**(9), 4799-4811 [cit. 2022-07-25]. ISSN 1073-5623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-020-05905-y
- [97] CHEN, J., W. HOU, X. WANG, S. CHU a Z. YANG. Microstructure, porosity and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. 2020, **33**(7), 2043-2054 [cit. 2022-07-25]. ISSN 10009361. Dostupné z: doi:10.1016/j.cja.2019.08.017

PŘÍLOHA 1: Vliv parametrů tisku na mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg

Tabulka 18: Vliv parametrů tisku na mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM s použitím tepelného zpracování T6

Režim tepelného zpracování	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Směr tisku	Předehřev tiskové palety [°C]	Parametry SLM procesu				Zdroj
						Výkon laseru [W]	Rychlost skenování [mm/s]	Skenovací mezery [μm]	Tloušťka vrstvy [μm]	
As-built	268 ± 2	333 ± 15	1,4 ± 0,3	-	-	200	570	130	25	[61]
T6 (520 °C - 1h; 160 °C - 6 h)	239 ± 2	292 ± 4	3,9 ± 0,5	-	-					
As-built	270	446	8,1	-	150	300	800	130	30	[62]
T6 (535 °C - 2 h; 190 °C - 10 h)	164	214	11,1	-						
As-built	275 ± 5	406 ± 3	3,8 ± 0,1	Z	-	-	-	125	20-40	[63]
T6 (540 °C - 2 h; 160 °C - 8 h)	236 ± 7	288 ± 8	9,3 ± 1,2	Z						
As-built	247 ± 1	482 ± 1	6,5 ± 0,3	Z	80	370	1300	190	30	[26]
T6 (540 °C - 1 h; 180 °C - 2 h)	248 ± 14	299 ± 24	5,1 ± 1,1	Z						
As-built	226 ± 7	429 ± 8	4,0 ± 0,3	Z	165	370	1300	190	30	[55]
T6 (550 °C - 2 h; 180 °C - 6 h)	270 ± 4	321 ± 3	9,0 ± 1,0	Z						

Tabulka 19: Vliv parametrů tisku na mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM s použitím tepelného zpracování T5

Režim tepelného zpracování	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Směr tisku	Předehřev tiskové palety [°C]	Parametry SLM procesu				Zdroj
						Výkon laseru [W]	Rychlost skenování [mm/s]	Skenovací mezery [μm]	Tloušťka vrstvy [μm]	
As-built	276 ± 6	403 ± 6	6,4 ± 0,2							
T5 (130 °C - 4 h)	309 ± 1	451 ± 10	6,5 ± 0,4							
As-built	276 ± 6	403 ± 6	6,4 ± 0,2							
T5 (150 °C - 4 h)	296 ± 4	433 ± 13	5,3 ± 1,8							
As-built	276 ± 6	403 ± 6	6,4 ± 0,2	Z	-	275	1600	-	30	[66]
T5 (170 °C - 4 h)	293 ± 11	408 ± 9	3,2 ± 0,4							
As-built	276 ± 6	403 ± 6	6,4 ± 0,2							
T5 (190 °C - 4 h)	270 ± 14	380 ± 34	3,5 ± 1,7							
As-built	237 ± 4	463 ± 3	7,6 ± 1,0							
T5 (190 °C - 2 h)	258 ± 4	443 ± 16	4,7 ± 1,2	Z	80	300	1000	130	40	[67]
As-built	263 ± 5	473 ± 1	7,8 ± 0,1							
T5 (200 °C - 2 h)	298 ± 5	479 ± 2	5,6 ± 0,1	Z	35	-	1000	200	60	[68]

Tabulka 20: Vliv parametrů tisku na mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM s použitím žíhání při středních teplotách

Režim tepelného zpracování	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Směr tisku	Předehřev tiskové palety [°C]	Parametry SLM procesu				Zdroj
						Výkon laseru [W]	Rychlost skenování [mm/s]	Skenovací mezery [μm]	Tloušťka vrstvy [μm]	
As-built	214 ± 2	414 ± 3	4,4 ± 0,1	Z	-	-	-	-	-	[71]
Žíhání (270 °C - 1,5 h)	215 ± 10	378 ± 1	4,2 ± 0,4							
As-built	228	478	7	Z	35	370	1300	190	30	[72]
Žíhání (270 °C - 2 h)	209	320	12,5							
As-built	255 ± 13	377 ± 13	2,2 ± 0,2	Z	-	350	500	170	50	[64]
Žíhání (300 °C - 2 h)	158 ± 9	256 ± 10	9,9 ± 0,4							
As-built	220	476	5,5	Z	-	380	-	100	30	[73]
Žíhání (300 °C - 2 h)	175	290	14,2							
As-built	228	478	7	Z	35	370	1300	190	30	[72]
Žíhání (300 °C - 2 h)	168	262	16,3							
As-built	228	478	7	Z	35	370	1300	190	30	[72]
Žíhání (330 °C - 2 h)	147	231	19,8							