

České vysoké učení technické v Praze

Fakulta strojní

Ústav materiálového inženýrství



Vliv parametrů tepelného zpracování na
užitné vlastnosti slitiny AlSi10Mg
vyrobené 3D tiskem

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vedoucí: Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

Vypracovala: Bc. Ludmila Růžičková

2020

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto závěrečnou práci vypracovala samostatně. Veškeré podklady, ze kterých jsem čerpala informace, jsou uvedeny v seznamu použité literatury a citovány v textu podle normy ČSN ISO 690.

V Praze dne 29. 7. 2020

.....

Jméno a příjmení studenta

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Růžičková** Jméno: **Ludmila** Osobní číslo: **457288**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**
Studijní program: **Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Výrobní a materiálové inženýrství**

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Vliv parametrů tepelného zpracování na užité vlastnosti slitiny AISi10Mg vyrobené 3D tiskem

Název diplomové práce anglicky:

Influence of heat treatment parameters on utility properties of AISi10Mg alloy produced by 3D printing

Pokyny pro vypracování:

- Literární rešerše
- Experimentální část
 - Metalografická analýza
 - Hodnocení mechanických vlastností
- Zpracování výsledků, závěry, sepsání DP

Seznam doporučené literatury:

- [1] BRANDL, E., U. HECKENBERGER, V. HOLZINGER a D. BUCHBINDER. Additive manufactured AISi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials&Design*. 2012, 34, 159-169. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.07.067. ISSN 02613069. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306911005590>
- [2] ZHOU, L., A. MEHTA, E. SCHULZ, B. MCWILLIAMS, K. CHO a Y. SOHN. Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AISi10Mg alloy before and after heat treatment. *Materials Characterization*. 2018, 143, 5-17. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.022. ISSN 10445803. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580317336902>
- [3] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

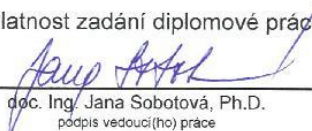
doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D., ústav materiálového inženýrství FS


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


Datum zadání diplomové práce: **30.04.2020**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2020**

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.

28.5.2020

Datum převzetí zadání



Podpis studentky

Poděkování

Ráda bych poděkovala vedoucí mé diplomové práce, vážené doc. Ing. Janě Sobotové, Ph.D., za její ochotu, přístup, pomoc a čas, který mi během konzultací věnovala.

Dále bych ráda poděkovala Ing. Janu Krčilovi, Ing. Janu Šimotovi a Ing. Vladimíru Márovi za vstřícnost a pomoc při realizaci experimentální části této diplomové práce.

Abstrakt

Předložená diplomová práce hodnotí vliv tepelného zpracování žíháním ke snížení pnutí na 3D tištěnou slitinu AlSi10Mg vytištěnou metodou SLM (Selective laser melting). Byla provedena CT analýza, metalografická analýza, zkouška tahem, fraktografická analýza a měřena tvrdost.

Byly zvoleny tři režimy žíhání: 240 °C/6 hod; 240 °C/2 hod; 300 °C/2 hod. Pro stanovení vlivu režimu žíhání na mechanické vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg byly výsledky získané měřením porovnány se stavem as-built a také mezi sebou.

Klíčová slova

3D tisk, AlSi10Mg, SLM, žíhání ke snížení pnutí, mechanické vlastnosti, struktura

Abstract

Presented diploma thesis evaluates the effect of heat treatment of stress relieving on a SLM (Selective Laser Melting) 3D printed AlSi10Mg alloy. CT analysis, metallographic analysis, tensile test, fractographic analysis and hardness are measured.

Three stress relieving modes were selected: 240 °C/6 hours; 240 °C/2 hours; 300 °C/2 hours. To determine the effect of the annealing mode on the mechanical properties of the 3D printed AlSi10Mg alloy, the results obtained by measurement were compared with the as-built state and with each other.

Key words

3D printing, AlSi10Mg, SLM, stress relieving, mechanical properties, structure

Obsah

Úvod	11
Teoretická část	12
1. Hliník a jeho slitiny	12
1.1. Rozdělení slitin hliníku	13
1.1.1. Tvařitelné slitiny hliníku	14
1.1.2. Slévárenské slitiny hliníku	19
2. 3D tisk.....	21
2.1. Princip 3D tisku	21
2.1.1. Metoda DMLS/SLM	23
2.2. Porovnání 3D tisku s konvenčními technologiemi	26
Energetický průmysl	30
Automobilový průmysl	31
Letecký průmysl.....	32
3. Slitina AlSi10Mg.....	34
Srovnání tiskěné a odlité AlSi10Mg	34
3.1. Mikrostruktura	37
3.2. Vlastnosti slitiny AlSi10Mg.....	40
3.3. Tepelné zpracování	41
4. Metody hodnocení užitečných vlastností.....	44
Experimentální část.....	46
1. Experimentální materiál.....	46
2. Popis experimentu	48
Výsledky a jejich diskuse	51
1. Zkouška tahem a měření tvrdosti	51
2. Analýza CT	53
3. Metalografická analýza	55
3.1. Mikrostruktura	55
3.2. Porezita	58
3.3. Analýza SEM a EDS	60
3.4. Fraktografie	64
Závěry.....	65
Seznam použité literatury	66
Seznam použitých obrázků.....	74
Seznam použitých tabulek	76

Příloha 1 – výsledky zkoušky tahem.....	77
Příloha 2 - mikrostruktura	80
Příloha 3 - fraktografie	84

Seznam symbolů, zkratek a veličin

hm.% - hmotnostní procento

kg/m³ – jednotka SI vyjadřující měrnou hmotnost (hustotu)

AlCu4Mg – molekulový vzorec duralaluminia

fcc – face cubic centered, krystalická mřížka kubická plošně středěná

Al₂O₃ – molekulový vzorec oxidu hlinitého

mm – milimetr, jednotka délky

HNO₃ – molekulový vzorec kyseliny dusičné

°C – stupeň Celsia, jednotka teploty v Celsiově stupnici

HB – Hardness of Brinell, tvrdost dle Brinella

MPa – 10⁶ Pa, jednotka tlaku, udává jak velká síla (N) působí na plochu (mm²)

Al – chemická značka pro hliník

Cu – chemická značka pro měď

Mg – chemická značka pro hořčík

Mn – chemická značka pro mangan

Si – chemická značka pro křemík

Zn – chemická značka pro zinek

Al(OH)₃nH₂O – molekulový vzorec bauxitu

Na₃AlFe₆ – molekulový vzorec hexafluorohlinitanu trisodného (kryolitu)

Ni – chemická značka pro nikl

GPa - 10⁹ Pa, jednotka tlaku, udává jak velká síla (N) působí na plochu (mm²)

R_m – mez pevnosti v tahu, běžně uváděno v jednotkách MPa

B – beta, písmeno řecké abecedy

g/cm³ – jednotka SI vyjadřující měrnou hmotnost (hustotu)

Al₃Li – molekulový vzorec slitiny hliníku a lithia

> – matematické znaménko – je větší než

Al₃Mg₂ – molekulový vzorec slitiny hliníku a hořčíku

Al₆Mn – molekulový vzorec slitiny hliníku a manganu

Ar – chemická značka pro argon

N – chemická značka pro dusík

% – značka pro procento

$R_{p0,2}$ – smluvní mez kluzu v tahu [MPa]

A – tažnost [%]

3D – trojdimenzionální, trojrozměrný

PBF – Powder Bed Fusion

DED – Directed Energy Deposition

DMLS – Direct Metal Laser Deposition

SLM – Selective Laser Melting –

EBM – Electron Beam Melting

LENS – Laser Engineered Net Shaping

DMD – Direct Metal Deposition

EBFFF – Electron Beam Free Form Fabrication

MAR-247 – označení niklové superslitiny

CM247LC – označení niklové superslitiny

CMSX-4 – označení niklové superslitiny

Ti6Al4V – molekulový vzorec alfa+beta titanové slitiny

μm – mikrometr, odvozená jednotka ze soustavy SI, 10^{-6} m

mm – milimetr, odvozená jednotka ze soustavy SI, 10^{-3} m

CAD – computer-aided design – počítačem podporované projektování

ot/min – jednotka, otáčky za minutu

AlSi10Mg – molekulový vzorec hliníkové slitiny

TZ – tepelné zpracování

HV – označení tvrdosti dle Vickerse

Fe – chemická značka pro železo

MnFe4Al12Si2 – molekulový vzorec pro precipitát sloučeniny železa a manganu

LCCF – low cycle corrosion fatigue – zkouška odolnosti korozi při nízkocyklové únavě

as-built – 3D vytištěný vzorek ve stavu po tisku bez tepelného zpracování

CT – computed tomography – výpočetní tomografie

W – jednotka výkonu – watt
mm/s – jednotka rychlosti
mm/min – jednotka rychlosti
kV – kilovolt – jednotka elektrického napětí, resp. potenciálu v soustavě SI, 10^3 V
mm² – jednotka obsahu, 10^{-6} m
kg – základní jednotka hmotnosti
HV1 – jednotka tvrdosti se zkušebním zatížením 1 kg
d_o – průměr [m]
F_m – síla na mezi pevnosti [N]
R_m – mez pevnosti [MPa]
ΔL – absolutní prodloužení v tahové zkoušce [mm]
R_{p0,2} – smluvní napětí při tahové zkoušce [MPa]
L_o – počáteční délka zkušební tyče [mm]
E – modul pružnosti v tahu [MPa]
F_{p0,2} – síla na smluvní mezi kluzu v tahu [N]
A – tažnost [%]
L_u – konečná měřená délka zkušební tyče po přetržení [mm]
SiC – molekulový vzorec karbidu křemíku
s – sekunda, jednotka času
DVR – defect volume ration
SEM – scanning electron microscope – řádkovací elektronový mikroskop
EDS – energiově disperzní spektroskopie
hod – zkratka pro časový údaj: hodina
TOO – tepelně ovlivněná oblast
min – zkratka pro časový údaj: minuta

Úvod

Slitina AlSi10Mg je široce používanou hliníkovou slitinou vhodnou ke 3D tisku. [1] [2] [3] [4] [5] Dobře známo, popsáno a zmapováno je tepelné zpracování a jeho parametry pro výrobky zpracované klasickými metodami lití. Tepelné zpracování a jeho parametry pro 3D tištěnou slitinu jsou však stále předmětem výzkumu. [1] [6] Důvodem je velká komplexnost a řada proměnných, které vstupují do procesu výroby 3D tištěného kusu. Počátečními proměnnými jsou kvalita a velikost kovového prášku, dále parametry tisku a jeho směr, v neposlední řadě také parametry tepelného zpracování.

Předložená práce studuje nastavení parametrů žíhání ke snížení pnutí. V dostupné literatuře autoři uvádí různé parametry tohoto žíhání. [7] Výrobce tiskárny specifikuje materiály vhodné ke 3D tisku i jejich doporučené tepelné zpracování. Na základě rešerše dostupných výzkumů byly zvoleny dva další režimy žíhání ke stávajícímu – zvoleného dle doporučení výrobce.

Vzorky ze slitiny AlSi10Mg byly tištěny metodou SLM (Selective laser melting) ve směru Z na tiskárně Concept Laser M2 v atmosféře dusíku. Část vzorku byla ponechána ve stavu as-built (bez tepelného zpracování) a ostatní byly zpracovány třemi odlišnými režimy žíhání ke snížení pnutí.

K hodnocení užitečných vlastností byla použita CT analýza, zkouška tahem, metalografická analýza, fraktografie a zkouška tvrdosti.

Cílem předložené diplomové práce je hodnocení vlivu sledovaných režimů žíhání na mechanické vlastnosti a strukturu slitiny AlSi10Mg vyrobenou 3D tiskem metodou SLM.

Teoretická část

1. Hliník a jeho slitiny

Hliník je po kyslíku a křemíku třetí nejrozšířenější prvek na Zemi. V množství přibližně 7,5 hm.% je to kov s nejvyšším výskytem v zemské kůře [8]. Řadí se mezi tzv. lehké kovy, což jsou kovy s hustotou menší než 5000 kg/m^3 [9]. Mezi nejdůležitější z nich patří: hliník, hořčík, titan, beryllium a jejich slitiny [8].

Hliník je druhým nejrozšířenějším konstrukčním kovovým materiálem. Jeho výroba byla patentována v roce 1886 a od roku 1890 zahájena průmyslová výroba, roku 1906 byla vyvinuta první hliníková slitina duralaluminium (AlCu4Mg) využívána při stavbě vzducholodí a letadel [10].

Krystalová struktura hliníku je kubická plošně středěná (fcc). Hliník je kov bílé barvy a vysokého lesku, který je díky své vysoké afinitě ke kyslíku na vzduchu stabilní. Tvoří na povrchu ochrannou pasivní oxidickou vrstvu oxidu hlinitého (Al_2O_3), která ho chrání proti další oxidaci [8] [10]. Vrstva je kompaktní a tvoří se při pokojové teplotě do hloubky přibližně 0,1 mm [8]. Hliník dobře odolává mořské vodě, neutrálním nebo oxidačním roztokům solí a koncentrované kyselině dusičné (HNO_3) [8].

Čistý hliník (dále Al) je poměrně měkký a tvárný s teplotou tání $660 \text{ }^\circ\text{C}$, tažností kolem 20-30 % (ve vyžíhaném stavu) a tvrdostí 20 HB (ve vyžíhaném stavu). Pevnost čistého hliníku ve vyžíhaném stavu je 70 MPa a omezuje tak jeho použití jako konstrukčního materiálu [9]. Z toho důvodu se hliník leguje vhodnými zpevňujícími prvky, kterými jsou např. Cu, Mg, Mn, Si, Zn. Technicky čistý hliník (99-99,9 hm.% Al) se využívá na výrobu plechů, tyčí a drátů, dále potravinářských fólií, elektrických vodičů a kondenzátorů. V hutnické výrobě se Al používá jako legující příměs do neželezných kovů a do ocelí. Dále při alitování jako povrchová vrstva sloužící jako ochrana před korozí a okujením na výrobcích z ocelí a slitin niklu. [8] [9]

Výroba hliníku je drahá a náročná. Vyrábí se ve dvou krocích. V prvním se tzv. Bayerovým způsobem z bauxitu ($\text{Al}(\text{OH})_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$) získává oxid hlinitý (Al_2O_3). V druhém kroku se, z elektrolýzou roztavené směsi oxidu hlinitého a kryolitu (hexafluorohlinitan trisodný – Na_3AlF_6), získává čistý hliník [8] [10]. Kryolit se přidává za účelem snížení teploty tavení oxidu hlinitého ($2050 \text{ }^\circ\text{C}$), na výslednou teplotu tavení $650 \text{ }^\circ\text{C}$, a to v množství 90 hm.% - zbylých 10 hm.% zastupuje Al_2O_3 [8].

Konkrétní slitiny hliníku a jejich dělení jsou podrobněji rozebrána v následující kapitole.

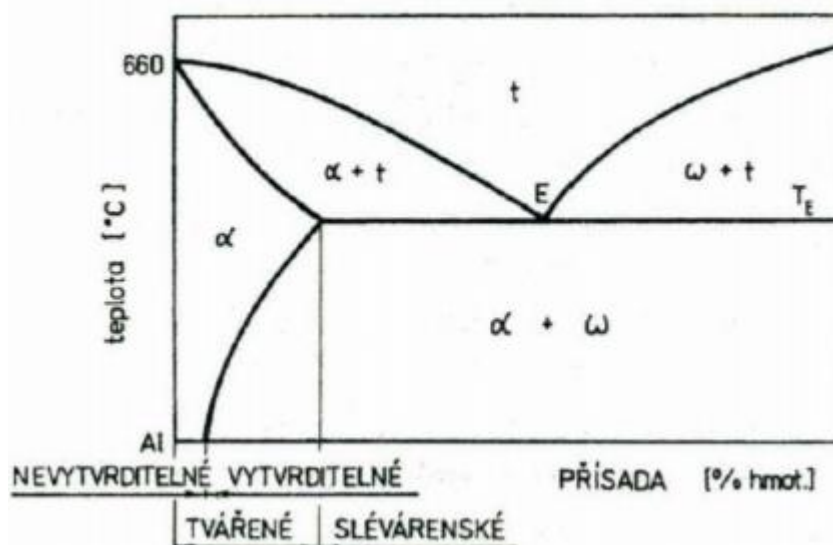
1.1. Rozdělení slitin hliníku

Hliníkové slitiny lze dělit dle různých kritérií, nejčastější dělení bývá dle jejich zpracování, a to na slitiny vhodné ke slévání a slitiny vhodné ke tváření. Slévárenské slitiny obsahují větší množství legujících prvků, které ve struktuře tvoří křehké a tvrdé fáze, a tak nejsou vhodné pro tváření. Naopak vznik eutektika, který u legovaných slitin vzniká, je žádoucí, neboť vede ke zlepšení slévatelnosti. [8] [9] [10]

U slitin určených k tváření je vhodný nižší obsah legujících prvků tak, aby v mikrostruktuře převládal plastický tuhý roztok $\alpha(\text{Al})$. Ten zajišťuje dobrou tvářitelnost [9].

Slitiny hliníku lze dělit také dle jiného kritéria a tím je možnost jejich vytvrzení, a to na slitiny vytvrditelné a nevytvrditelné. Jedná se o schopnost materiálu zvýšit tvrdost, pevnost a mez kluzu tepelným zpracováním – precipitačním vytvrzováním. Tato schopnost je přímo závislá na chemickém složení slitiny a vzniku přesyceného tuhého roztoku na bázi hliníku přísadovými prvky. Děje se tak rychlým ochlazováním slitiny z oblasti tuhého roztoku α . [9] [10]

Na Obr.1 je schematicky a zjednodušeně znázorněn tento způsob klasifikace Al slitin.



Obr.1 – schéma obecného rovnovážného diagramu binárních slitin hliníku [10]

Základními předpoklady pro to, aby byla slitina vytvrditelná jsou [9]:

- Dostatečné množství legujícího prvku (prvků) ve slitině
- Dostatečná rozpustnost legujícího prvku v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$
- Rozpustnost legujícího prvku v tuhém roztoku musí s rostoucí teplotou vzrůstat

1.1.1. Tvařitelné slitiny hliníku

Mezi tvařitelné slitiny hliníku řadíme takové slitiny, které lze ohřevem homogenizovat do oblasti tuhého roztoku. Nejčastějšími legujícími prvky, které následně ovlivňují vlastnosti slitin jsou Mg, Mn, Cu, Zn a Ni [8].

Jak uvádí autor [8], Mg umožňuje vytvrzování a zvyšuje odolnost proti korozi. Mn zvyšuje pevnost, rekrytalizační teplotu, odolnost vůči korozi, zlepšuje tvařitelnost a omezuje růst zrna při homogenizačním žíhání. Cu a Zn zpevňují a umožňují vytvrzování, ale zhoršují tvařitelnost a korozivzdornost. Ni zlepšuje mechanické vlastnosti při zvýšených teplotách. Tyto slitiny lze dále dělit na vytvrditelné a nevytvrditelné (Obr.1).

Tvařitelné slitiny hliníku – vytvrditelné

Vytvrzováním u hliníkových slitin, jak již bylo uvedeno, dochází k výraznému zlepšení mechanických vlastností a lze dosáhnout až dvojnásobné pevnosti. Nejčastěji se vytvrzují vícesložkové systémy, které tvoří čtyři, dále popsané, základní skupiny slitin. [8] [9]

1. Slitiny Al-Cu-(Mg)

Tyto slitiny se nazývají duraly. Obsahují přibližně 1-6 % Cu a 2 % Mg [9]. Ve vytvrzeném stavu dosahují velmi dobrých mechanických vlastností (R_m až 450 MPa) [9]. V porovnání s čistým hliníkem mají poměrně špatnou korozní odolnost, proto se součástky, které musí odolávat korozi za zhoršených podmínek (např. dlouhodobé vystavení povětrnostní podmínkám), plátují. Plátování je pokrytí součástky tenkou vrstvou čistého hliníku.

Duraly mají široké využití. Používají se v leteckém průmyslu (draky letounů), výrobě sportovního náčiní, automobilovém průmyslu, v konstrukci mostů a jeřábů. Jsou nevhodné ke svařování. [8] [9]

Pro práci za zvýšených teplot, mohou být slitiny legované ještě Ni. Ten brání poklesu pevnosti za zvýšených teplot. Kromě niklu mohou být slitiny legovány ještě Si a Fe [8].

Vlastnosti a použití konkrétních slitin se nachází v následující tabulce 1.

Tab.1 – Vlastnosti a použití slitin Al-Cu-Mg [8]

Označení	Složení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	Použití
EN AW -2011-T3	Al-4,5Cu-0,5Bi-0,5Pb	340	295	14	dobře obrobitelné
EN AW -2014-T6	Al-4,4Cu-0,5Mg-0,9Si-0,8Mn	488	416	6	plášťe a křídla letadel
EN AW -2024-O	Al-4,4Cu-1,5Mg-0,6Mn	185	75	20	kola automobilů, letadla, nýty
EN AW -2024-T4		470	325	20	
EN AW -2048-T8	Al-3,3Cu-1,5Mg-0,4Mn	460	420	8	letadla
EN AW -2031-T6	Al-2,3Cu-1Ni-0,9Mg-0,9Si-0,9Fe	420	340	15	letecké motory
EN AW -2124-T8	Al-4,4Cu-1,5Mg-0,6Mn	490	440	12	letadla

2. Slitiny Al-Mg-Si

Slitiny Al-Mg-Si, jinak známé také jako avialy (obchodní název), nepřekračují obsahy přísadových prvků 1,5 % [9]. Používají se ve dvou základních sloučeninách, a to AlMgSi a Al1MgSi. Na vytvrzení těchto slitin se podílí Mg₂Si. Mez pevnosti v tahu po vytvrzení se pohybuje kolem 300 MPa [8].

Jsou lépe odolné vůči korozi oproti duralům, ale jejich mechanické vlastnosti jsou horší. Jsou dobře tvárné a svařitelné. Používají se v architektuře, stavebnictví a také v automobilovém, chemickém, potravinářském a leteckém průmyslu. [8] [9] [10]

V následující Tab.2 je uveden přehled vlastností a použití vybraných slitin Al-Mg-Si.

Tab.2 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mg-Si [8]

Označení	Složení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	Použití
EN AW - 6060-T6	Al-0,5Mg-0,4Si	250	210	-	lodě, transportéry
EN AW - 6061-T4	Al-1Mg-0,6Si-0,2Cu-0,25Cr	240	145	24	kánoe, automobily, nábytek, potrubí
EN AW - 6061-T6		310	275	15	
EN AW - 6082-O	Al-1Mg-1Si-0,7Mn	130	60	27	lodě, transportéry
EN AW - 6082-T6		340	310	11	automobily, karosérie

3. Slitiny Al-Zn-Mg-(Cu)

U slitiny Al-Zn-Mg a Al-Zn-Mg-Cu se obsah prvků pohybuje v rozmezí Zn 3-8 %, Mg 1-3 %, Cu max 2 % [9]. Jsou rovněž vytvrditelné a dosahují nejvyšších pevností z tvářitelných vytvrditelných hliníkových slitin (až 600 MPa), proto se využívají na velmi namáhané součástky v leteckém a automobilovém průmyslu. Nemají příliš dobrou korozní odolnost. Tyto slitiny lze je vytvářet přirozeně nebo uměle. Mezi nejpoužívanější slitiny patří Al6Zn3Mg2Cu a Al5Zn1MgCu. [8] [9]

V následující Tab.3 se nachází vlastnosti a použití vybraných slitin.

Tab.3 – Vlastnosti a použití slitin Al-Zn-Mg-Cu [8]

Označení	Složení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	Použití
EN AW - 7060-T6	Al-4,5Zn-1,1Mg-0,75Cu	360	315	12	nárazníky u automobilů
EN AW - 7075-O	Al-5,6Zn-2,5Mg-1,6Cu-0,25Cr	225	105	17	draky letadel
EN AW - 7075-T6		570	505	11	

4. Slitiny Al-Li-(Cu)-(Mg)

Slitiny Al-Li a Al-Li-Cu-Mg tvoří čtvrtou skupinu vytvrditelných hliníkových slitin. Vytváření umožňuje kubická fáze β (Al₃Li). Tyto perspektivní Al-Li slitiny byly vyvinuty pro letecký průmysl, a to především kvůli velmi nízké měrné hmotnosti lithia

0,534 g/cm³, čímž je možné dosáhnout zmenšení měrné hmotnosti Al-slitin o 10 % v porovnání s konvenčními hliníkovými slitinami. [8]

Slitiny s lithiem jsou taveny a odlévány v ochranné atmosféře argonu či ve vakuu, případně na vzduchu pod krycí struskou z důvodu vysoké reaktivity lithia, které snadno oxiduje na vzduchu. Využívají se především komplexně legované slitiny, protože binární slitiny mají většinou nízkou tažnost a vysokou křehkost. Slitiny mají zvýšený modul pružnosti v tahu (77,5-81,2 GPa) ve srovnání s konvenčními slitinami hliníku [9]. Pevnost v tahu ($R_m = 420-600$ MPa) je však srovnatelná s duraly [9]. Mají dobrou houževnatost při kryogenních teplotách a pomalý růst únavové trhliny, což zvyšuje únavovou odolnost. Používají se pro výrobu vnějších plášťů letadel, nosných konstrukcí ve vojenském i civilním letectví. [8] [9]

Vlastnosti a použití konkrétních Al-Li slitin se nachází v Tab.4.

Tab.4 – Vlastnosti a použití slitin Al-Li [8]

Označení	Složení	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Použití
EN AW - 2090-T6	Al-2,7Cu-2,7Li-0,12Zr	550	517	11	plášť letadel
EN AW - 2090-T8		565	535	8	kryogenní nádrže
EN AW - 8090-T8	Al-2,5Li-1,3Cu-0,95Mg-0,1Zr	503	436	5	části letadel

Tvařitelné slitiny hliníku – nevytvrditelné

Mezi nejvýznamnější nevytvrditelné slitiny hliníku se řadí především slitiny Al-Mg a Al-Mn. Ke zpevnění nedochází vytvrzováním, ale substitučním zpevněním tuhého roztoku (v důsledku malé rozpustnosti přísadových prvků však nemá příliš velký vliv). Dalšího zpevnění je možné dosáhnout pouze deformačním zpevněním (tvářením za studena). Struktura těchto slitin je monofázová s malým množstvím nečistot a intermetalických sloučenin. Jejich předností je dobrá svařitelnost, tvařitelnost, korozivzdornost, odolnost proti vibračnímu zatížení a dobrá lomová houževnatost. [8] [9] [10]

- **Slitiny Al-Mg**

Jsou slitiny se střední pevností dosahovanou deformačním zpevněním. Mají výbornou odolnost vůči opotřebení, dobrou houževnatost a svařitelnost.

Slitiny Al-Mg s obsahem Mg > 6 % se obvykle nepoužívají [9]. Mají sklon ke korozi po hranicích zrn, a to zejména při mechanickém zatížení. Autor [8] uvádí, že slitiny Al - Mg se používají do maximálního obsahu Mg = 7 %. S rostoucí koncentrací Mg roste podíl Al_3Mg_2 , což vede ke zhoršení tvařitelnosti a odolnosti proti korozi.

Použití slitin Al-Mg je v automobilovém průmyslu, kryogenních zařízeních a aplikacích, kde je vyžadována odolnost mořské vodě (stavba lodí). [8] [9]

Vlastnosti a použití konkrétních slitin jsou uvedeny v Tab.5.

Tab.5 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mg [8]

Označení	Složení	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Použití
EN AW - 5052-H32	Al-2,5Mg-0,25Cr	230	195	15	palivové nádrže, přístroje, nýty, dráty
EN AW - 5754-O	Al-2,7Mg-0,7Mn-0,12Cr	215	100	25	součástky odolné mořské vodě, interiér v automobilu
EN AW - 5754-H8		315	180	9	
EN AW - 5083-O	Al-4,5Mg-0,7Mn-0,15Cr	300	145	23	tlakové kotle, komponenty automobilů
EN AW - 5083-H8		400	335	9	
EN AW - 5182-O	Al-4,5Mg-0,35Mn	290	130	25	víčka plechovek nápojů, lodní komponenty
EN AW - 5182-H19		420	395	4	

- **Slitiny Al-Mn**

Slitiny Al-Mn se legují do 1,5 % obsahu manganu pro zabránění tvorby Al_6Mn při krystalizaci, která zhoršuje mechanické vlastnosti [8] [9]. Způsobuje praskání materiálu již při jeho tváření. Slitiny Al-Mn mají dobrou tvařitelnost, svařitelnost a uspokojivou korozní odolnost. Aplikují se u pevnostně ne příliš namáhaných součástí v chemickém, potravinářském či automobilovém průmyslu. Největší využití slitin Al-Mn je právě v potravinářském průmyslu, a to při výrobě nápojových plechovek a jejich víček.

V Tab.6 se nachází přehled vybraných slitin a jejich vlastností.

Tab.6 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mn a Al-Mn-Mg [8]

Označení	Složení	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	Použití
EN AW - 3004-O	Al-1,2Mn-1Mg	180	70	25	nápojové plechovky, architektura
EN AW - 3004-H18		285	250	9	
EN AW - 3103-O	Al-1,2Mn-0,12Cu-0,1Zn	105	45	29	součástky odolné mořské vodě, nádobí, tlakové nádoby, potrubí
EN AW - 3103-H8		200	180	6	

1.1.2. Slévárenské slitiny hliníku

Slitiny hliníku určené ke slévání nedosahují takových mechanických vlastností, jako slitiny určené ke tváření. Maximální pevnost se pohybuje kolem 250 MPa. Výsledné vlastnosti výrazně ovlivňuje způsob odlévání. Hrubá struktura a nejnižší mechanické hodnoty jsou typické pro lití do písku. Jemnější struktura a lepší mechanické vlastnosti vykazují odlitky odlévané do kokil či tlakově. [10]

Nejvýznamnější a nejvyžívanější slévárenské slitiny hliníku se označují jako siluminy. Tvoří 60 % ze všech slitin hliníku, jsou to slitiny na bázi Al-Si a lze je dělit do dvou základních skupin, a to na slitiny binární a slitiny speciální. [8] [9] [10]

- **Binární slitiny**

Slitiny označované jako binární, či jednoduché siluminy se dělí na **podeutektické** (pod 11,7 % Si), **eutektické** (kolem 11,7 % Si) a **nadeutektické** (od 11,7 do 24 % Si) [10].

Eutektický bod odpovídá 11,7 % obsahu Si, eutektická teplota je 577 °C a maximální rozpustnost křemíku v tuhém roztoku $\alpha(\text{Al})$ je 1,6 hm.% [9]. Eutektický bod ovlivňuje slévárenské vlastnosti slitin – nejlepší vlastnosti mají eutektické siluminy. Jsou to slitiny, které v mikrostrukturu obsahují pouze eutektikum – směs tuhého roztoku a krystalů téměř čistého křemíku ($\alpha(\text{Al})+\text{Si}$). Vyznačují se vynikající zabíhavostí, nízkým bodem tavení, dobrou tekutostí a slévatelností. [9] [10]

Podeutektické slitiny jsou tvořeny primárními dendrity tuhého roztoku $\alpha(\text{Al})$ a eutektikem, mikrostruktura nadeutektických slitin je tvořena primárními krystaly Si a eutektikem. [9] [10]

Eutektikum přítomné u binárních siluminů v poměrně velkém obsahu (40 až 75 %) dále snižuje lineární smrštění, sklon k tvorbě trhlin za tepla a ke vzniku mikropórovitosti. [10]

Nejpoužívanějšími z binárních slitin jsou podedeutické a eutektické. Binární siluminy se vyznačují dobrou odolností proti korozi. Přesto se však pro tvarové odlitky používají zřídka. Více se využívají jako hliníkové pájky. Binární siluminy nelze vytvrzovat. Většina tvarových odlitků se odlévá ze siluminů speciálních. [9] [10]

- **Speciální siluminy**

Jedná se o binární siluminy, do kterých byly přidány legující prvky pro zlepšení vlastností. Největší vliv na zvýšení pevnostních charakteristik má hořčík a měď. Tyto přísady umožňují nově vzniklé speciální siluminy Al-Si-Mg a Al-Si-Cu precipitačně vytvrzovat a ty tak dosahují pevnosti až 300 MPa [9] [10]. Pro aplikace za zvýšených teplot se siluminy legují niklem (např. písty spalovacích motorů). Slévárenské vlastnosti speciálních siluminů jsou však horší než u binárních. Ze speciálních siluminů se odlévají tvarově složitě, tenkostěnné odlitky i velkorozměrové odlitky. Vyrábí se z nich např. skříně spalovacích motorů a převodovek, disky kol, písty a hlavy válců, kryty čerpadel, řemenice a součásti pro letecký průmysl. [9] [10]

Kromě tradičního rozdělení hliníkových slitin dle zpracování na slévárenské a tvařitelné, lze v dnešní době vytvořit ještě jednu kategorii, a to hliníkové slitiny zpracované pomocí 3D tisku kovů. Tato metoda bude podrobněji rozebrána dále.

2. 3D tisk

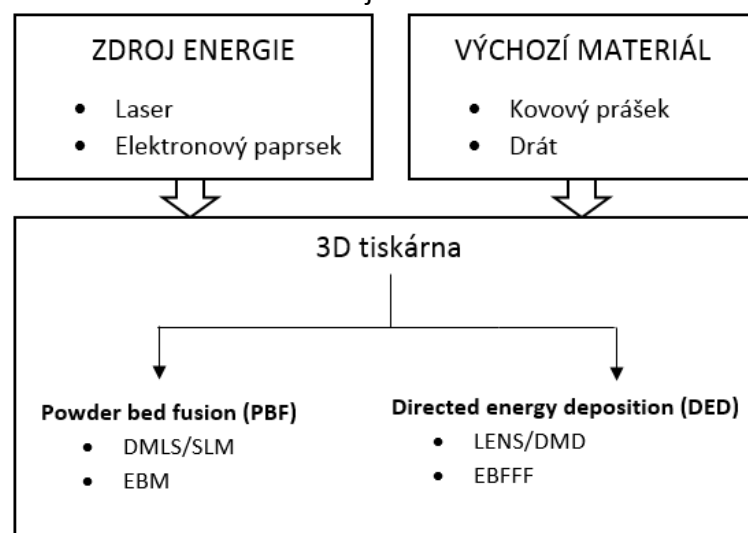
3D tisk je aditivním procesem výroby, jedná se o mladé a extrémně dynamicky se vyvíjející odvětví. Výroba dílů se uskutečňuje přímo z digitálního 3D modelu nahraném v tiskárně a vzniká postupným nanášením tenkých vrstev na sebe, které jsou spojovány působením tepelné energie. Jedná se o způsob výroby bez použití nástrojů, který produkuje kovové výrobky v poměrně krátkém čase a s vysokou přesností. Mezi výhody 3D tisku se řadí možnost volby designu, tvarové složitosti dílů, nízká hmotnost při zachování funkčnosti celého dílu. Dále také možnost rychlé tvorby prototypů. Právě tyto výhody vedly k využívání 3D tisku kovových materiálů například v leteckém, energetickém a automobilovém průmyslu. [11] [12]

2.1. Princip 3D tisku

Princip 3D tisku spočívá v postupné výstavbě jednotlivých vrstev komponentu, za použití kovového materiálu, který je přítomen například ve formě jemného prášku v pracovním prostoru tiskárny a energie, která prášek spéká či taví. Informace o požadované podobě výrobku se čerpají z 3D modelu nahraném v softwaru tiskárny, který slouží jako zdroj dat potřebných pro tisk. [11] [13]

Kovové materiály lze tisknout několika způsoby, ty se dělí dle použitého zdroje energie a výchozího materiálu. [11]

Základní rozdělení metod 3D tisku je naznačeno na Obr.2.



Obr.2 – základní schéma a rozdělení metod 3D tisku kovů [11], přeloženo a upraveno pro DP

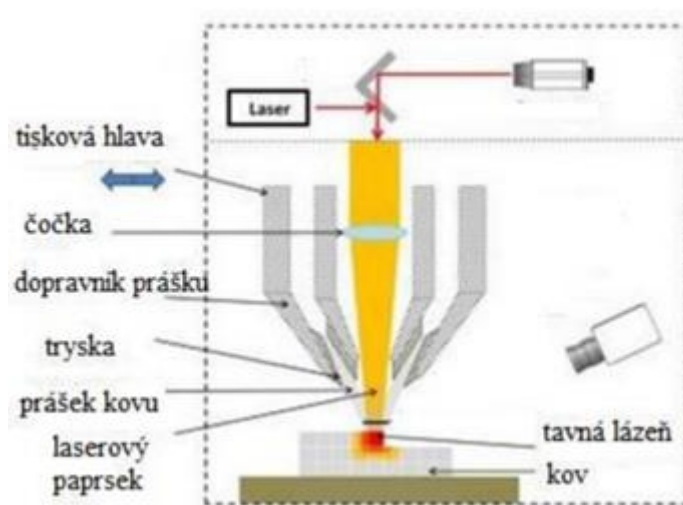
Ze schématu je patrné, že metody 3D tisku kovů mohou být rozděleny do dvou základních skupin: **Powder Bed Fusion (PBF)** neboli tisk z práškového lože a **Directed Energy Deposition (DED)** neboli řízená energetická depozice. Obě tyto skupiny mohou být dále děleny dle užitého zdroje energie na již konkrétní technologie 3D tisku. Lze tedy konstatovat, že 3D tisk není pouze jedna technologie, ale nutno ho chápat jako soubor mnoha. [11] [14] [15]

V technologiích založených na PBF, kde dochází k výstavbě komponenty z prášku po jednotlivých vrstvách, dochází k selektivní fúzi tepelné energie v oblastech práškového lože. Nejvýznamnějšími metodami z této skupiny jsou: DMLS a EBM. [11] [14]

Technologie označované DMLS (Direct Metal Laser Sintering) či SLM (Selective Laser Melting), využívají jako zdroj energie velmi silný laserový paprsek usměrněný systémem zrcadel. Výchozím materiálem je kovový prášek. Tyto metody budou dále podrobněji popsány. [11]

Electron Beam Melting (EBM) využívá energie elektronového paprsku pro roztavení kovového prášku či drátu. Tato technologie se uplatňuje jak při tisku z práškového lože (PBF), tak při přímé energetické depozici (DED). Při DED je výchozím materiálem drát. Tisk probíhá ve vakuu. Do oblasti stavby je přiváděn inertní plyn, který slouží jako ochranná atmosféra. [11] [14] [15]

Mezi technologie tvořící druhou skupinu, které jsou založeny na řízené energetické depozici tzv. DED se řadí např.: LENS/DMD, EBFF. Společným znakem je způsob nanášení materiálu – ten je natavován přímo při depozici. Odlišnost od předchozí



skupiny a základní princip je patrný z Obr.3. [11] [14] [15]

Materiál (drát/prášek) je přiváděn přímo do místa, kam je fokusován energetický paprsek, zde je natavován a následně tuhne. Tato technologie je svým principem podobná svařování. [11] [15]

Obr.3 – metoda DED [16]

Kovový prášek je do tavné lázně přiváděn skrze trysku stlačeným vzduchem. Pokud je jako výchozí materiál použit drát, je nepřetržitě přiváděn do dráhy laseru. Špička drátu je tak kontinuálně natavována, aby se vytvořil nános materiálu na substrátu, téměř 100 % drátu je spotřebováno. V rámci efektivního využití materiálu se jedná o účinnější a také levnější metodu než při využití kovového prášku. Kombinace levného vstupního materiálu v podobě drátu a vysoké efektivity v jeho přeměně na stavební materiál činí z tohoto procesu DED s podáváním drátu vysoce konkurenceschopnou a rychlou technologii 3D tisku. Proces DED lze využít pro stavbu zcela nových, ale také k opravě již existujících výrobků. [15]

Laser Engineered Net Shaping (LENS), Direct Metal Deposition (DMD) a Electron Beam Free From Fabrication (EBFFF) jsou vybranými konkrétními populárními technologiemi založenými na metodě DED. [11]

2.1.1. Metoda DMLS/SLM

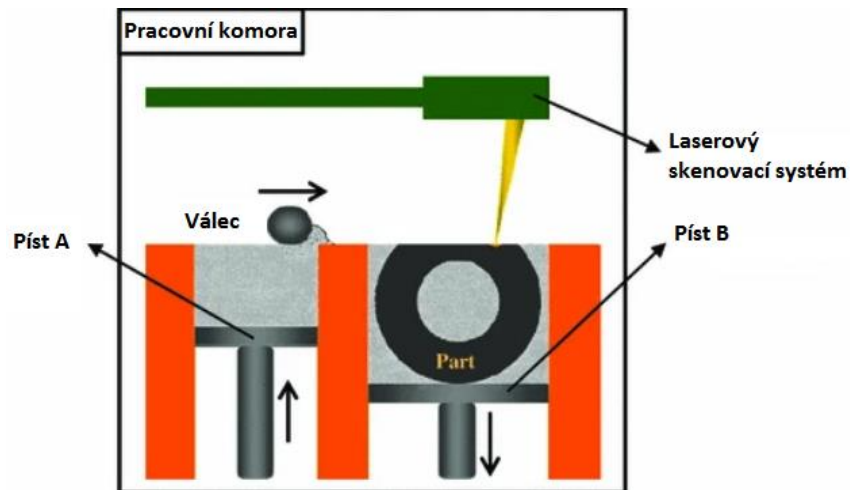
Tyto sesterské technologie pracují na stejném principu a jsou téměř totožné. Obě se uplatňují v tisku z práškového lože (PBF), obě mají jako zdroj energie laser a výchozí materiál je v obou případech kovový prášek. Rozdílem je pracovní teplota, kterou laser na materiál vyvíjí. V případě DMLS (Direct Metal Laser Sintering) dochází pouze k natavení prášku, v případě SLM (Selective Laser Melting) potom k úplnému roztavení prášku. Tyto dvě metody se tedy liší v uplatnění. Technologie DMSL je využívána pro stavbu kovových komponent pouze ze slitin, naproti tomu technologie SLM zpracovává čisté kovy, ale i řadu slitin. [15] [17]

Příklad čistého kovu, který lze zpracovat oběma technologiemi je titan. Dokládají to práce [18] pro metodu SLM a práce [19] pro metodu DMLS. Systémy slitin Al-, Co-, Cu-, Fe-, Ni-, Ti- se nejčastěji zpracovávají, dle práce [15], metodou SLM či DED. Práce diskutují konkrétní hliníkové slitiny Al40Ti10Si [20], AlSi10Mg [21] [1], Al15Cu [22] vyrobené metodou SLM a práce [23] potom kobaltovou slitinu Co29Cr6Mo zpracovanou SLM. Článek [15] uvádí, že niklové slitiny se nejčastěji zpracovávají technologiemi SLM, EBM a DED (konkrétně LMD – laser metal deposition). Řada nesvařitelných niklových superslitin pro aplikace za vysokých teplot v turbínách byla úspěšně vytištěny metodami SLM (Waspalloy [24], MAR-247 [25], CM247LC [26]), EBM (René 142 [27], CMSX-4 [28]) a některými dalšími, kterými se tato předložená práce nezabývá.

Technologie DMLS spočívá ve slinování jemných částeczek kovového prášku k sobě. Nedochází k roztavení prášku, ale k jeho částečnému natavení a následném slinování (svařování) částeczek k sobě. Metoda DMSL takto umožňuje částečně kontrolovat pórovitost výrobku. Práce [29] uvádí srovnání totožných výrobků ze slitiny Ti6Al4V, jeden byl vyroben technologií SLM a druhý DMLS. Výsledky ukázaly, že mikrostruktura byla v obou případech podobná a vykazovala podobné anizotropní vlastnosti. Průměrná porozita u metody DMSL byla 0,24 %, přičemž u SLM tomu bylo znatelně více, a to 3,87 %. Ve vzorku DMLS bylo analyzováno následující – 52 % pórů o průměrné velikosti 0-5 μm a maximem 120 μm . U DMLS 43 % pórů odpovídalo velikosti 0-10 μm a největší póry dosáhly velikosti až 600 μm . Naproti tomu vnější povrch získaný technologií DMLS měl větší drsnost než u SLM.

U technologie SLM dochází k úplnému roztavení prášku, a tak vzniku kompaktnějšího výrobku s vyšší hustotou a vyšší mikrostrukturální homogenitou ve srovnání s DMSL. Na základě prostudované literatury se ukazuje, že převládající technologií je SLM. [15]

Schématické zobrazení metody DMLS/SLM je patrné na Obr.4. Píst A, na kterém se nachází kovový prášek, se pohybuje směrem vzhůru. Válec, který se pohybuje zleva doprava před sebou hrne prášek a dopraví ho do druhé poloviny pracovního prostoru, kde ho rovnoměrně rozprostře po ploše. Laser vykonává svou zadanou trajektorii z 3D modelu, která je kontrolována skenovacím systémem laseru, a tepelným působením prášek v zadaných místech taví a ten se stává homogenním. Přítomná atmosféra inertního plynu (Ar, N) ve stavebním prostoru zajišťuje rychlé ochlazení tepelně ovlivněné oblasti a chrání stavbu před přístupem kyslíku a následné oxidaci součásti. Takto laser vytvoří jednu vrstvu výrobku. Po jejím dokončení se píst B posune o úroveň níž, píst A se posune o úroveň výš, válec znovu nahrne prášek do oblasti nad píst B a dochází k tvorbě nové vrstvy. Takto se celý proces opakuje až do celkového zhotovení výrobku. Jednou z výhod tisku z práškového lože (PBF) je, že nevyžaduje přítomnost podpor na výrobku. Nicméně se podpory často přidávají, a to z důvodu zajištění lepšího odvodu tepla a zajištění geometrie výrobku. [30]



Obr.4 – schématické zobrazení PBF technologie DMLS/SLM [30], přeloženo a upraveno pro DP

Výhody

Práce [17] specifikuje některé výhody těchto technologií následovně:

- Obě technologie umožňují tisk dílů přímo z 3D modelu. Lze tisknout čisté kovy či slitiny kovů, aniž by byly ovlivněny vlastnosti materiálu. Lze zpracovat i směsi prášků např. hliník a nylon.
- Možnost široké škály tištěných materiálů jako jsou nerezové oceli, hliníkové, titanové a niklové slitiny, kobalt, chrom a drahé kovy.
- Funkční součásti dobrých mechanických vlastností, které jsou srovnatelné s výrobky odlitými ze stejného materiálu (příklady jsou uvedeny dále).
- Recyklovatelný materiál – kovový prášek, který není slinutý či roztavený, lze znovu použít.

Nevýhody

Práce [17] dále specifikuje některé nevýhody těchto technologií:

- Vysoká cena – DMLS a SLM jsou nejdražšími technologiemi z řad 3D tisku. Samotné tiskárny ale i materiál jsou drahé a proces pomalý.
- Porézní části – hotové DMLS výrobky jsou porézní vzhledem k roztavené kovové části. Pórovitost může být regulována, ale nikoliv úplně odstraněna v procesu tisku či během následného tepelného zpracování.

- Omezená velikost výrobků – 3D tiskárny mají relativně malé pracovní prostory a tím i omezenou velikost výrobků, které na nich lze tisknout. Například společnost Misan nabízí kovové 3D tiskárny s pracovním prostorem (x,y,z) v nejmenším provedení 100x100x100, středním 250x250x350 mm a největším 800x400x500 mm [31].

2.2. Porovnání 3D tisku s konvenčními technologiemi

Předložená práce je zaměřena na 3D tisk kovových materiálů, proto je v této kapitole s konvenčními technologiemi porovnáván pouze kovový 3D tisk, nikoliv 3D tisk z plastů a ostatních materiálů.

Jak již bylo zmíněno, kovový 3D tisk se využívá v různých odvětví průmyslu, a to jak k vývoji nových komponent a výrobků, tedy výrobě prototypů, tak k následnému tištění finálních součástí, které jsou používány v provozu.

Největším rozdílem mezi konvenčními technologiemi a 3D tiskem je způsob jakým výrobek vzniká. U technologie 3D tisku, která umožňuje postupnou stavbu součásti na rozdíl od konvenčních metod výroby, dochází k efektivnějšímu využití materiálu a jeho úspoře. S tím souvisí další výrazná výhoda 3D tisku, a tou je přizpůsobení tvaru zcela na míru potřebám a požadavkům. Některé příliš složité tvary konvenční cestou vyrobit nelze vůbec, nebo jen velmi obtížně. Může to být to z důvodu technologického (daná technologie to neumožňuje), či z hlediska mechanických vlastností konečného výrobku. 3D tiskem lze vyrábět velmi složité tvary s dutinami, přemostěními a převisy při zachování homogenních mechanických vlastností výrobku. Nespornou výhodou oproti konvenčním technologiím je také fakt, že tvarová složitost a komplexnost tvarů výrazně nezvyšuje výrobní náklady. Ty jsou dány především dobou tisku (výška a průřez součásti). [32] [33] [12]

Práce [34] [35] [36] shodně komentují, že pro konstrukčně složitější součásti není třeba speciálních nástrojů a komponent, jako je tomu u konvenčních metod, a tak se snižují výrobní náklady, protože je celý díl vyroben najednou bez použití více výrobních strojů a nástrojů. Autor práce [36] dále uvádí, že u aditivní technologie 3D tisku dochází k úspoře až 40 % kovového odpadu, ve srovnání s konvenční výrobou. Práce [36] dále shrnuje, že lze recyklovat 95-98 % kovového prášku, který po tisku ve stavební komoře

zůstává a dále ho využít ke stavbě. Práce [37] dokládá, že aditivní technologie mají o 70 % menší dopad na životní prostředí, než je tomu u konvenčních technologií. Dle studie společností EOS a Airbus Group [38] dochází použitím 3D tisku (konkrétně technologie DMLS) ke snížení emisí při výrobě, snížení spotřeby energie, úspoře materiálu (titanové slitiny – není uvedeno o jakou konkrétně se jedná, dá se však předpokládat, že se jedná o TiAl6V4) až o 25 % oproti odlévání a následnému obrábění. Díky topologické optimalizaci tvaru a nižší hmotnosti dochází dle studie ke snížení emisí při chodu letadla. Výroba lehčích součástí (konkrétně v leteckém průmyslu) také vede ke snížení spotřeby paliva. Společnost General Electric [39] na konferenci RAPID 2013 oznámila, že zapojením aditivních technologií 3D tisku snížila výrobní čas o 25 % a dosáhla snížení nákladů.

3D tiskem lze optimalizovat mechanické vlastnosti výrobku. [12] Jak je rozebráno dále.

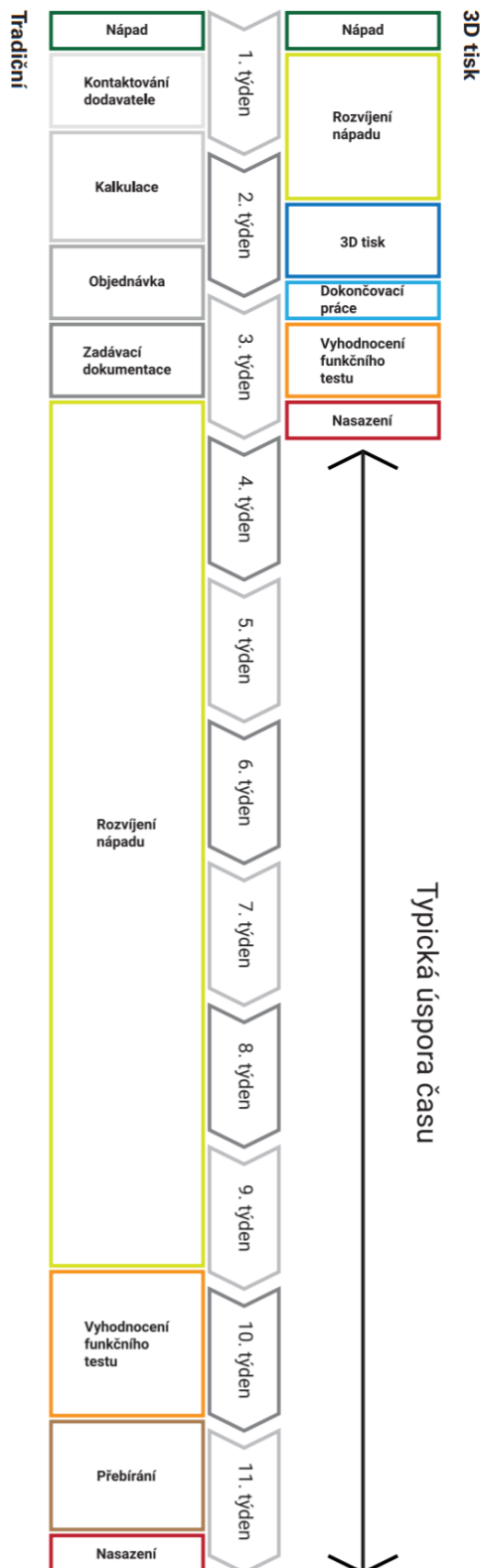
3D tisk také umožňuje částečnou či úplnou absenci montáže, protože celý díl lze vyrobit najednou. Montážní sestavy se tedy slučují do jednotlivých dílů, což může vést k úspoře skladových prostor. [32] [33]

Charakteristikou 3D tisku je pružný výrobní program. Není třeba nástrojů a jejich výměny v průběhu výrobního procesu. Výchozí podmínky jsou pro každý výrobek stejné. V tiskárně je stavební materiál a zdroj energie. Výrobek se vždy tiskne na paletu a o jeho podobě tedy rozhoduje nahraný CAD model v softwaru tiskárny. [33]

Další výraznou výhodou je neomezená revize. K výrobě modelu není třeba návrhu a výroby forem, či obrábění. Pokud je u existujícího výrobku navrženo vylepšení, či nalezen problém, je nutná pouze revize CAD modelu a tisk aktualizované součásti. Z toho vyplývá další pozitivum 3D tisku a tím je časová úspora a výrazné zkrácení procesu vývoje (viz. Obr.5). Návrh a funkčnost výrobku lze ověřit na skutečném dílu a opravy či vylepšení jsou tak realizovány a ověřeny během několika hodin. S tím je spojená i finanční úspora. [32]

Náklady: 3 000 eur za
díl

Náklady: 187 eur za díl
Projekt: 6 dnů



Na Obr.5 je porovnání vývoje nástroje, který byl vyvinut a vyroben za pomoci konvenčních technologií s nástrojem, který byl vyvíjen a vyroben metodou 3D tisku. Tato studie byla provedena ve společnosti Volkswagen. Nástroj, který byl vytištěn na 3D tiskárně, měl zlepšené konstrukční vlastnosti, dodací lhůta byla zkrácena o 54 dní, náklady poklesly o 2813 eur. Nástroj má lépe řešenou ergonomii, je houževnatý a lehký. Tradičně by byl nástroj obráběn. [32]

Pro optimální a efektivní využívání 3D tisku jako výrobní technologie je nutná změna myšlení a uvažování již při návrhu dílu tak, aby konstruktér uvažoval i o aspektech, které do výroby vstupují během tisku. Tvar musí být topologicky optimální a musí zahrnovat vliv použité technologie 3D tisku. Jako jsou například výsledná anizotropie vlastností, porezita, chladnutí dílu a další, aby byl po odstranění podpor stále funkční. Navrhnout díl tak, aby jeho fyzické dvojče odpovídalo tomu virtuálnímu, je složitý proces. 3D tisk má potenciál výroby dílů s proměnnými materiálovými vlastnosti. Tištěný výrobek jako blok komponentů, které díky 3D tisku nemusí být spojovány lepením, či svařováním a jsou vyrobeny jako jeden homogenní díl najednou.

Obr.5 – srovnání tradičního vývoje součásti a s použitím 3D tisku [32]

Potenciál je v rozložení různých mechanických vlastností v jednotlivých částech výrobku, kdy jedna jeho část je například pevná a tuhá a jiná má naopak vysokou tažnost. [12] [36]

Nicméně, přes všechny uvedené výhody 3D tisku, je třeba při návrhu technologie výroby součásti zvážit i možné nevýhody 3D tisku ve srovnání s konvenčními technologiemi. Mezi nevýhody 3D tisku patří nízká rozměrová a tvarová přesnost výrobků, která odpovídá odlitkům a také nutnost podpěr při tisku a s tím spojené další operace pro jejich odstranění. Dále také nízká kvalita povrchu a nutnost následného obrábění funkčních ploch. Nevýhodou také je cenová nekonkurenceschopnost při výrobě méně složitých součástí. V neposlední řadě je také nutné správně nastavit velké množství parametrů pro odladění výrobního procesu a jeho bezchybnost. [33]

Jak již bylo uvedeno, metoda 3D tisku nachází široké uplatnění napříč průmyslem, dále jsou uvedeny některé příklady.

Energetický průmysl

Na jaře 2017 společnost Siemens v magazínu Visions, který pravidelně vydává, informovala o úspěšném testu lopatek spalovacích turbín (Obr.6). Ty byly kompletně vyrobeny aditivní technologií a na jejich vývoji a výrobě spolupracoval mezinárodní tým. Součástky byly testovány při 13 000 ot/min a teplotách přesahujících 1250 °C. Rovněž byla otestována geometrie chlazení turbín, která byla také vyrobena aditivní technologií. [40]

Lopatky byly vyrobeny z práškové polykrystalické superslitiny na bázi niklu s vysokou odolností vůči vysokým teplotám, tlakům a dostředivým silám. [40]

Díky 3D tisku se zkrátil proces vývoje a výroby lopatek ze dvou let na dva měsíce. Doposud se lopatky odlévaly či kovaly. Ke slévání je zapotřebí zkonstruovat formu, což je nákladný a časově náročný postup. V červnu 2017 byl ve Švédsku společností Siemens otevřen první závod, který se specializuje pouze na aditivní výrobu a tím byla zahájena komerční výroba 3D tištěných součástek pro spalovací turbíny. [40]

3D tisk zkrátil dobu vývoje nových prototypů až o 90 %. Siemens dále uvádí, že nové spalovací turbíny jsou účinnější a cenově dostupnější. Vyšší míra flexibility výroby umožnila řídit další vývoj a dodávky jednotlivých náhradních dílů přesně dle požadavků zákazníka.



V České republice byla technologií 3D tisku opravena například spalovací turbína v brněnské teplárně Červený mlýn, kam byly vyrobeny metodou SLM tři hlavice hořáků, které nahradily poškozené původní hlavice. Výměna komponent byla takto provedena za několik dnů, zatímco pokud by byly hořáky vyráběny konvenční metodou obráběním z polotovaru, trval by celý proces téměř rok, a to z důvodu velké tvarové složitosti hořáku a nutnosti je obrábět po částech. [40]

Obr.6 – 3D tištěné lopatky spalovací turbíny Siemens [40]

Automobilový průmysl

3D tisk kovů v automobilovém průmyslu je využíván například u výroby komponentů luxusnějších značek, které se finančně nevyplatí vyrábět konvenční metodou, protože se nevyrábí v tak velkých sériích. Jako příklad slouží brzdový třmen pro modely Veyron a Chiron od společnosti Bugatti, který je celý vytištěn z titanu. Společnosti se podařilo o 40 % snížit hmotnost, ve srovnání s třmenem vyráběným konvenčními technologiemi ze slitin hliníku, za současného zvýšení mechanických vlastností dílu. Bugatti také uvádí, že se jedná o největší 3D vytištěný používaný výrobek z titanu na světě. [41]

3D tisk se také používá v reverzním inženýrství, a to pro výrobu součástek, které se již přestaly sériově vyrábět, a tedy nejsou na trhu k dostání – především v opravě a renovaci starších a historických modelů motorových vozidel, na které již neexistují výrobní linky.

Další oblastí využití 3D tisku v automobilovém průmyslu je výroba přípravků a nářadí potřebných k výrobě. Společnost Škoda Auto touto metodu vyrábí například díly s komplikovanými tvary chladících kanálů, které mohou být konvenčními metodami nezhotovitelné. Jako příklad uvádí společnost výrobu tvarových pozic s konformním chlazením pro lepší chlazení dílů forem tlakového lití hliníku (Obr.7). Konformní chlazení zkracuje dobu tuhnutí odlitku ve formě a tím zvyšuje produktivitu výroby hutních provozů. [42]



Obr.7 – segment vložky s konformním chlazením [42]

Letecký průmysl

Milan Šlapák ze společnosti GE Aviation a vedoucí divize GE Additive na konferenci „Lítáme v 3D tisku?!“ pořádané na půdě CIIRC uvedl, že 3D tisk je pro ně důležitou technologií, kterou aktivně zapojují do vývoje a výroby komponentů. Při vývoji nového motoru ATP byl díky technologii 3D tisku výrazně ušetřen čas, a to z původních 6 let na 4,5. Některé díly mohly být vyráběny okamžitě po jejich návrhu a nemuselo se tak čekat na výrobu přípravků pro slévání či kování, ta obvykle trvá 6-12 měsíců. První prototypy tak mohly být vyráběny okamžitě po dokončení návrhu. Společnosti GE Aviation se podařilo u některých dílů snížit hmotnost o 3-5 %. Úspora byla dosažena snížením tloušťky stěn. Pokud by byly díly vyráběny konvenční metodou slévání, nebylo by další ztenčení stěn při zachování mechanických vlastností možné. [43]

Motor ATP obsahuje 12 aditivně vyrobených dílů, které nahrazují 855 dříve konvenčně vyráběných komponent, což tvoří přibližně 30 % výkresové dokumentace motoru ATP. To přináší řadu úspor, jako jsou například [43]:

1. Design a vývoj 12 dílů místo původních 855
2. Zvýšení spolehlivosti a životnosti motoru – nahrazení desítek až stovek komponentů jedním dílem vede ke snížení rizika možné vady v motoru – nedochází ke tření a vibracím mezi jednotlivými komponenty, nyní jsou jeden díl
3. Snížení hmotnosti motoru
4. Časová úspora
5. Vedení dokumentace a revizí pouze pro 12 dílů místo původních 855
6. Úspora skladových prostor, zefektivnění dodávek
7. V letectví nutná certifikace – 12 dílů místo původních 855

Výše zmíněné body vedou k finanční úspoře, větší profitabilitě celého projektu a efektivnějšímu projektovému řízení. [43]

Všechny aspekty a vlastnosti 3D tisku popsané v této kapitole vedou k úvaze, že na technologii 3D tisku je nutné pohlížet jako na technologii novou, nikoliv technologii, která má nahradit stávající konvenční technologie. Je zřejmé, že např. slévání či kování jsou ve velkých sériích mnohem výhodnější a levnější variantou. Filozofie 3D tisku by se měla ubírat spíše směrem od kvantity ke kvalitě. Výroba speciálních dílů, které jsou dražší, ale svou životností předčí ty sériově vyráběné. Také možnost výroby tvarově složitých a co se mechanických vlastností týče, proměnných výrobků otevírá zcela novou cestu k novému výzkumu a vývoji komponent.

Pokud bude 3D tisk vnímán jako technologie, která má pouze reprodukovat již navržené díly sériovým způsobem, tak nemůže konvenční sériové výrobě cenově nikdy konkurovat a stane se pouze módním boomem s relativně okrajovým využitím, či využitím pouze ke zkrácení doby vývoje v oblasti prototypování. 3D tisk je nutné vnímat jako zcela novou technologii, ke které se tak musí přistupovat s jinou filozofií, než ke konvenčním způsobům výroby a nesnažit se 3D tisk do nich zasadit. Jinak nebude využit plný a dnes ještě neprozkoumaný potenciál, který tato nová technologie nabízí. [12]

3. Slitina AlSi10Mg

Tato kapitola se zabývá slitinou AlSi10Mg určenou k 3D tisku – její mikrostrukturou a tepelným zpracováním. Dále také jejím srovnáním se stejnou slitinou používanou při technologii slévání. Právě materiál AlSi10Mg byl použit v předložené diplomové práci, a to pro tisk zkušebních vzorků pro experimentální část, návrh tepelného zpracování a následně hodnocení vlivu parametrů tepelného zpracování na užité vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem.

Slitina AlSi10Mg je nejpoužívanější hliníkovou slitinou k 3D tisku, která se zpracovává metodou SLM [44] [45] [46] [47] [48] [3]. Slitiny hliníku a křemíku jsou charakteristické dobrou slévatelností, svařitelností a dobrou tepelnou vodivostí. Přidání hořčíku do slitiny Al-Si umožní precipitaci částic Mg_2Si , které zpevní matici bez zhoršení ostatních mechanických vlastností. [3]

Srovnání tištěné a odlité AlSi10Mg

Práce [3] experimentálně dokazuje, že zpracováním slitiny AlSi10Mg procesem SLM bez dalšího tepelného zpracování, má slitina srovnatelné či lepší mechanické vlastnosti než stejná slitina zpracovaná klasickými procesy lití s i bez následného tepelného zpracování.

Následující tabulka srovnává mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg zpracované

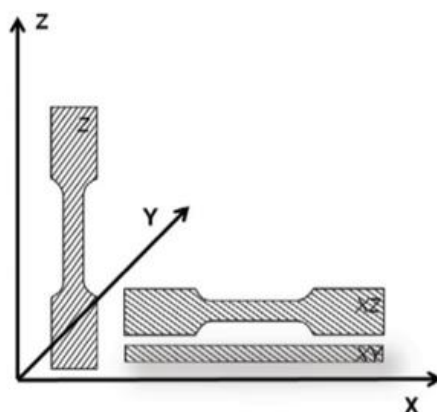
- metodou SLM (bez dalšího TZ), směr tisku v ose Z
- gravitačním litím s následným tepelným zpracováním
- vysokotlakým litím (high pressure die casting), považované za nejlepší metodu lití pro hliníkové slitiny mezi metodami lití, s i bez tepelného zpracování

Tab.7 – Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM a sléváním

[3] (přeloženo a upraveno pro DP)

	E [GPa]	R _m [MPa]	A [%]	HV
As-built XY	68±3	391±6	5,55±0,4	127
As-built Z	68±3	396±8	3,47±0,06	127
Grav. lití + um. stárnutí	71	300-317	2,5-3,5	86
Vysokotlaké lití bez TZ	71	300-350	3-5	95-105
Vysokotlaké lití + T6	71	330-365	3-5	130-133

Vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM jsou, jak již bylo uvedeno, srovnatelné či lepší ve srovnání s odlitými vzorky. Tvrdost dle Vickerse u as-built SLM vzorků je o téměř 30 HV vyšší ve srovnání s tvrdostí vzorků vyrobených vysokotlakým litím bez následného tepelného zpracování. Srovnatelné hodnoty byly naměřeny u vzorků tepelně zpracovaných po vysokotlakém lití ve srovnání se vzorky SLM as-built. Pevnost v tahu dosahuje u as-built vzorků (v obou stavebních směrech) vyšších hodnot než u všech ostatních metod výroby a následného zpracování konvenční technologií slévání. Tažnost Z-orientovaných as-built vzorků je srovnatelná s vzorky vysokotlakého lití s i bez tepelného zpracování. Zatímco u vzorků orientovaných ve směru XY, byla naměřena o téměř 2 % vyšší tažnost. Zdá se, že s ohledem na směrodatnou odchylku se modul pružnosti E slitiny AlSi10Mg v závislosti na způsobu výroby neliší. Stavební směr vzorků vytištěných metodou SLM je patrný z následujícího Obr.8.



Obr.8 – stavební směr SLM vzorků [3]

I přes fakt, že je pevnost a tvrdost vyšší u SLM as-built vzorků, je jejich absorbovaná energie při zkoušce rázem v ohybu dle Charpyho větší, a to v obou stavebních směrech, ve srovnání s odlitými vzorky bez TZ. Lze předpokládat, že tato skutečnost je dána větší homogenitou struktury slitiny po 3D tisku, než v odlitém stavu. V následující tabulce je srovnání těchto hodnot. Z dat je také patrné, že dochází k určité anizotropii vlastností u vzorků SLM ve směru XY a ve směru Z.

Tab.8 – Výsledky ze zkoušky Charpyho kladivem slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM ve dvou směrech a odlité slitiny bez TZ [3] (přeloženo pro DP)

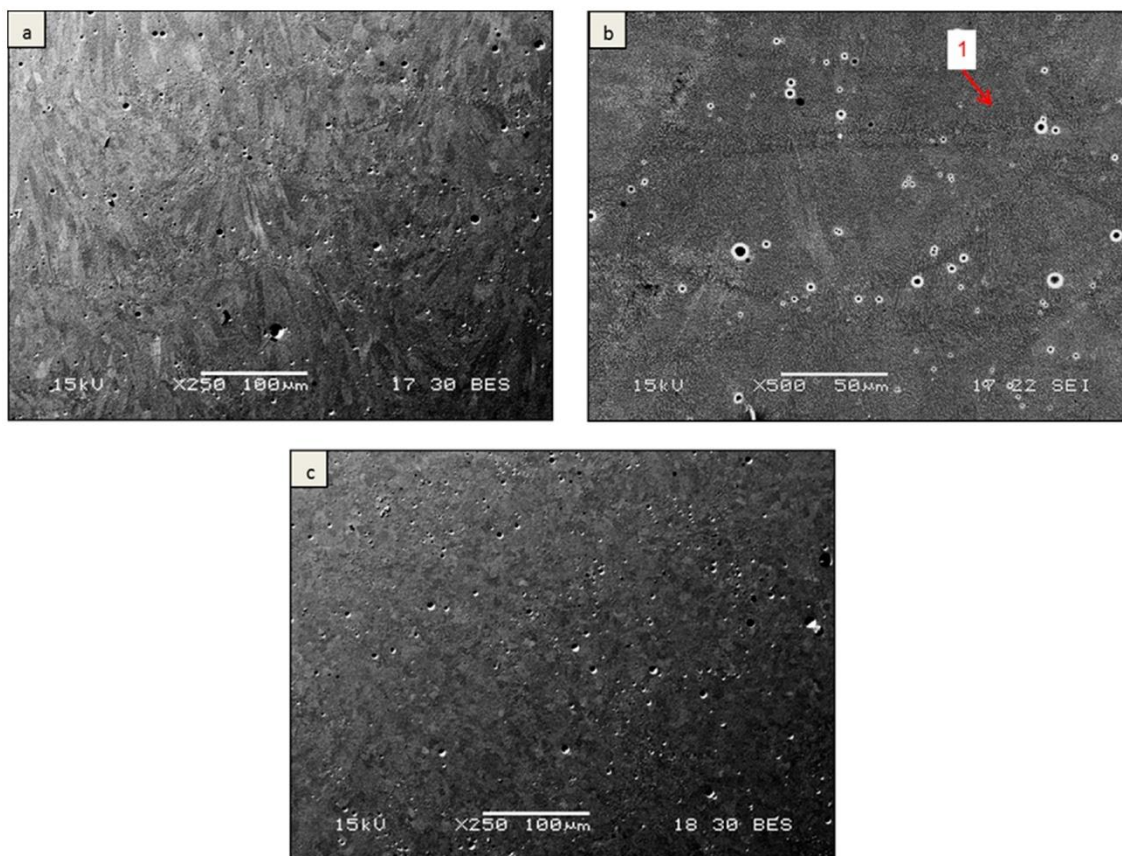
	Absorbovaná energie [J]
As-built XY	3,94±0,5
As-built Z	3,69±0,48
Odlitá struktura bez TZ	2,5-3

Anizotropie vlastností 3D tištěné slitiny hliníku AlSi10Mg vyplývá z principu procesu tisku. A sice metody SLM, kdy je laserovým paprskem prášek taven, následně tuhne vysokou rychlostí a s nanesením další vrstvy je již vytištěná a ztuhlá vrstva znovu tepelně ovlivňována tavením prášku ve vrstvě nad ní a dochází tak k opětovnému tepelnému zahřívání materiálu. Anizotropie vlastností výrobku je zapříčiněna také směrem, ve kterém je komponenta tištěna. Jak již bylo diskutováno výše [3], jiné mechanické vlastnosti vykazuje vzorek tištěný ve směru XY a jiné ve směru Z.

3.1. Mikrostruktura

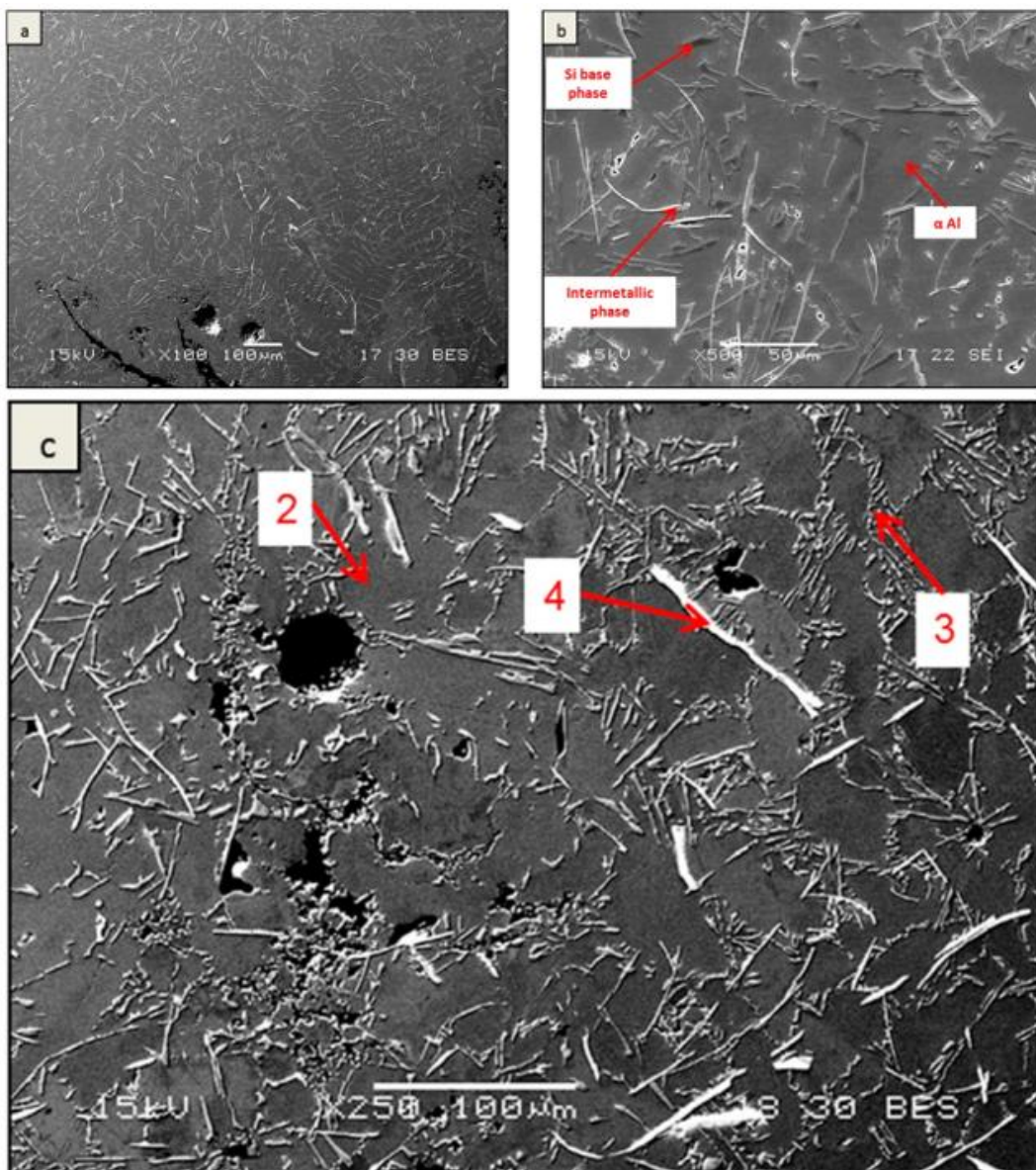
Rozdílnou mikrostrukturu slitiny AlSi10Mg mezi litým a tištěným stavem dokládá práce [44]. Na následujících obrázcích je srovnání obou mikrostruktur. Na Obr.9 lze pozorovat mikrostrukturu tištěné slitiny AlSi10Mg metodou SLM, na které se ukazuje výše diskutované rychlé tuhnutí slitiny v procesu SLM ve srovnání k lité struktuře. Z chemické analýzy (bodu 1) v Tab.9 uvedené dále, vyplývá, že mikrostruktura tištěné slitiny je tvořena především Al maticí a jemnou Si sítí. Ačkoliv by relativně vysoký obsah manganu ve struktuře mohl naznačovat přítomnost alespoň malého množství intermetalických precipitátů, při analýze SEM nebyly identifikovány.

Porozita je koncentrována především na hranicích průniků tavenin.



Obr.9 – (a) mikrostruktura SLM tištěné slitiny AlSi10Mg; (b) podélný řez (boční pohled: směr tisku Z); (c) příčný řez: směr tisku XY [44]

Na Obr.10 se nachází pro srovnání slitina AlSi10Mg zpracovaná metodou gravitačního lití. Mikrostruktura je pravidelná dendritická s eutektickou fází Si a precipitáty Fe-Mn. Z rentgenové difrakce vzorků vyplývá, že Fe-Mn precipitáty jsou nejčastěji přítomné jako sloučeniny $MnFe_4Al_{12}Si_2$. Slitina vykazuje pórovitost, která je přirozená pro proces slévání. V Tab.9 se nachází chemická analýza bodů 2,3,4 z Obr.10 části (c). Bod 2 zachycuje místo s vysokým obsahem Al (96,99 %) tedy hliníkovou matici, bod 3 zachycuje eutektikum a konečně oblast 4 má po nejvyšším zastoupení Al (52,99 %) srovnatelný podíl Fe (21,27 %) a Si (21,29 %), jedná se tedy o intermetalickou fází, precipitát Fe-Mn. [44]



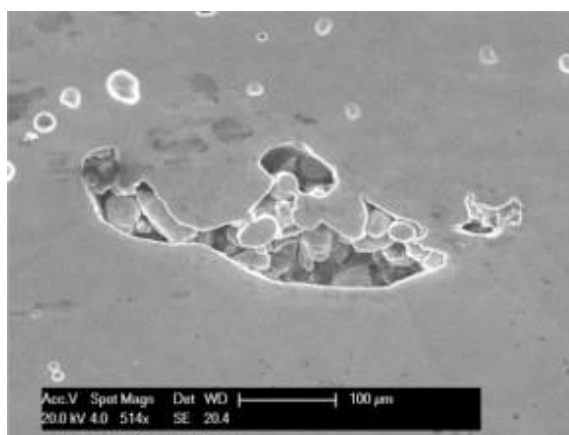
Obr.10 – (a) mikrostruktura gravitačně lité slitiny AlSi10Mg v průřezu; (b) podélný řez; (c) příčný řez [44]

Tab.9 – Chemická analýza (SEM-EDS) slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM a sléváním [44]

Označení	Mn [hm.%]	Fe [hm.%]	Mg [hm.%]	Si [hm.%]	Al [hm.%]
Obr.9 b) - 1	1,55±0,07	0,2±0,04	0,33±0,01	10,56±0,05	87,35±0,31
Obr.10 c) - 2	1,78±0,07	0	0,1±0,01	1,04±0,08	96,99±0,35
Obr.10 c) - 3	1,63±0,046	0,07±0,03	0,14±0,01	37,91±0,13	60,25±0,22
Obr.10 c) - 4	3,81±0,09	21,77±0,14	0,15±0,02	21,29±0,08	52,99±0,19

Dalším parametrem hodnocení struktury po 3D tisku je její pórovitost. Póry, jsou v předložené práci uvažovány jako nedokonalosti tisku, a to jak defekty, tak vzduchové bubliny. Při tisku může docházet k neúplnému natavení kovového prášku, který následně tuhne uvnitř struktury a takovýto vměstek je hodnocen jako defekt. [49] Mechanismů, kterými póry uvnitř výtisku vznikají je vícero. Mohou to být například vzduchové bubliny přenesené do struktury ze zrnka kovového prášku. Kovový prášek je vyráběn atomizací roztaveného kovu pomocí inertního plynu (např. argonu). Při tomto procesu, může dojít k zachycení argonu roztaveným kovem. Při tavení prášku laserem při 3D tisku je následně plyn z prášku uvolněn a zachycen a pohlcen strukturou výtisku za vzniku vzduchového póru. [50] [51] Póry mohou vznikat také při tavení prášku v tavné lázni, kdy může vlivem vysoké teploty dojít ke zhroucení stěn natavené oblasti a zachycení plynu ochranné atmosféry a jeho pohlcení. [52] Další příčinou vzniku pórů je přítomnost molekul vodíku ve slitině. Pokud je v tavné lázni dosažena lokální maximální rozpustnost vodíku, je zahájena nukleace pórů. Růst pórů je řízen difuzí. [53] [54]

Příklad póru je na Obr.11. Uvnitř póru je lze vidět neroztavený prášek AlSi10Mg.



Obr.11 – pór v 3D tištěné AlSi10Mg, SEM [55]

3.2. Vlastnosti slitiny AlSi10Mg

AlSi10Mg je vhodným materiálem pro aplikace, kde jsou vyžadovány dobré mechanické vlastnosti, ale nízká hmotnost. Slitina může být tepelně zpracována, a tak ještě modifikovány její mechanické vlastnosti. Komponenty mohou být dále zpracovány, např. obráběny, svařovány, leštěny a povlakovány. [56] Výhodou hliníkových slitin jsou dobré mechanické a užité vlastnosti jako jsou tažnost, tepelná i elektrická vodivost a korozní odolnost (v normálním prostředí). [44]

Práce [44] mapuje a hodnotí korozní chování slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM a odlitou technologií gravitačního lití. Z výsledků práce vyplývá, že dochází ke zlepšení korozní odolnosti u tištěné slitiny ve srovnání s odlévanou slitinou. Rozdíl je přičítán především rozdílné mikrostrukturu, která je způsobena vyšší rychlostí tuhnutí, ke které dochází při procesu SLM. Tato zvýšená rychlost tuhnutí vytváří homogennější mikrostrukturu, kde dochází k efektivnějšímu rozpouštění legujících prvků a nečistot, mikrostruktura je téměř bez sraženin a se sníženým výskytem defektů, které ve větší míře vznikají při gravitačním lití, jako jsou například:

- nepravidelná pórovitost
- zvýšený výskyt precipitátů $MnFe_4Al_{12}Si_2$, které mají škodlivý mikro galvanický účinek
- dendritická mikrostruktura se sekundární eutektickou fází, která omezuje rozpustnost a homogenitu slitiny

Absence těchto faktorů u metody SLM zlepšuje korozní vlastnosti, zejména z hlediska úbytku hmotnosti při korozním napadání materiálu. Z práce vyplynulo, že pokud dochází ke korozi, má tendenci postupovat po hranicích tzv. bazének (melting pools), kde dochází k tepelnému ovlivnění jednotlivých nanášených vrstev. Tento pojem bude detailněji rozebrán v experimentální části předložené práce.

Dále byl ověřen fakt, že u tištěné slitiny AlSi10Mg bylo dosaženo delší životnosti (experimentálně zjišťováno metodou LCCF – low cycle corrosion fatigue – v 3,5% roztoku NaCl). Ta je způsobena výše uvedenými rozdíly v mikrostrukturu obou slitin. Předpokládá se, že rychlejší praskání odlitků bylo způsobeno synergickým účinkem korozního prostředí a koncentrací napětí vytvořených vadami po gravitačním lití. [44]

3.3. Tepelné zpracování

Stav as-built, tedy stav bez dalšího tepelného zpracování dosahuje, jak bylo diskutováno výše, nejvyšších hodnot R_m a $R_{p0,2}$ a naopak nejnižší tažnosti A. [7] Tento stav je spojen s nahromaděným vnitřním pnutím uvnitř materiálu, které vzniká v průběhu tisku rychlým ochlazováním a tuhnutím materiálu, které není nijak uvolněno. Proto se po tisku zařazuje proces tepelného zpracování žíháním. V dostupné literatuře je nejčastěji zkoumáno a využíváno žíhání ke snížení pnutí, to je doporučováno i některými výrobci kovových prášků. [7] Důvodem je nízká plasticita spojená právě s vysokým vnitřním napětím způsobeným rychlým ochlazováním materiálu během tisku.

Tepelné zpracování ovlivňuje mechanické vlastnosti výrobku, a to na úrovni nano, mikro i makroskopické [57].

Tepelné zpracování pro konvenčně zpracované hliníkové slitiny procesem slévání se nazývá T6. Jedná se o dobře prozkoumané a funkční nastavení rozpouštěcího žíhání s následným umělým stárnutím. Ukazuje se však, že pro 3D tištěné hliníkové slitiny, není toto nastavení vhodné. Je nutné uvažovat, že se sice jedná o stejný materiál, ale naprosto odlišnou mikrostrukturu. [58]

Práce [57] zkoumá srovnání vlastností as-built vytištěných SLM vzorků slitiny AlSi10Mg a těch, které byly tepelně zpracovány metodou T6. Podmínky tepelného zpracování byly zvoleny: rozpouštěcí žíhání 520 °C/1 hod, umělé stárnutí 160 °C/6 hod.

Experiment [57] dokládá snížení hodnot nano i mikrotvrlosti po tepelném zpracování T6 ve srovnání s as-built vzorky. Tato skutečnost je v rozporu s chováním konvenčně vyrobených Al-Si slitin, které jsou po tepelném zpracování vytvrzeny, a tedy mají vyšší hodnoty tvrdosti než před tepelným zpracováním. Tento rozdíl je přisuzován odlišné mikrostrukturu odlitků a tištěných komponent, která již byla v této práci popsána a diskutována.

Uvedené snížení tvrdosti po tepelném zpracování T6 dále potvrzují i práce [59] [4]. Pro metodu SLM je tedy třeba využívat jinak nastavených postupů tepelného zpracování, pokud má tepelné zpracování vést k vytvrzení materiálu, než pro konvenčně vyráběnou slitinu AlSi10Mg sléváním.

V následující tabulce se nachází srovnání mechanických vlastností tištěné slitiny AlSi10Mg metodou SLM z dostupných vědeckých článků a výzkumů. Z hlediska

tepelného zpracování jsou v tabulce uvedeny stavy as-built a po žíhání ke snížení pnutí. Všechny uvedené hodnoty jsou pro směr tisku v ose Z. Tento výběr je dán zaměřením předložené diplomové práce.

Tab.10 – Srovnání mechanických vlastností slitiny AlSi10Mg při různých parametrech tisku metodou SLM (stav as-built a po žíhání na snížení pnutí) [7]

(upraveno, doplněno a přeloženo pro DP)

Tiskárna	Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Tepelné zpracování	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Zdroj
EOS M280	370	1300	300 °C/2 hod	180	287	14,3	[7]
EOS M270	195	800	300 °C/2 hod + kuličkováno	231±3	329±2	4,1±0,2	[60]
-	-	1000	300 °C/2 hod	169	273	8,2	[61]
Concept laser M2	175	1025	As-built	232±9	319±42	1,1±0,4	[5]
Trumpf TrumaForm LF130	250	500	As-built	-	330	-	[1]
	250	500	Předehřátí palety v tiskárně na 300 °C	-	270	-	
EOS 290	-	-	As-built	230±20	470±20	6±2	[62]
	-	-	270 °C/1,5 hod	225	350	9	
Renishaw AM250	200	571	As-built	-	330±10	1,4±0,3	[6]
Concept laser M1	200	1400	As-built	-	396±8	3,5±0,6	[3]
EOS M-280	400	1000	As-built	241±10	384±16	6±1	[47]
EOS M-280	400	1000	300 °C/2 hod	205±8	253±18	18±3	[47]
SLM 280 HL	300	800	Paleta 150 °C + As-built	270	446	8,1	[45]
SLM 280 HL	300	800	Paleta 150 °C + 300 °C/2 hod/ chlazeno do vody	170	237	15,2	[45]

Z tabulky vyplývá, že vlastnosti slitiny AlSi10Mg ve stavu as-built dle očekávání, výrazně ovlivňují parametry tisku. Například pevnost se pohybuje v rozmezí 319 – 470 MPa a tažnost mezi 1,1 – 8,1 %. Zde se nabízí otázka, zda v případě použití přehřevu palety na 150 °C se stále jedná o stav as-built.

Dále lze konstatovat, že žíhání ke snížení pnutí 300 °C/2 hod, opět v závislosti na konkrétních parametrech tisku, modifikuje mez pevnosti v rozmezí 253 - 285 MPa a tažnost v rozmezí 8,2 - 18 %.

Další modifikací pak může být kombinace tohoto žíhání s kuličkováním, které by logicky mělo způsobit zpevnění součásti a tedy pokles tažnosti.

Částečného snížení pnutí a v důsledku toho nižší pevnosti lze dosáhnout i při zařazení přehřevu palety na 300 °C.

Obecně lze konstatovat, že stav as built dosahuje nejvyšších hodnot smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$ i meze pevnosti R_m , naopak, úměrně tomu, nabývá v průměru nejnižších hodnot tažnosti A. Obráceně tomu je, dle očekávání, po žíhání ke snížení pnutí.

Z informací uvedených v tabulce je možné konstatovat, že porovnání vlivu parametrů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti je možné pouze při splnění dále uvedených požadavků.

- 1.) Jeden vstupní materiál
- 2.) Dodržení stejných parametrů a strategie tisku

Pouze při dodržení těchto základních požadavků, lze následně validně hodnotit vliv experimentálně nastavených parametrů tepelného zpracování, mezi které patří: přehřev palety při tisku a závislost teploty na čase žíhání (ohřev, výdrž, ochlazení).

4. Metody hodnocení užitečných vlastností

Na základě prostudované literatury např. [1] [5] [7] [60] [61] lze konstatovat, že pro hodnocení vlastností 3D tištěné slitiny AlSi10Mg se používají převážně následující experimentální metody.

1. Analýza CT (computed tomography – CT) jakožto zobrazovací metoda, ve které je objekt ozařován rentgenovými či gama paprsky postupně z různých úhlů a pomocí matematických algoritmů je následně z jednotlivých snímků složen celkový průřezový 3D obraz. Ozářený předmět lze následně zobrazovat v libovolných řezech. [63]
2. Zkouška tahem, která je mechanickou zkouškou pro zjištění základních mechanických vlastností materiálu. Zkoušení probíhá za definovaných podmínek, a to normou ČSN EN ISO 6892-1 (za pokojové teploty), ze kterého se následně vyhodnocují materiálové charakteristiky – mez kluzu, mez pevnosti a tažnost. [64] [65]
3. Zkouška tvrdosti – tvrdost je mechanická vlastnost definovaná jako odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa. Tvrdost nelze jednoznačně definovat jako fyzikální veličinu, její hodnota závisí na zkušebních podmínkách, které se liší pro jednotlivé metody [64]. Zkoušky tvrdosti jsou v praxi využívanou metodou pro svou jednoduchost a rychlost provedení a často slouží jako výchozí hodnota pro odhad ostatních mechanických vlastností. Zkoušení neporušuje zkoušený materiál, pouze nepatrně ovlivňuje malý objem na povrchu. [65]
4. Metalografická analýza, která hodnotí vnitřní stavbu kovů a slitin, jejíž cílem je zviditelnění struktury materiálu, její pozorování a studium pomocí optického či elektronového mikroskopu. Dále je také možné pomocí speciální sondy připojené do elektronového mikroskopu provést analýzu chemického složení EDS (energie disperzní spektrometrie) konkrétních oblastí na výbrusu. Struktura obvykle není bez předchozí přípravy pozorovatelná. Metalografie umožňuje zjišťovat souvislost mezi strukturou materiálu a jeho vlastnostmi. [66] [67]

5. Zkoušky únavy – při cyklickém namáhání součástí dochází k únavě materiálu, jejíž podstatou jsou nevratné změny způsobené cyklickou plastickou deformací. Proces únavy lze rozdělit do čtyř stádií – změna mechanických vlastností v celém objemu materiálu, iniciace únavové trhliny, šíření únavové trhliny, lom součásti. Při zkoušce únavy se vyhodnocuje počet cyklů do lomu součásti. Rozlišuje se únava nízkocyklová (10^3 - 10^4 cyklů do lomu). Při počtu cyklů větším než je 10^6 – 10^7 cyklů dochází k únavovému lomu při napětí σ_c , které se označuje jako mez únavy a je definované jako největší napětí, při kterém součást vydrží teoreticky neomezený počet cyklů zatěžování. [65]

Experimentální část

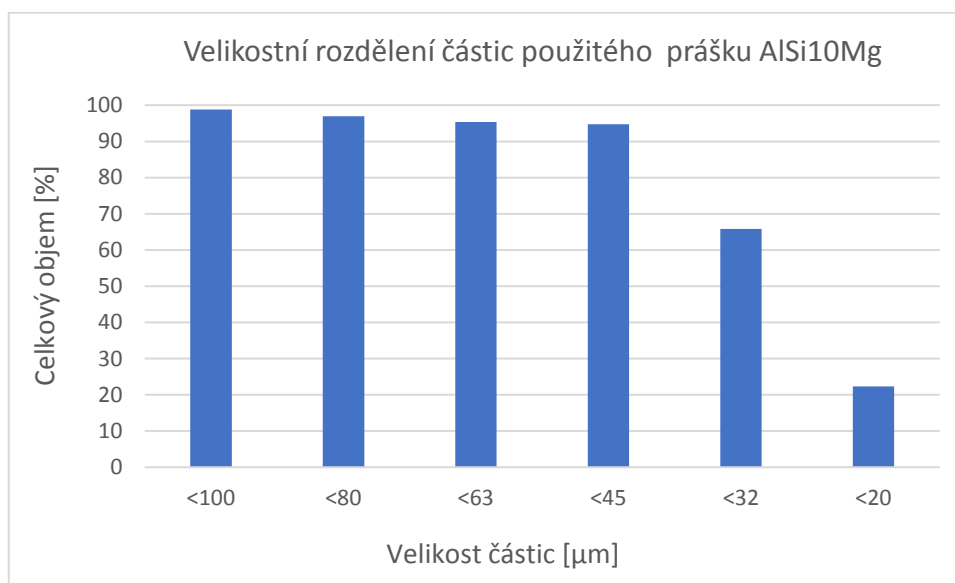
1. Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byla použita slitina AlSi10Mg připravena 3D tiskem. Chemické složení prášku, jak jej uvádí dodavatel je uvedeno v Tab. 11.

Tab.11 – Směrné chemické složení z chemické analýzy prášku AlSi10Mg společnosti Concept Laser, uvedené hodnoty jsou minimální obsahy daného prvku v hmotnostních procentech [68]

Al	C	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni
Zbytek	0,005	<0,03	0,09	0,38	<0,03	<0,03
O	Pb	Si	Sn	Ti	Zn	
0,1	<0,03	10,1	<0,03	<0,03	<0,03	

Z materiálu lze rovněž vyčíst velikostní rozdělení prášku, které bylo pro potřeby diplomové práce vyneseno jako sloupcový graf, pro názorný přehled. Z grafu je patrné, že většina částic prášku slitiny AlSi10Mg se pohybuje do velikosti 45 μm .



Obr.12 – graf velikostního rozdělení částic prášku AlSi10Mg

Na 3D tiskárně Concept Laser bylo vytištěno ze slitiny AlSi10Mg 24 kusů zkušebních vzorků. Pro předloženou práci bylo využito 20 ks s průměrem 14 mm a výškou 80 mm, zbylé 4 vzorky s průměrem 22 mm a výškou 80 mm byly použity na jiné projekty a nejsou předmětem zkoumání předložené práce.

Vzorky byly tištěny metodou SLM s parametry procesu uvedenými v následující tabulce. Tabulka uvádí výkon laseru, skenovací rychlost a spot size (průměr zaostřeného laserového paprsku) pro jednotlivé části výtisku.

Tab.12 – Parametry nastavení tisku

	Výkon [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Spot size [mm]
Support (podpory)	200	1600	0,05
Skin (obrys)	200	1250	0,1
Core (plný materiál)	370	1400	0,19

Vzorky byly rozděleny do skupin po pěti kusech a každá skupina byla podrobena jiným parametrům tepelného zpracování žíháním ke snížení pnutí. V následující tabulce jsou uvedeny parametry pro jednotlivá žíhání i pracovní označení skupin vzorků.

Tab.13 – Rozdělení vzorků do skupin dle žíhacích parametrů

Označení skupiny	Označení vzorků	Doba ohřevu	Žíhací teplota	Výdrž	Ochlazování
0 (as-built)	01-05	-	-	-	-
T	T1-T5	1 hod	240 °C	6 hod	V peci na 100 °C dále při pokojové teplotě
Z	Z1-Z5	1 hod	240 °C	2 hod	V peci na 100 °C dále při pokojové teplotě
E	E1-E5	1 hod	300 °C	2 hod	Do vody

Vzorky byly obrobena do tvaru krátkých zkušebních tyčí pro zkoušku tahem (průměr 8 mm, délka 40 mm).

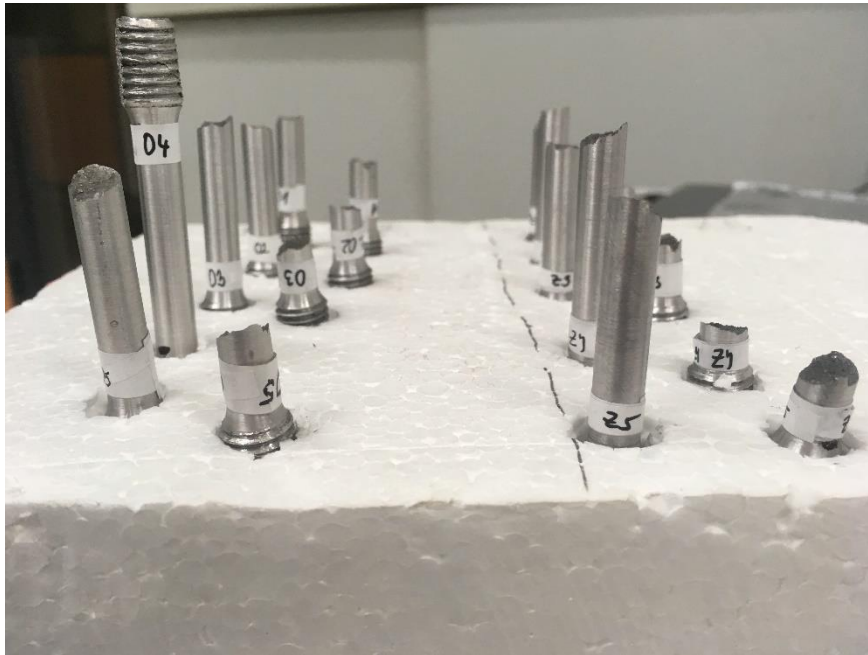
2. Popis experimentu

Vzorky byly podrobeny zkoušce tahem, která probíhala na univerzálním trhacím stroji INSTRON 5582 s maximální zátěžnou silou 100 kN, rychlost posuvu příčnicku byla 5 mm/min. Na následujícím obrázku je ukázka vzorku před a po zkoušce.



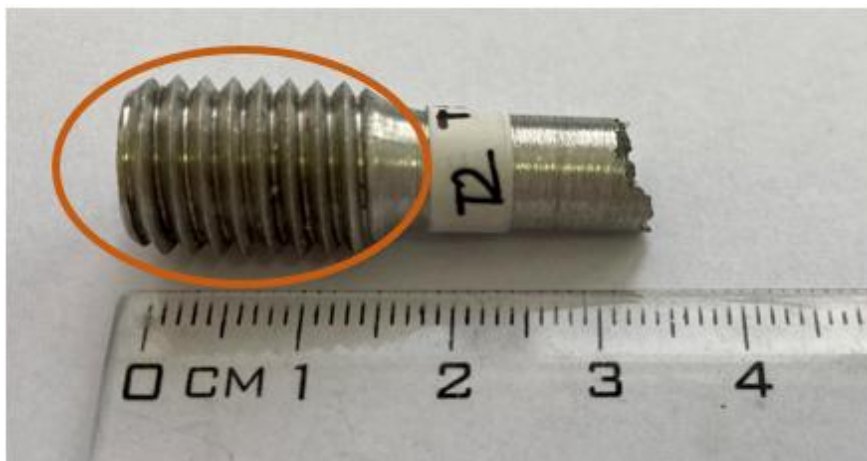
Obr.13 – zkušební vzorek pro zkoušku tahem 3D tištěné slitiny AlSi10Mg; levý vzorek – před přetržením; pravý vzorek – po přetržení

Ze zkoušky byla vyhodnocena hodnota $R_{p0,2}$, R_m , A pro všech 20 vzorků a následně vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka pro každý režim tepelného zpracování a stav as-built. Vzorky podrobené zkoušce tahem byly následně skenovány na přístroji Zeiss Metronom 1500. Pro skenování byl nastaven výkon 200 kV a počet snímků 2050, ze kterého byl následně poskládán mrak bodů. Byl použit filtr RTG záření z mědi o tloušťce 1 mm. Z analýzy byl vyhodnocen podíl defektů v celém objemu každého vzorku. Na Obr.14 se nachází vzorky připravené pro analýzu CT.



Obr.14 – vzorky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg po tahové zkoušce připravené pro skenování CT

Na základě výsledků ze zkoušky tahem byl vybrán vždy jeden vzorek za každé tepelné zpracování, ze kterého byl připraven metalografický vzorek. Byly vybrány vzorky s označením 05, T2, Z3, E4. Na pile Struers Secotom-60 byl vyhotoven podélný a příčný řez z oblasti závitové hlavy, jakožto méně plasticky deformované části vzorku. Na následujícím obrázku se nachází ukázka vzorku, ze kterého byl vyhotoven metalografický vzorek.



Obr.15 – 3D tištěný AlSi10Mg vzorek T2 s označenou závitovou hlavou

Příčný a podélný řez vzorkem byl zalisován do jednoho puku na lisu Leco MX400 ve vodivé lisovací hmotě na bázi uhlíku Leco conductotherm 3000. Broušení a leštění bylo provedeno standardním způsobem. Jako leštidlo byla použita koloidní silika SiO₂.

Na světelném mikroskopu Olympus DSX-1000 byl dokumentován leštěný povrch všech příčných řezů pro následné hodnocení pórovitosti.

Poté byl povrch vzorků naleptán leptadlem DIX – Keller pro následné pozorování mikrostruktury provedené na světelném mikroskopu Neophot 32. Vyhodnocování struktur probíhalo v softwaru NIS Elements Advanced Research. Na následujícím obrázku je ukázka takto připraveného metalografického vzorku.



Obr.16 – metalografický vzorek 3D tištěné slitiny AlSi10Mg T2 připravený pro pozorování mikrostruktury, vlevo: podélný řez, vpravo: příčný řez

Vybrané vzorky (05, E4) byly následně analyzovány pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu s vysokým rozlišením JSM 7600F a dále provedena chemická analýza EDS (energieově disperzní spektrometrie) vybraných oblastí pomocí detektoru Oxford X-Max 50 mm².

U vzorků 05, T2, Z3 a E4 byla měřena tvrdost (HV1) na přístroji Struers Duramin-40 se zatížením 1 kg a zátěžnou dobou 10 s. Měření probíhalo v celém průřezu, a to v přímce vedoucí od okrajů přes střed. První a poslední vtisk se nachází 0,2 mm od okraje a vzdálenost mezi jednotlivými vtisky je 0,4 mm. Měření a průběh zkoušky odpovídá normě pro měření tvrdosti ČSN EN ISO 6507-1. Počet vtisků se pohyboval mezi 26-27 na jednom vzorku. Z výsledků měření byla stanovena průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

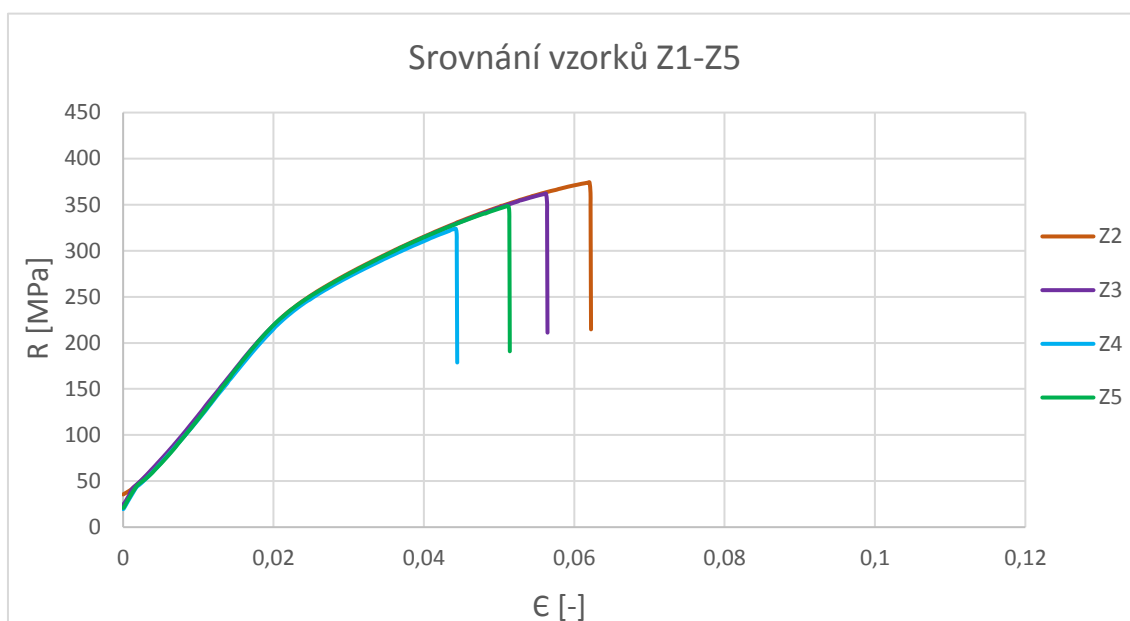
Dále byla vyhodnocována pórovitost na příčném řezu u vzorků 05, T2, Z3 a E4 pomocí prahování snímků v programu Olympus Stream Desktop 2.4 a hodnocena fraktografie lomových ploch pomocí světelného mikroskopu Olympus DSX-1000. Výsledkem analýzy je procentuální podíl pórů na sledované ploše.

Výsledky a jejich diskuse

1. Zkouška tahem a měření tvrdosti

Z dat z tahové zkoušky byl pro každý vzorek zhotoven graf závislosti zatížení na prodloužení, který byl přepočten na smluvní diagram $R = f(\epsilon)$. Z odečtených hodnot $F_{p0,2}$, F_m a L_u byly vypočteny hodnoty $R_{p0,2}$, R_m , A .

Příklad smluvního diagramu je na Obr.17. Všechny smluvní diagramy jsou uvedeny v příloze 1. Kompletní naměřené a vypočtené hodnoty jsou uvedeny v příloze 1.



Obr.17 – graf z tahové zkoušky pro 3D tištěné AlSi10Mg vzorky Z1-Z5

Na příčných řezech vybraných vzorků zpracovaných do metalografických výbrusů (O5, T2, Z3, E4) byla měřena tvrdost. Výsledky zkoušky tahem a z měření tvrdosti jsou souborně uvedeny v tabulce 14.

Tab.14 – Výsledky zkoušky tahem a měření tvrdosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg při různých režimech žíhání a stavu as-built

Režim žíhání	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	HV1
0 (as-built)	246±2	402±26	9,4±2,9	132±7
T (240 °C/6 hod)	261±10	382±16	9,8±0,5	121±3
Z (240 °C/2 hod)	257±12	352±21	10,2±1,1	117±2
E (300 °C/2 hod)	217±4	323±5	11,6±1,9	96±5

Z Tab.14 vyplývá, že v souladu s teorií jsou pevnostní charakteristiky nejvyšší a tažnost nejnižší pro stav as-built.

Naměřené hodnoty tvrdosti pro všechna zpracování jsou v dobrém souladu s pevnostními charakteristikami.

Lze konstatovat, že po žíhání při teplotě 240 °C a výdrží 2 hod (režim Z) nebo 6 hod (režim T) jsou zjištěné hodnoty v rámci směrodatných odchylek srovnatelné.

Tento výsledek by v další práci bylo vhodné ověřit zkoušením na větším počtu vzorků. Ač se výsledky zdají být srovnatelné, z hlediska aplikačního doporučení žíhání při teplotě 240 °C by pro obě doby výdrže bylo vhodné doplnit zkoušky únavy. Lze předpokládat, že pokud by nedošlo k výraznému rozdílu ve zkouškách únavy mezi oběma režimy žíhání, pak by bylo možné, zkrátit dobu žíhání při 240 °C na 2 hodiny.

Nejnižších pevnostních charakteristik a nejvyšší tažnosti bylo dosaženo při tepelném zpracování 300 °C/2 hod (režim E). Také pro tento režim žíhání by výsledky bylo vhodné ověřit na větším počtu vzorků a doplnit zkouškami únavy. Pak by bylo možné lépe rozhodnout, jaký je aplikační potenciál pro sledované režimy žíhání.

Ve srovnání s teorií s Tab.10 dosahoval stav as-built v rámci směrodatných odchylek srovnatelných výsledků hodnot $R_{p0,2}$, R_m , A s výsledky práce [47]. Naproti tomu u režimu E (300 °C/2 hod), který byl nastaven shodně s prací [47] ($R_{p0,2} = 205 \pm 8$ MPa, $R_m = 253 \pm 18$ MPa, $A = 18 \pm 3$ %) dosáhly výsledky takto nastaveného žíhání v tomto experimentu vyšších hodnot $R_{p0,2}$, R_m a naopak nižší hodnoty A . Zde je nutné upozornit na rozdíl v parametrech tisku, kdy v práci [47] byl použit výkon laseru 400 W (v předložené práci 370 W) a skenovací rychlost 1000 mm/s (zde 1400 mm/s). Tento rozdíl ve vstupních parametrech mohl zapříčinit rozdílné vlastnosti tištěných vzorků.

2. Analýza CT

Z CT skenu byla hodnocena pórovitost, respektive rozložení defektů ve vzorku. Na následujících snímcích se nachází rekonstrukce obrazu snímaných vzorků po zkoušce tahem. Na snímcích je uvedena hodnota tzv. defect volume ratio (DVR), neboli poměr objemu defektů k celkovému objemu vzorku uváděný v procentech.

Průměrné hodnoty DVR všech režimů žíhání a stavu as built se pohybovaly v rozmezí 0,023 – 0,054 % defektů. Průměrná hodnota DVR mírně vzrůstá od stavu as-built, přes režim T, Z až po režim E (Obr.18).

Velikost defektů pro sledované vzorky se pohybuje v rozmezí 0,022 – 0,639 mm³.

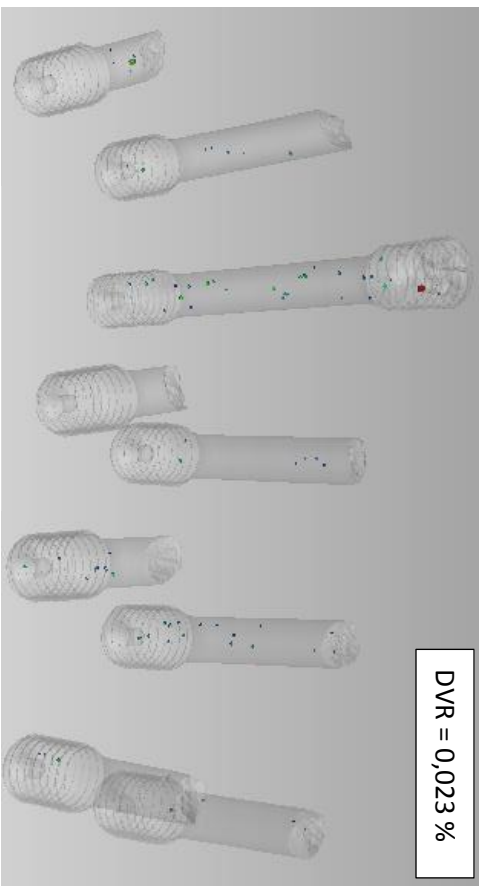
Je známo [69], že výskyt defektů při tisku je ovlivněn samotným procesem tisku, kdy nelze přesně predikovat vznik a polohu póru. Práce [70] dokládá vliv použitého výkonu laseru na vznik pórů, kde nejvyšší porezity 8,75±0,8 % dosahuje vzorek, u kterého byl aplikován nejnižší výkon laseru (100 W), a tak nedošlo k účinnému tavení kovového prášku, který byl následně v pórech zachytáván. Naopak u vzorku tištěného při výkonu 350 W byla pomocí CT analýzy zjištěna nulová porezita.

Dalším faktorem může být cirkulace ochranné atmosféry, směr tisku a s tím spojená poloha vzorků v rámci palety [49]. Zde je třeba upozornit na skutečnost, že autorka práce nedostala informaci o poloze jednotlivých vzorků na paletě a tento vliv tedy nemůže posoudit.

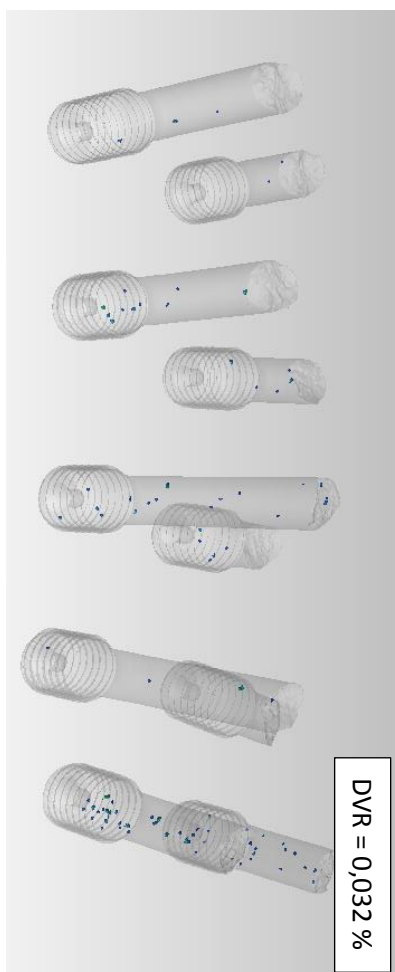
Práce [71] dokumentuje objemový růst pórů u vzorků při zkoušce tahem. Z výsledků vyplývá, že po zkoušce tahem byla průměrná porezita u vzorků tištěných při výkonu 400 W 0,2 %. Práce [72] udává, že průměrná porezita u zkoušených vzorků dosahovala 0,47 % s velikostí defektů v rozmezí 0,0013 – 0,0884 mm³.

Ve srovnání s výše uvedenými výzkumy byla hodnota DVR vzorků analyzovaných v této práci nižší, a to pro všechny režimy žíhání i stav as-built. Důvodem by mohla být například odlišná rozlišovací schopnost CT skenu nebo rozdílné parametry tisku, především výkon laseru.

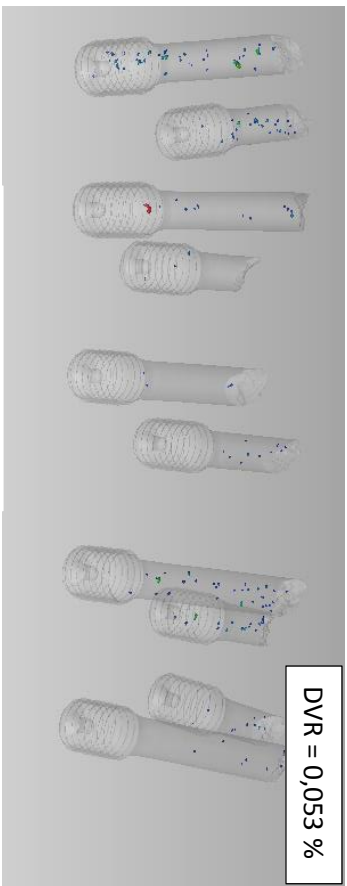
Nicméně na základě porovnání výsledků zkoušky tahem, měření tvrdosti a CT analýzy je možno konstatovat, že nebyla nalezena jednoznačná souvislost mezi mechanickými vlastnostmi a výsledky analýzy CT pro sledované vzorky.



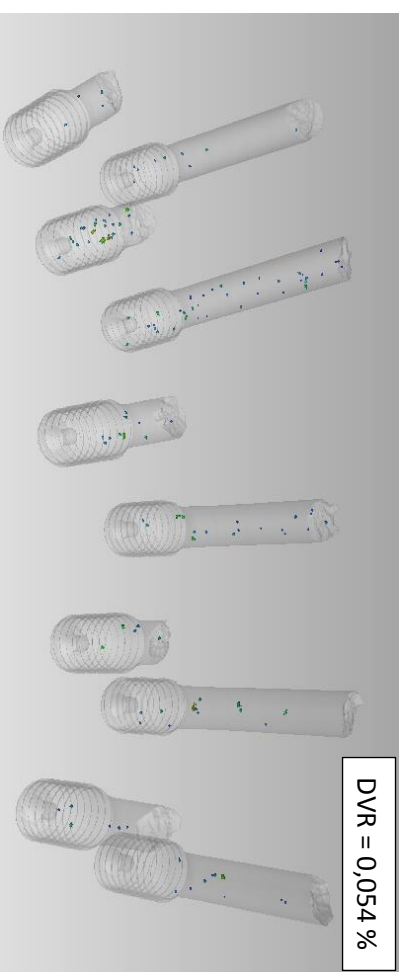
a) vzorky 01-05



b) vzorky T1-T5



c) vzorky Z1-Z5



d) vzorky E1-E5

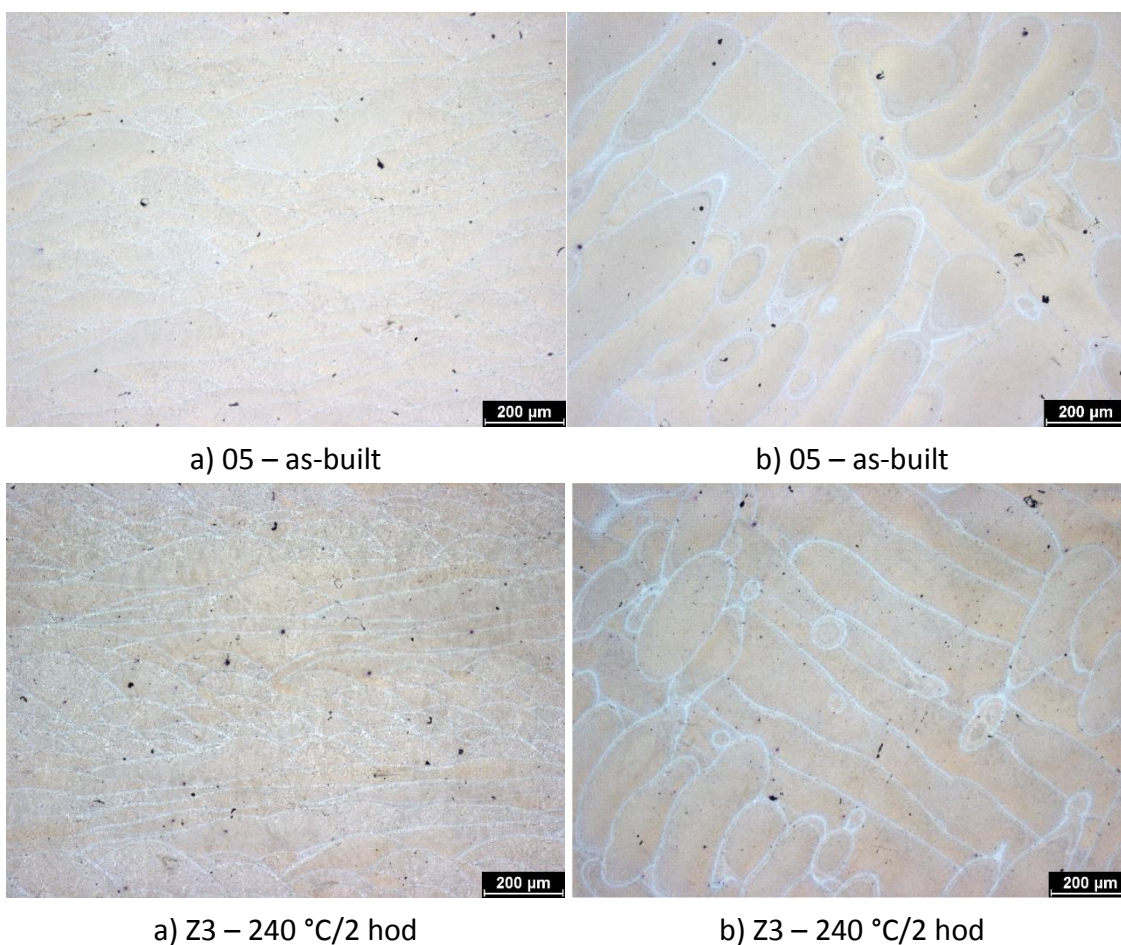
Obr. 18 – CT snímky vzorků 3D tištěné slitiny AlSi10Mg po zkoušce tahem

3. Metalografická analýza

Byla provedena metalografická analýza v rozsahu: hodnocení mikrostruktury, analýza SEM, analýza EDS, hodnocení pórovitosti a fraktografie.

3.1. Mikrostruktura

Dle očekávání lze konstatovat, že se mikrostruktura 3D tištěných vzorků od sebe v podélném a příčném řezu liší. Na následujícím obrázku je ukázka porovnání struktur v obou řezech pro vzorek 05 (as-built) a pro vzorek Z3.



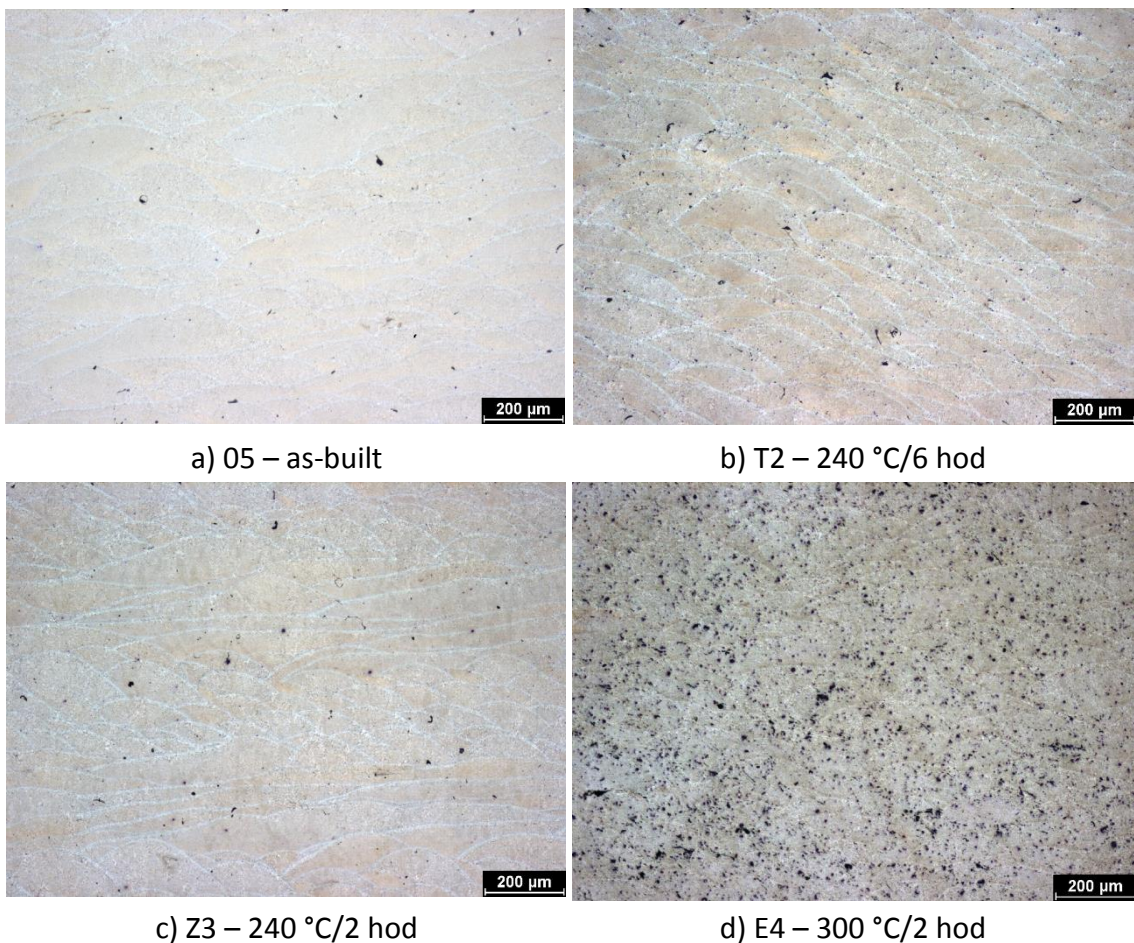
Obr.19 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků slitiny AlSi10Mg,

a) v podélném b) v příčném řezu; světelná mikroskopie

Ze snímků ze světelné mikroskopie je patrná obvyklá struktura 3D tištěných kovových materiálů. V podélném řezu lze pozorovat tzv. fish scale strukturu, neboli jednotlivé částečně se překrývající návary roztaveného prášku, které byly vytvářeny tiskem ve směru osy Z. Dalším typickým rysem, který lze pozorovat v řezu příčném jsou

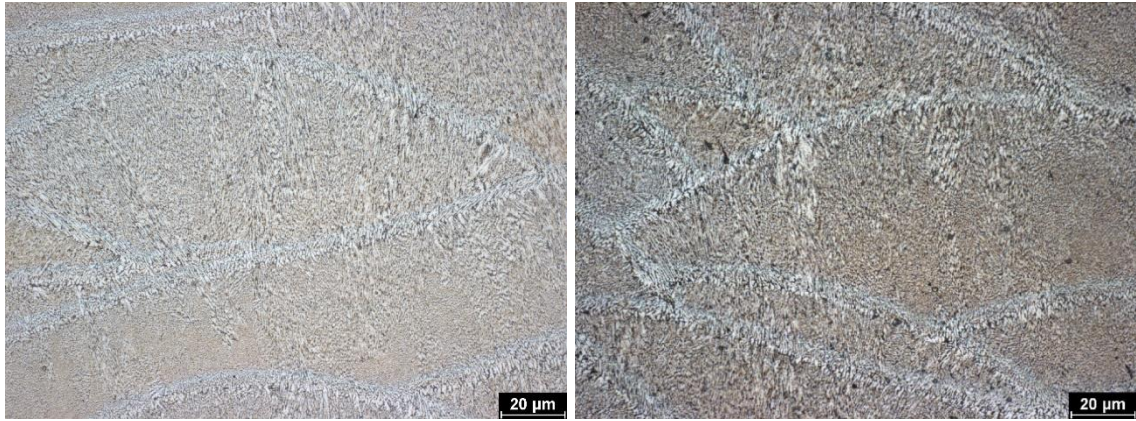
tzv. melting pools – bazénky, ty se tvoří během tavení a rychlého tuhnutí kovového prášku. Jejich různá orientace a diskontinuita ukazuje typickou strukturu bazéneků překrývajících se v různých vrstvách.

Charakter struktury se s tepelným zpracováním výrazně nemění, to dokládá porovnání všech režimů tepelného zpracování a as-built vzorku na následujících obrázcích (Obr.20, 21). Pro lepší přehled jsou jednotlivá tepelná zpracování uvedena při nejmenším použitém zvětšení (12,3x8) na Obr.20 a při největším použitém zvětšení (50x8) na Obr.21.



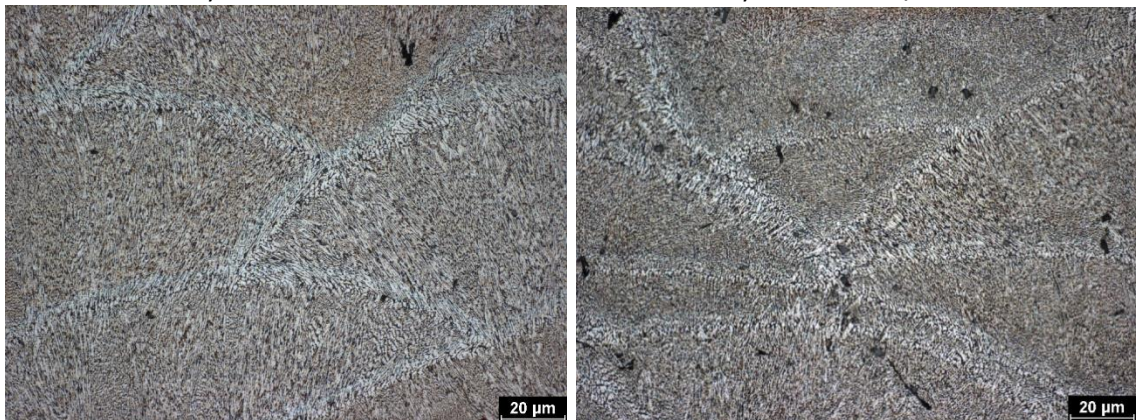
Obr.20 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků slitiny AlSi10Mg; podélný řez, sledované stavy; světelná mikroskopie

Místa, která se na snímcích jeví jako černé drobné tečky či útvary nebylo možné pomocí světelné mikroskopie identifikovat, proto dále byla analyzována pomocí SEM a EDS analýzy.



a) 05 – as-built

b) T2 – 240 °C/6 hod



c) Z3 – 240 °C/2 hod

d) E4 – 300 °C/2 hod

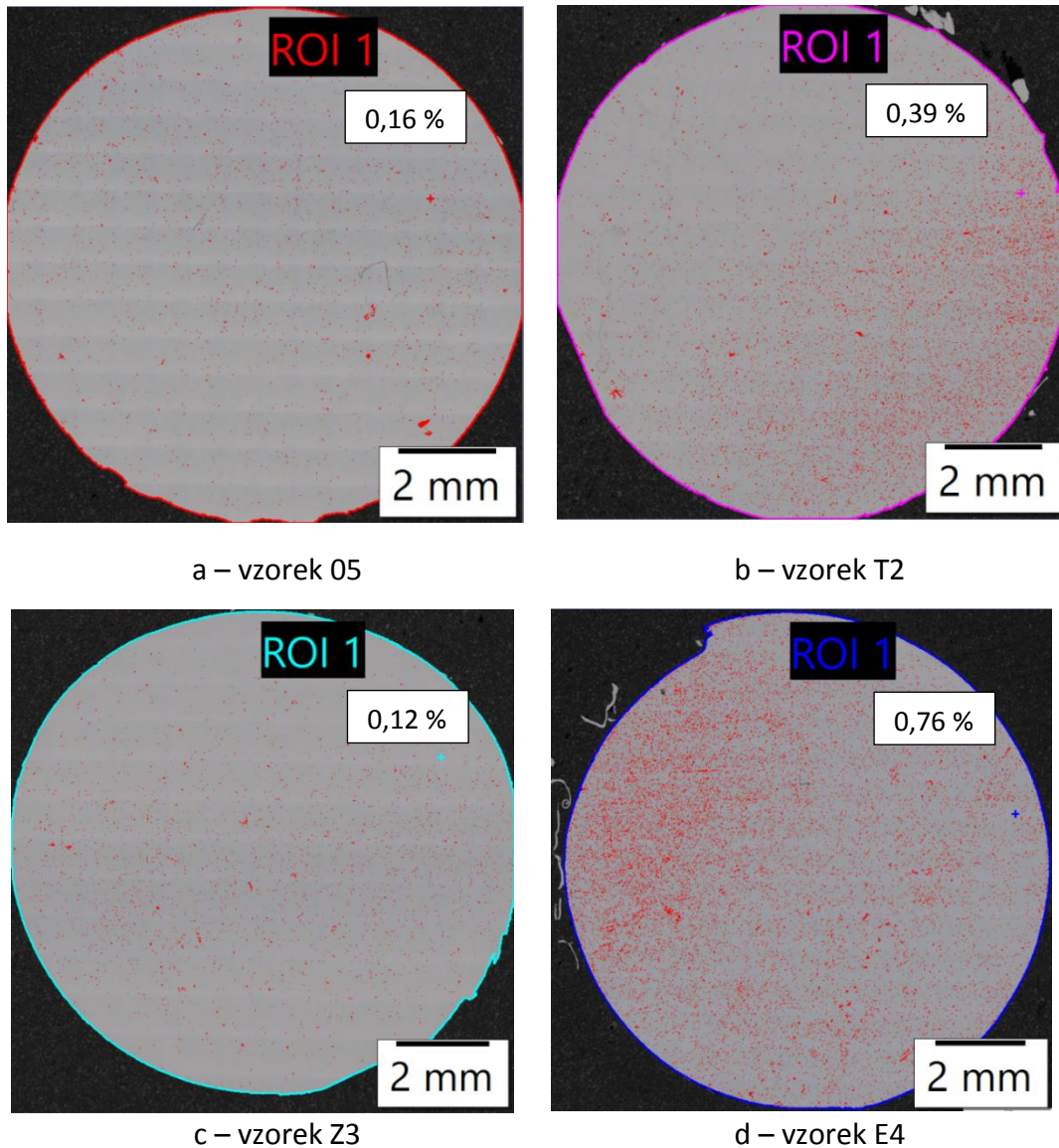
Obr.21 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků ze slitiny AlSi10Mg; sledované stavy, detail podélný řez; světelná mikroskopie

Kompletní dokumentace metalografických snímků pro všechny sledované stavy v podélném i příčném řezu je uvedena v příloze.

3.2. Porezita

Byla hodnocena porezita příčného řezu všech režimů tepelného zpracování a stavu as-built. Hodnocení bylo provedeno pomocí světelné mikroskopie (mikroskop Olympus DSX 1000) a prahování (v programu Olympus Stream Desktop 2.4).

Na Obr.22 je porovnání jednotlivých sledovaných vzorků s uvedenou zjištěnou porezitou v procentech.



Obr.22 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg; vzorky 05, T2, Z3, E4; prahováno, světelná mikroskopie

Porovnáním těchto výsledků s výsledky analýzy CT na Obr.18 je zřejmé, že si výsledky neodpovídají. Například výsledky DVR z analýzy CT u vzorků Z a E si odpovídají, naopak u metalografického hodnocení porezity je mezi nimi šestinásobný rozdíl. Kromě toho, analýzou CT byl hodnocen celý objem vzorku, přesto byly u metalografické analýzy prahováním u příčných řezů vyhodnoceny 10x vyšší hodnoty pórovitosti než z analýzy CT.

Původ tohoto rozdílu je dále ověřen pomocí analýzy SEM.

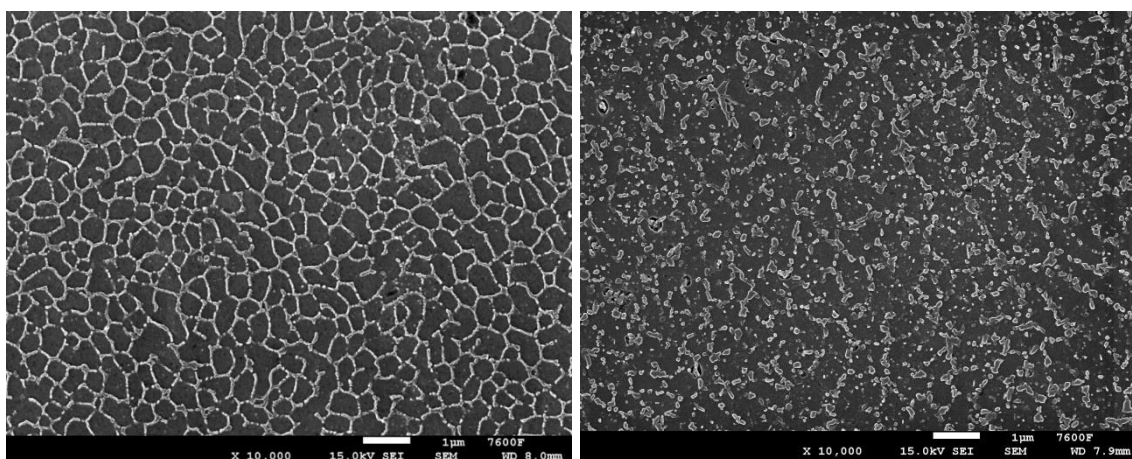
Práce [70] srovnává výsledky porezity 3D tištěné slitiny AlSi10Mg z CT analýzy (žádná detekovaná porezita) a z prahování metalografického výbrusu (0,048 %). Jak práce [70] dále konstatuje, navzdory omezené rozlišovací schopnosti CT skenu, jsou výsledky z CT analýzy považovány za spolehlivější výsledky hodnocení porezity, ve srovnání s metalografickou analýzou příčného řezu. Důvodem jsou již výše diskutované snímané oblasti, kdy je hodnocen celý objem vzorku, nikoliv jen jeho jeden řez.

Srovnáním s dostupnou literaturou [71] [72] [73] lze konstatovat, že metodou prahování příčných řezů není pórovitost u 3D tištěných vzorků slitiny AlSi10Mg ve vědecké obci obvykle hodnocena. Častěji je využívána metoda CT, analýza povrchu pomocí SEM, či Archimedova metoda měřící objemovou hustotu.

3.3. Analýza SEM a EDS

Pro detailnější analýzu struktury ve stavu as-built (vzorek 05) a ve stavu po žíhání 300 °C/2 hod (vzorek E4) byla použita analýza SEM. Porovnání těchto struktur v příčném řezu je na Obr.23.

Na Obr.23a je patrná struktura as-built vzorku a typické křemíkové síťoví (β -fáze), které tvoří hranice zrn u 3D tištěných hliníkových slitin. Uvnitř síťoví se nachází hliníková matrice (α -fáze) s disperzním hořčíkem. Na Obr.23b je struktura vyžíhaného vzorku E4, kde je viditelný rozpad křemíkového síťoví tvořícího obálky zrn. To se vlivem vneseného tepla při žíhání ke snížení pnutí částečně rozpadlo a hranice zrn již nejsou tak patrné, jako je tomu u as-built vzorku.



a) vzorek 05

b) vzorek E4

Obr.23 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, analýza SEM, příčný řez, struktura

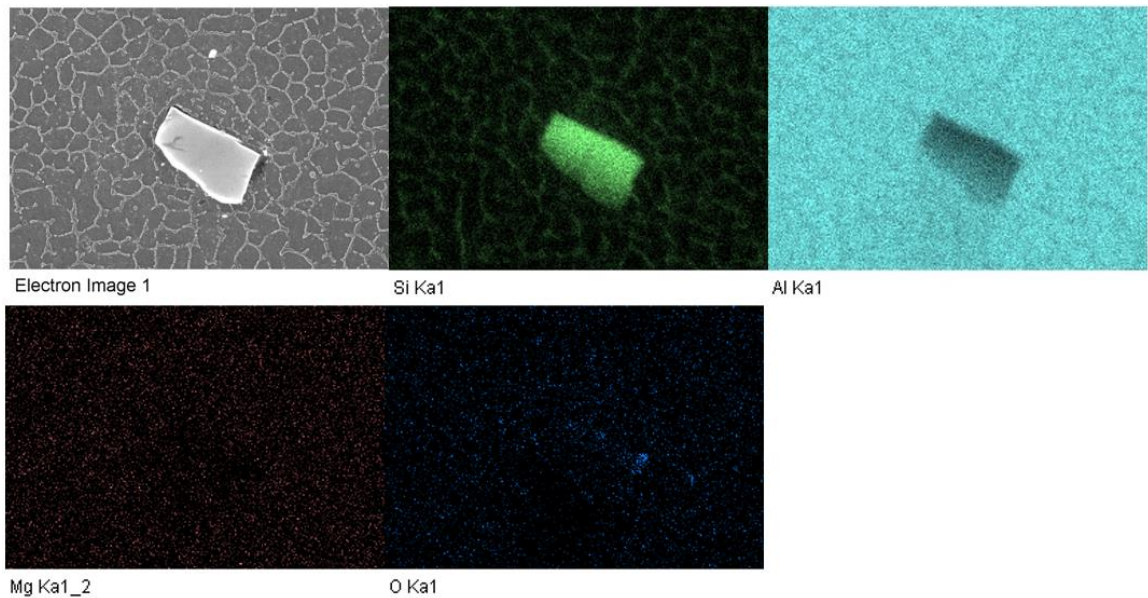
Lze předpokládat, že k rozpadu křemíkového síťoví bude v menší míře docházet i u ostatních sledovaných režimů žíhání. Tato analýza je již nad rámec předložené diplomové práce a bude předmětem dalšího výzkumu.

Je možno konstatovat, že uvedený rozpad křemíkového síťoví vede ke snížení pevnosti a tvrdosti, které bylo zjištěno zkouškou tahem a měřením tvrdosti.

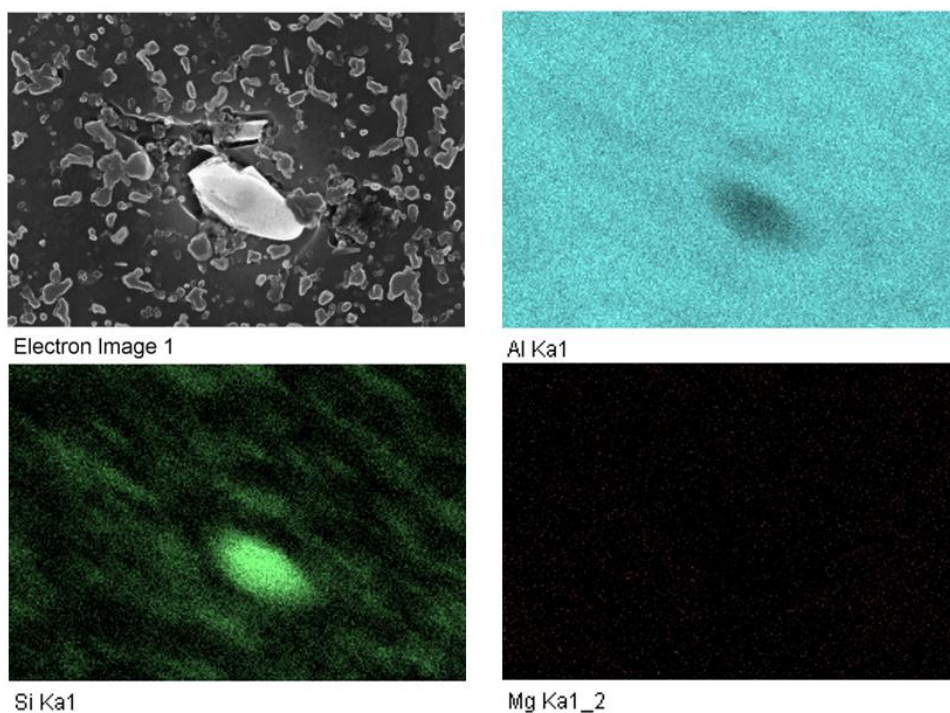
Pomocí analýzy SEM byly analyzovány dříve komentované drobné černé tečky či útvary pozorované pomocí světelné mikroskopie.

Obr.24 dokumentuje detail tohoto artefaktu na vzorku 05 a jeho chemickou analýzu. Na Obr.25 je artefakt pozorovaný na vzorku E4 a výsledek jeho chemické analýzy EDS.

Chemická analýza EDS ukázala, že se v obou případech jedná o sloučeninu křemíku, která je nejspíše zbytkem brusiva. U vzorku E4 je patrné prokazatelně větší narušení integrity materiálu v okolí artefaktu, což je opět v dobrém souladu s výsledky tvrdosti.

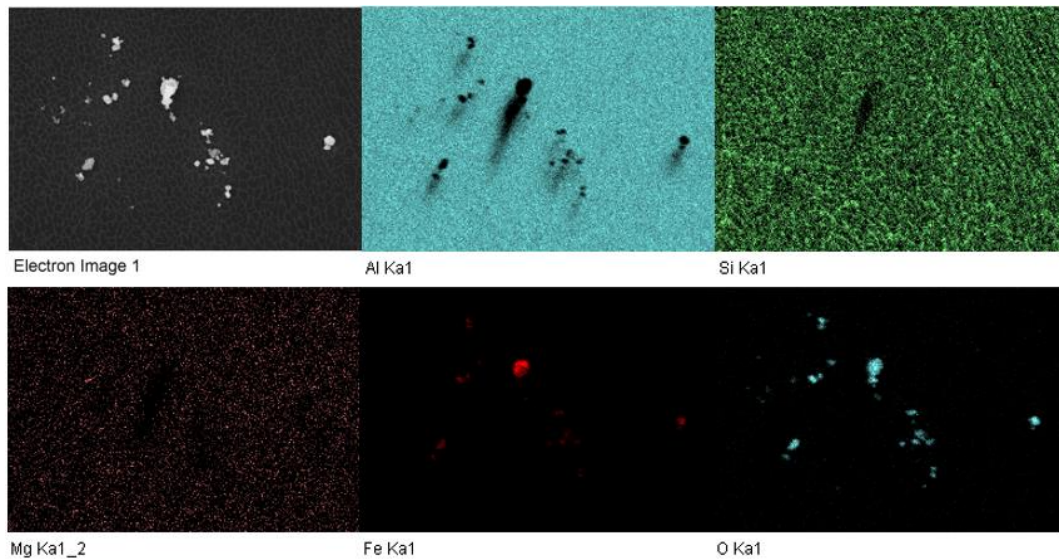


Obr.24 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek 05, příčný řez



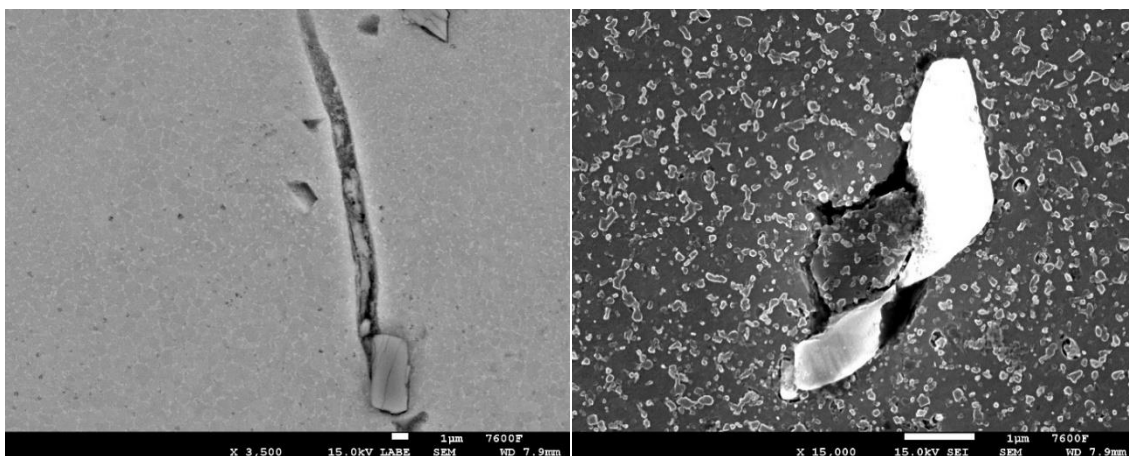
Obr.25 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek E4, příčný řez

Ve struktuře vzorku as-built byla dále nalezena a analyzována oblast s výskytem oxidu železa. Tato oblast je zachycena na následující sérii snímků z chemické analýzy EDS.



Obr.26 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek 05, příčný řez, oblast s výskytem oxidu železa

Ukázalo se, že všechny analyzované artefakty byly složeny především z křemíku. Protože jejich četnost na vzorcích rostla s klesající tvrdostí, ze zkušenosti [74] lze konstatovat, že se s největší pravděpodobností jedná o kusy brusiva z brusných kotoučů, které obsahují karbidy křemíku a zůstaly zachyceny ve vzorcích po broušení a také vyvzlínanou siliku (SiO_2), která se používá k leštění vzorků. Na Obr.27a se nachází zachycený karbid křemíku na povrchu vzorku i s dráhou vrypu a na Obr.27b potom vklíněný karbid křemíku ve struktuře vzorku.



a – část brusiva SiC a stopa jeho dráhy na povrchu vzorku E4, 3500x zvětšeno b – část brusiva SiC vklíněná do povrchu vzorku E4, 15 000x zvětšeno

Obr.27 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, brusivo zachycené na povrchu vzorku, analýza SEM

Výše popsaná skutečnost nebyla zaznamenána ani diskutována v prostudované literatuře, zabývající se touto problematikou [1] [7] [44] [45].

Z tohoto zjištění vyplývá doporučení pro budoucí přípravu tepelně zpracované 3D tištěné slitiny AlSi10Mg. Pro odstranění částic brusiva SiC z povrchu vzorku by bylo třeba vzorek leptat po dobu několika desítek minut, aby došlo k oddělení brusiva od povrchu vzorku a následně výbrus znovu přeleštit a pozorovat. Pokud by byly na povrchu stále patrné části brusiva, je třeba tento proces zopakovat.

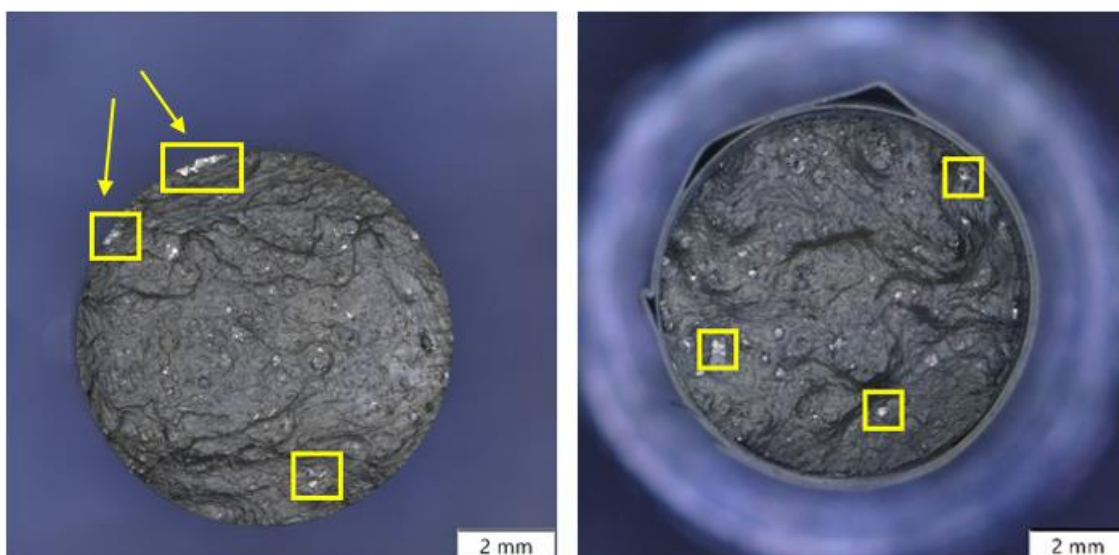
3.4. Fraktografie

Lomová plocha vzorků po zkoušce tahem je drsná a nepravidelná. Jako příklad lomové plochy je na Obr.28 zachycena lomová plocha vzorku 05 a E4. Jsou patrné hluboké praskliny, které jsou zakroucené a nejsou vyrovnány stejným směrem. Na povrchu jsou pozorovatelné oblasti pouze částečně nataveného prášku (jejich příklady jsou označeny žlutým obdelníkem respektive čtvercem). Tyto oblasti, jak uvádí článek [5], napomáhají snadnějšímu šíření trhliny. Vliv nenatavených oblastí na tahové vlastnosti je malý, protože jejich účinek na zmenšení nosného průřezu je malý. Tyto defekty však mohou ovlivnit únavové vlastnosti, zejména pokud jsou přítomné blízko povrchu.

Výrazný rozdíl mezi 05 a E4 není pozorovatelný při tomto zvětšení a nelze ho předpokládat vzhledem k rozdílu pevnosti (80MPa) ani při větších zvětšeních. Šipky vedoucí k oblastem s nenataveným práškem označených žlutým čtvercem a obdelníkem u vzorku 05 (Obr.28a) jsou oblasti, kde by s největší pravděpodobností došlo k iniciaci únavového lomu.

Pro detailnější hodnocení lomových ploch, by bylo vhodné zařadit analýzu SEM, tato metoda hodnocení lomových ploch je však nad rámec předložené diplomové práce.

Kompletní snímky z fraktografické analýzy lomových ploch se nachází v příloze 3.



a) 05

b) E4

Obr.28 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek 05 a E4, lomová plocha

Závěry

V rámci diplomové práce byly hodnoceny užité vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg metodou SLM ve stavu as-built a za následujících režimů žíhání: 240 °C/6 hodin (režim T), 240 °C/2 hod (režim Z), 300 °C/2 hod (režim E) a výsledky srovnány s dostupnou literaturou.

Z dosažených výsledků je možné konstatovat následující:

1. Výsledky ze zkoušky tahem a z měření tvrdosti prokázaly, že vzorky as-built dle očekávání dosahují vyšších pevnostních charakteristik než vzorky žíhané.
2. Po režimu žíhání (T) 240 °C/2 hod a režimu (Z) 240 °C/6 hodin byly v rámci směrodatných odchylek dosaženy stejné mechanické vlastnosti.
3. Analýzou CT bylo zjištěno, že pórovitost sledovaných vzorků se pohybovala v rozmezí 0,023 – 0,054 %.
4. Při broušení vzorků dochází k vtlačování brusných částic SiC do povrchu výbrusů a je třeba tyto částice před hodnocením pórovitosti a mikrostruktury odleptat a znovu přeleštit.
5. Pozorováním světelnou mikroskopií bylo zjištěno:
 - a. mikrostruktura tištěných vzorků se v podélném a příčném řezu dle očekávání liší
 - b. charakter struktury se s použitým tepelným zpracováním výrazně nemění
6. Skenovací elektronovou mikroskopií byla zaznamenána změna mikrostruktury ve srovnání stavu as-built a žíhaného stavu (režim E), kde došlo k rozpadu křemíkového síťové tvořícího hranice zrn.
7. Rozpad křemíkového síťové při žíhání vede ke snížení pevnosti a tvrdosti, které bylo zjištěno zkouškou tahem a měřením tvrdosti.
8. Fraktografickou analýzou byly v lomové ploše nalezeny oblasti s nenataveným práškem, které však nemají významný vliv při tahovém jednoosém namáhání vzorků.
9. Cíle diplomové práce byly splněny.

Seznam použité literatury

- [1] BRANDL, E., U. HECKENBERGER, V. HOLZINGER a D. BUCHBINDER. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design* [online]. 2012, (34), 159-169 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.067>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306911005590?via%3Dihub>
- [2] 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. 2020-04-01]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509316303033>
- [3] KEMPEN, K., L. THIJIS, J. Van HUMBEECK a J.-P. KRUTH. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by Selective Laser Melting. *Physics Procedia* [online]. 2012, **39**, 439–446 [cit. 2020-03-26]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389212025862>
- [4] ABOULKHAIR, N.T., Ch. TUCK, I. ASHCROFT, I. MASKERY a N.M. EVERITT. On the Precipitation Hardening of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2015, **46**, 3337–3341 [cit. 2020-04-01]. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-015-2980-7>. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-015-2980-7>
- [5] READ, N., K. ESSA a M.M. ATTALLAH. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design* [online]. 2015, **65**, 417-424 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.09.044>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306914007468>
- [6] MASKERY, I., N.T. ABOULKHAIR, C. TUCK, R.D. WILDMAN, I.A. ASHCROFT, N.M. EVERITT a R.J.M. HAGUE. Fatigue performance enhancement of selectively laser melted aluminium alloy by heat treatment. *Solid freeform fabrication symposium* [online]. 2015, , 1017-1025 [cit. 2020-07-08]. Dostupné z: https://www.researchgate.net/profile/Ian_Maskery/publication/282816647_Fatigue_Performance_Enhancement_of_Selectively_Laser_Melted_Aluminium_Alloy_by_Heat_Treatment/links/56c5bc1108ae7fd4625c54f1/Fatigue-Performance-Enhancement-of-Selectively-Laser-Melted-Aluminium-Alloy-by-Heat-Treatment.pdf
- [7] 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(2)**, 192-201 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112316301463>

- [8] ŠVEC, P. *Konštrukčné materiály*. 1.vyd. Bratislava: Slovenská technická univerzita v Bratislavě, 2010. ISBN 978-80-227-3386-1.
- [9] VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. Praha. 2006: Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, 2006. ISBN 80-7080-600-1.
- [10] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 1.vyd. Brno: Cerm, 1999. ISBN 80-7204-130-4.
- [11] DUDA, T. a L. RAGHAVAN. 3D Metal Printing Technology. *IFAC-PapersOnLine* [online]. 2016, **49**(26), 103-110 [cit. 2019-11-21]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2405896316325496>
- [12] VTÍPIL, J. Lítáme v 3D tisku?! (Záznam panelové diskuse SČLP z 29. 11. 2017). In: *YouTube* [online]. Praha, 2017 [cit. 2020-02-21]. Dostupné z: <https://www.youtube.com/watch?v=K8lnEWYyz6Y>
- [13] SLM (Selective Laser Melting). *Cotu* [online]. Praha [cit. 2020-02-05]. Dostupné z: <https://www.cotu.cz/blog/118/metoda-slm>
- [14] HERDERICK, E. *Additive Manufacturing of Metals: A Review* [online]. Columbus, Ohio: Materials Science and Technology (MS&T) 2011, 2011, , 1413-1425 [cit. 2020-02-06]. Dostupné z: <https://pdfs.semanticscholar.org/156b/0bcef5d03cdf0a35947030c1c0729ca923d3.pdf>
- [15] DAS, S., D. BOURELL a S. BABU. Metallic materials for 3D printing. *MRS Bulletin* [online]. 2016, **41**(10), 729-741 [cit. 2020-03-12]. DOI: <https://doi.org/10.1557/mrs.2016.217>. Dostupné z: <https://www.cambridge.org/core/journals/mrs-bulletin/article/metallic-materials-for-3d-printing/FC30A7754F9B7ACD9D929F614257B970>
- [16] JANOVEC, M. *Užitné vlastnosti výrobků připravených pomocí technologie 3D tisku*. Zlín, 2019.. Diplomová práce. Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně, Fakulta technologická, Ústav fyziky a materiálového inženýrství. Vedoucí práce Petr Smolka.
- [17] JONES, G. Direct Metal Laser Sintering (DMLS) – Simply Explained: Mastering Metal. In: *All3DP* [online]. Německo, 2019 [cit. 2020-02-07]. Dostupné z: <https://all3dp.com/2/direct-metal-laser-sintering-dmls-simply-explained/>
- [18] ABE, F., E. SANTOS, Y. KITAMURA, K. OSAKADA a M. SHIOMI. Influence of forming conditions on the titanium model in rapid prototyping with the selective laser melting process. *SAGE Journals* [online]. Osaka University, 2003, **217**(1), 119-126 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1243/095440603762554668>. Dostupné z: <https://journals.sagepub.com/doi/abs/10.1243/095440603762554668>
- [19] FISCHER, P., H. LEBER, V. ROMANO, H. WEBER, N. KARAPATIS, C. ANDRÉ a R. GLARDON. Microstructure of near-infrared pulsed laser sintered titanium samples. *Applied Physics A* [online]. 1 Institute of Applied Physics, Laser Materials Processing, University of Bern, Switzerland, 2004, (78), 1219–1227 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00339-003-2205-6>. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s00339-003-2205-6>

- [20] SINGH, S.S., D. ROY, R. MITRA, R.V.S. RAO, R.K. DAYAL, B. RAJ a I. MANNA. Studies on laser sintering of mechanically alloyed Al50Ti40Si10 composite. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2009, (501), 242-247 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.10.011>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150930801174X>
- [21] BUCHBINDER, D., H. SCHLEIFENBAUM, S. HEIDRICH, W. MEINERS a J. BÜLTMANN. High Power Selective Laser Melting (HP SLM) of Aluminum Parts. *Physics Procedia* [online]. RWTH Aachen University, Chair for Laser Technology LLT, 52074 Aachen, Germany, 2011, **12**(), 271-278 [cit. 2020-03-13]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1875389211001143?via%3Dihub>
- [22] PINTO, M.A., N. CHEUNG, M.C. FILIPPINI IERARDI a A. GARCIA. Microstructural and hardness investigation of an aluminum–copper alloy processed by laser surface melting. *Materials Characterization* [online]. 2003, **50**(2-3), 249-253 [cit. 2020-03-13]. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(03\)00091-3](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(03)00091-3). Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580303000913?via%3Dihub>
- [23] TAKAICHI, A., SUYALATU, T. NAKAMOTO et al. Microstructures and mechanical properties of Co–29Cr–6Mo alloy fabricated by selective laser melting process for dental applications. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* [online]. 2013, **21**, 67-76 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.01.021>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1751616113000362?via%3Dihub>
- [24] MUMTAZ, K.A., P. ERASENTHIRAN a N. HOPKINSON. High density selective laser melting of Waspaloy®. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2008, **195**(1-3), 77-87 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.117>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013607004712?via%3Dihub>
- [25] RAMOS, J.A., J. MURPHY, K. LAPPO, K. WOOD, D.L. BOURELL a J.J. BEAMAN. Single-layer Deposits of Nickel Base Superalloy by means of Selective Laser Melting. *Proc. 13th Solid Freeform Fabrication Symp.* [online]. Laboratory for Freeform Fabrication The University of Texas at Austin, TX 78712, 2002, , 211-223 [cit. 2020-03-13]. Dostupné z: <https://pdfs.semanticscholar.org/1ca5/9f6f7486eb9eeeb869923d4960058eb19806.pdf>
- [26] CARTER, L.N., Ch. MARTIN, P.J. WITHERS a M.M. ATTALAH. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2014, (615), 338-347 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.06.172>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092583881401528X?via%3Dihub>
- [27] MURR, L.E. Metallurgy of additive manufacturing: Examples from electron beam melting. *Additive Manufacturing* [online]. 2015, (5), 40-53 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.12.002>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860414000268?via%3Dihub>

- [28] RAMSPERGER, M., L.M. RONCERY, I. LOPEZ-GALILEA, R.F. SINGER, W. THEISEN a C. KÖRNER. Solution Heat Treatment of the Single Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Fabricated by Selective Electron Beam Melting. *Advanced Engineering Materials* [online]. 2015, **17**(10), 1486-1493 [cit. 2020-03-13]. DOI: <https://doi.org/10.1002/adem.201500037>. Dostupné z: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/adem.201500037>
- [29] KONEČNÁ, R., G. NICOLETTO, A. BAČA a L. KUNZ. Microstructure, defects and fractography of TiAl4V alloys produced by SLM and DMLS. *Powder Metallurgy Progress* [online]. 2015, **15**, 86-93 [cit. 2020-07-25]. Dostupné z: http://www.imr.saske.sk/pmp/issue/ss_2015/PMP_Vol15_ss_p_086-093.pdf
- [30] ZHAI, Y., D. LADOS a J. LAGOY. Additive Manufacturing: Making Imagination the Major Limitation. *JOM* [online]. 2014, (66), 808–816 [cit. 2020-02-06]. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-014-0886-2>. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11837-014-0886-2>
- [31] Souhrnný katalog - Aditivní technologie. In: *Misan* [online]. Lysá nad Labem, 2019 [cit. 2020-03-24]. Dostupné z: <http://www.misan.cz/pdf/-souhrnny-katalog---aditivni-technologie/>
- [32] Zvyšujeme efektivitu výroby. In: *3D Wiser: Power of 3D Printing* [online]. Volkswagen Autoeuropa, 2017 [cit. 2020-02-21]. Dostupné z: https://3dwiser.com/wp-content/uploads/2017/08/Volkswagen_Ultimaker_CZ.pdf
- [33] BERÁNEK, L. Lítáme v 3D tisku?! (Záznam panelové diskuse SČLP z 29. 11. 2017). In: *YouTube* [online]. Praha, 2017 [cit. 2020-02-21]. Dostupné z: <https://www.youtube.com/watch?v=K8lnEWYyz6Y>
- [34] BERMAN, B. 3-D printing: The new industrial revolution. *Business Horizons* [online]. 2011, **55**(2), 155-162 [cit. 2020-03-24]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.bushor.2011.11.003>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0007681311001790?via%3Dihub>
- [35] JOSHI, S.C. a A.A. SHEIKH. 3D printing in aerospace and its long-term sustainability. *Virtual and Physical Prototyping* [online]. 2015, **10**(4), 175-185 [cit. 2020-03-24]. DOI: <https://doi.org/10.1080/17452759.2015.1111519>. Dostupné z: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/17452759.2015.1111519>
- [36] PETROVIC, V., J.V.H. GONZALEZ, O.J. FERRANDO, J.D. GORDILLO, J.R.B. PUCHADES a L.P. GRIÑAN. Additive layered manufacturing: sectors of industrial application shown through case studies. *International Journal of Production Research* [online]. 2011, **49**(4), 1061-1079 [cit. 2020-03-24]. Dostupné z: <https://www.tandfonline.com/doi/10.1080/00207540903479786>

- [37] SERRES, N., D TIDU, S. SANKARE a F. HLAWKA. Environmental comparison of MESO-CLAD® process and conventional machining implementing life cycle assessment. *Journal of Cleaner Production* [online]. 2011, **19**(9-10), 1117-1124 [cit. 2020-03-24]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2010.12.010>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652610004622>
- [38] EOS and Airbus Group Innovations Team on Aerospace Sustainability Study for Industrial 3D Printing. In: *EOS* [online]. Německo, 2014 [cit. 2020-03-24]. Dostupné z: https://www.eos.info/eos_airbusgroupinnovationteam_aerospace_sustainability_study
- [39] GE Asks Maker Community to Push the Boundaries of What is 3D Printable, launching Open Engineering Quests. In: *Market Watch* [online]. 2013 [cit. 2020-03-24]. Dostupné z: <https://www.marketwatch.com/press-release/ge-asks-maker-community-to-push-the-boundaries-of-what-is-3d-printable-launching-open-engineering-quests-2013-06-11>
- [40] JECHORT, P. Turbíny z 3D tiskáren obstojí i v extrémních podmínkách. *Visions: energetika* [online]. 2017, **2017**(), 26-27 [cit. 2020-02-17]. Dostupné z: <https://issuu.com/siemenscz/docs/visions-jaro-2017/26>
- [41] World Premiere: Brake Caliper From 3-D Printer. In: *Bugatti* [online]. Molsheim/Wolfsburg: Bugatti, 2018 [cit. 2020-02-17]. Dostupné z: <https://www.bugatti.com/media/news/2018/world-premiere-brake-caliper-from-3-d-printer/>
- [42] 3D metalický tisk: Využití technologie 3D metalického tisku při výrobě náradí. In: *Škoda nářadovna* [online]. Mladá Boleslav: Škoda Auto [cit. 2020-02-19]. Dostupné z: <https://skoda-naradovna.cz/cs/3d-metal-print/>
- [43] ŠLAPÁK, M. Lítáme v 3D tisku?! (Záznam panelové diskuse SČLP z 29. 11. 2017). In: *YouTube* [online]. Praha, 2017 [cit. 2020-02-21]. Dostupné z: <https://www.youtube.com/watch?v=K8lnEWYyz6Y>
- [44] LEON, A., A. SHIRIZLY a E. AGHION. Corrosion Behavior of AlSi10Mg Alloy Produced by Additive Manufacturing (AM) vs. Its Counterpart Gravity Cast Alloy. *Metals* [online]. 2016, **6**(7), 148 [cit. 2020-03-25]. DOI: <https://doi.org/10.3390/met6070148>. Dostupné z: <https://www.mdpi.com/2075-4701/6/7/148>
- [45] 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. 2020-03-25]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.109>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X18314939>
- [46] FOUŠOVÁ, 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. 2020-03-25]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580317330723>

- [47] UZAN, N.E., R. SCHNECK, O. YEHEKEL a N. FRAGE. Fatigue of AlSi10Mg specimens fabricated by additive manufacturing selective laser melting (AM-SLM). *Materials Science and Engineering: A Volume 704*, 17 September 2017, Pages 229-237 [online]. 2017, **704**, 229-237 [cit. 2020-03-25]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.027>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509317310316>
- [48] WANG, P., H. LEI, X. ZHU, H. CHEN a D. FANG. Influence of manufacturing geometric defects on the mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds* [online]. 2019, **789**, 852-859 [cit. 2020-03-25]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.135>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838819309429>
- [49] ŠIMOTA, J. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. Praha, 2020.
- [50] MÁRA, V. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. Praha, 2020.
- [51] CUNNINGHAM, R., A. NICOLAS, J. MADSEN, E. FODRAN, E. ANAGNOSTOU, M.D. SANGRID a A.D. ROLLETT. Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Research Letters* [online]. 2017, **5**(7), 516-525 [cit. 2020-07-07]. DOI: 10.1080/21663831.2017.1340911. Dostupné z: <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/21663831.2017.1340911>
- [52] KHAIRALLAH, S.A., A.T. ANDERSON, A. RUBENCHIK a W.E. KING. Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones. *Acta Materialia* [online]. 2016, **108**, 36-45 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.014>. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964541630088X>
- [53] TOLDA, H., T. HIDAKA, M. KOBAYASHI, K. UESUGI, A. TAKEUCHI a K. HORIKAWA. Growth behavior of hydrogen micropores in aluminum alloys during high-temperature exposure. *Acta Materialia* [online]. 2009, **57**(7), 2277-2290 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.01.026>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645409000597>
- [54] WEINGARTEN, Ch., D. BUCHBINDER, N. PIRCH, W. MEINERS, K. WEISSENBACH a R. POPRAWÉ. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2015, (221), 112-120 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.013>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013615000564>
- [55] ABOULKHAIR, N.T., N.M. EVERITT, I. ASHCROFT a Ch. TUCK. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing* [online]. 2014, **1-4**, 77-86 [cit. 2020-07-10]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.08.001>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860414000062#bib0025>

- [56] Datasheet (SLM/DMLS): Aluminium AlSi10Mg. In: *3D-Alchemy* [online]. Shrewsbury, 2013 [cit. 2020-03-26]. Dostupné z: <https://www.3d-alchemy.co.uk/assets/datasheets/3d-Alchemy-Alu-AlSi10Mg-2013-01.pdf>
- [57] ABOULKHAIR, N.T., I. MASKERY, Ch. TUCK, I. ASHCROFT a N.M. 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. 2020-04-01]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.092>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509316304890>
- [58] SOBOTOVÁ, J. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. Praha, 2020.
- [59] WANG, L.F., J. SUN, X.L. YU et al. Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2018, **734**, 299-310 [cit. 2020-04-01]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.07.103>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509318310372>
- [60] MANFREDI, D., F. CALIGNANO, M. KRISHNAN, R. CANALI, E.P. AMBROSIO a E. ATZENI. From Powders to Dense Metal Parts: Characterization of a Commercial AlSiMg Alloy Processed through Direct Metal Laser Sintering. *Materials* [online]. 2013, **6**(3), 856-869 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma6030856>. Dostupné z: <https://www.mdpi.com/1996-1944/6/3/856>
- [61] ROSENTHAL, I., A. STERN a N. FRAGE. Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Parts Produced by the Laser Beam Additive Manufacturing (AM) Technology. *Metallography, Microstructure, and Analysis* [online]. 2014, **3**, 448-453 [cit. 2020-07-07]. DOI: <https://doi.org/10.1007/s13632-014-0168-y>. Dostupné z: <https://link.springer.com/article/10.1007/s13632-014-0168-y>
- [62] EOS. *EOS Aluminium AlSi10Mg: Material data sheet - FlexLine*. Mnichov: EOS GmbH - Electro Optical Systems, 2018. Dostupné také z: https://www.eos.info/03_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/aluminium/eos_alsi10mg_9011-0024_m290_material_data_sheet_flexline_07-18_en.pdf
- [63] THOMPSON, A. a R. LEACH. Industrial X-Ray Computed Tomography. CARMIGNATO, S., W. DEWULF a R. LEACH. *Industrial X-Ray Computed Tomography* [online]. Springer, Cham, 2017, s. 1-23 [cit. 2020-04-03]. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-59573-3_1. ISBN 978-3-319-59573-3. Dostupné z: https://link.springer.com/chapter/10.1007%2F978-3-319-59573-3_1
- [64] SOBOTOVÁ, J., Z. JENÍKOVÁ, E. ČIŽMÁROVÁ a J. HORNÍK. *Nauka o materiálu I. a II. Cvičení*. 1.vyd. Praha: ČVUT, 2018. ISBN 978-80-01-05550-2.

- [65] JANOVEC, J. a J. CEJP. Struktura a vlastnosti materiálu a jejich zkoušení: Tvrdost a mikrotvrdost. In: *Ústav materiálového inženýrství* [online]. Praha: UMI FS ČVUT, 2014 [cit. 2020-04-17]. Dostupné z: http://umi.fs.cvut.cz/wp-content/uploads/2014/08/3_2__struktura-a-vlastnostni-materialu-a-jejich-zkouseni.pdf
- [66] METALOGRAFIE I. In: *Ústav kovových materiálů a korozního inženýrství* [online]. Praha: VŠCHT [cit. 2020-04-09]. Dostupné z: <http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Metalografie%20I.pdf?redirected>
- [67] ŠEBESTOVÁ, H. Základy přípravy vzorků pro optickou metalografii: Studijní text k předmětům SLO/ZNM2 a SLO/BTM2. In: *Portál moderní fyziky* [online]. Olomouc: UPOL [cit. 2020-04-09]. Dostupné z: <https://fyzika.upol.cz/cs/system/files/download/vujtek/texty/znm2-1.pdf>
- [68] *Safety data sheet: CL 31AL*. Lichtenfels: CONCEPT Laser, 2019.
- [69] DU PLESSIS, A., I. YADROITSAVA a I. YADROITSEV. Effects of defects on mechanical properties in metal additive manufacturing: A review focusing on X-ray tomography insights. *Materials & Design* [online]. 2020, **187** [cit. 2020-07-14]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108385>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127519308238>
- [70] MALCOLM, A.A., B.S. WONG a Z. FAN. Measurement and characterization of porosity in aluminium selective laser melting parts using X-ray CT. *Virtual and Physical Prototyping* [online]. 2015, **10**(4), 1-12 [cit. 2020-07-14]. DOI: [10.1080/17452759.2015.1112412](https://doi.org/10.1080/17452759.2015.1112412). Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/284766781_Measurement_and_characterization_of_porosity_in_aluminium_selective_laser_melting_parts_using_X-ray_CT
- [71] SAMEI, J., M. AMIRMALEKI, M.S. DASTGIRI, C. MARINELLI a D.E. GREEN. In-situ X-ray tomography analysis of the evolution of pores during deformation of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting. *Materials Letters* [online]. 2019, **225** [cit. 2020-07-14]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126512>. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X19311279>
- [72] MASZYBROCKA, J., B. GAPIŃSKI, A. STWORA a G. SKRABALAK. NDT Porosity Evaluation of AlSi10Mg Samples Fabricated by Selective Laser Sintering Method. DIERING, M. *Advances in Manufacturing II* [online]. Switzerland: Springer Nature, 2019, s. 270-284 [cit. 2020-07-14]. ISBN 978-3-030-18682-1.
- [73] TANG, M. *Inclusions, Porosity, and Fatigue of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting*. Pittsburgh, 2017. Disertační práce. Carnegie Mellon University.
- [74] KRČIL, J. *Osobní sdělení - odborná konzultace*. 2020. Praha.

Seznam použitých obrázků

- Obr.1 – schéma obecného rovnovážného diagramu binárních slitin hliníku [10]
- Obr.2 – základní schéma a rozdělení metod 3D tisku kovů [11], přeloženo a upraveno pro DP
- Obr.3 – metoda DED [16]
- Obr.4 – schématické zobrazení PBF technologie DMLS/SLM [30], přeloženo a upraveno pro DP
- Obr.5 – srovnání tradičního vývoje součásti a s použitím 3D tisku [32]
- Obr.6 – 3D tištěné lopatky spalovací turbíny Siemens [40]
- Obr.7 – segment vložky s konformním chlazením [42]
- Obr.8 – stavební směr SLM vzorků [3]
- Obr.9 – (a) mikrostruktura SLM tištěné slitiny AlSi10Mg; (b) podélný řez (boční pohled: směr tisku Z); (c) příčný řez: směr tisku XY [44]
- Obr.10 – (a) mikrostruktura gravitačně lité slitiny AlSi10Mg v průřezu; (b) podélný řez; (c) příčný řez [44]
- Obr.11 – pór v 3D tištěné AlSi10Mg, SEM [55]
- Obr.12 – graf velikostního rozdělení částic prášku AlSi10Mg
- Obr.13 – zkušební vzorek pro zkoušku tahem 3D tištěné slitiny AlSi10Mg; levý vzorek – před přetržením; pravý vzorek – po přetržení
- Obr.14 – vzorky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg po tahové zkoušce připravené pro skenování CT
- Obr.15 – 3D tištěný AlSi10Mg vzorek T2 s označenou závitovou hlavou
- Obr.16 – metalografický vzorek 3D tištěné slitiny AlSi10Mg T2 připravený pro pozorování mikrostruktury, vlevo: podélný řez, vpravo: příčný řez
- Obr.17 – graf z tahové zkoušky pro 3D tištěné AlSi10Mg vzorky Z1-Z5
- Obr.18 – CT snímky vzorků 3D tištěné slitiny AlSi10Mg po zkoušce tahem (a,b,c,d)
- Obr.19 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků slitiny AlSi10Mg, a) v podélném b) v příčném řezu; světelná mikroskopie
- Obr.20 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků slitiny AlSi10Mg; podélný řez, sledované stavy; světelná mikroskopie

Obr.21 – porovnání mikrostruktury 3D tištěných vzorků ze slitiny AlSi10Mg; sledované stavy, detail; světelná mikroskopie

Obr.22 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg; vzorky 05, T2, Z3, E4; prahováno, světelná mikroskopie

Obr.23 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, analýza SEM, příčný řez, struktura

Obr.24 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek 05, příčný řez

Obr.25 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek E4, příčný řez

Obr.26 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, chemická analýza EDS, vzorek 05, příčný řez, oblast s výskytem oxidu železa

Obr.27 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, brusivo zachycené na povrchu vzorku, analýza SEM

Obr.28 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek 05 a E4, lomová plocha

Obr.29 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg as-built vzorků 01-05

Obr.30 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků T1-T5

Obr.31 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků Z1-Z5

Obr.32 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků E1-E5

Obr.33 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku 05, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie

Obr.34 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku T2, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie

Obr.35 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku Z3, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie

Obr.36 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku E4, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie

Obr.37 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek 05, lomová plocha

Obr.38 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek T2, lomová plocha

Obr.39 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek Z3, lomová plocha

Obr.40 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek E4, lomová plocha

Seznam použitých tabulek

Tab.1 – Vlastnosti a použití slitin Al-Cu-Mg [8]

Tab.2 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mg-Si [8]

Tab.3 – Vlastnosti a použití slitin Al-Zn-Mg-Cu [8]

Tab.4 – Vlastnosti a použití slitin Al-Li [8]

Tab.5 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mg [8]

Tab.6 – Vlastnosti a použití slitin Al-Mn a Al-Mn-Mg [8]

*Tab.7 – Mechanické vlastnosti slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM a sléváním [3]
(přeloženo a upraveno pro DP)*

Tab.8 – Výsledky ze zkoušky Charpyho kladivem slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM ve dvou směrech a odlité slitiny bez TZ [3] (přeloženo pro DP)

Tab.9 – Chemická analýza (SEM-EDS) slitiny AlSi10Mg zpracované metodou SLM a sléváním [44]

*Tab.10 – Srovnání mechanických vlastností slitiny AlSi10Mg při různých parametrech tisku metodou SLM (stav as-built a po žhání na snížení pnutí) [7]
(upraveno, doplněno a přeloženo pro DP)*

Tab.11 – Směrné chemické složení z chemické analýzy prášku AlSi10Mg společností Concept Laser, uvedené hodnoty jsou minimální obsahy daného prvku v hmotnostních procentech [68]

Tab.12 – Parametry nastavení tisku

Tab.13 – Rozdělení vzorků do skupin dle žhacích parametrů

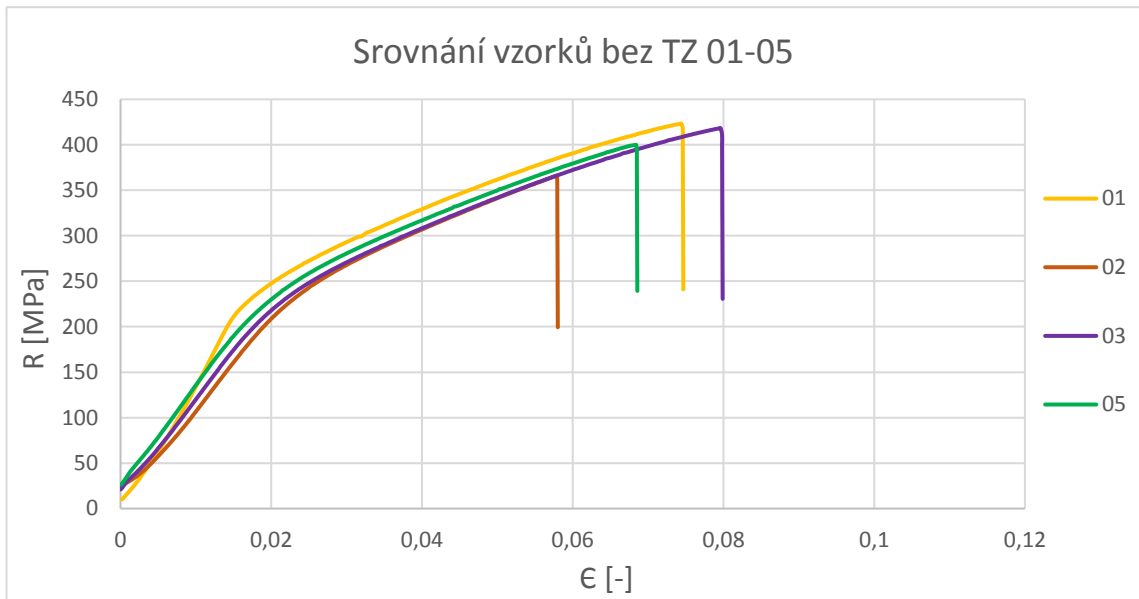
Tab.14 – Výsledky zkoušky tahem a měření tvrdosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg při různých režimech žhání a stavu as-built

Tab.15 – Souhrnné naměřené a vypočtené hodnoty z tahové zkoušky pro 3D tištěnou slitinu AlSi10Mg, vzorky as-built a režimy žhání T, Z, E

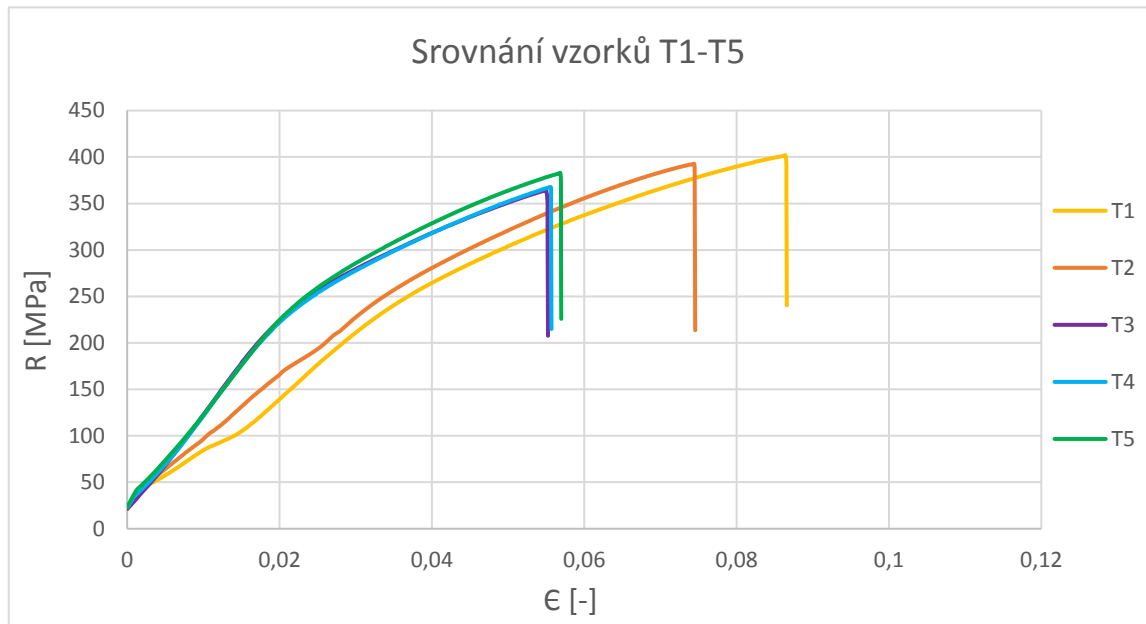
Příloha 1 – výsledky zkoušky tahem

Tab.15 – Souhrnné naměřené a vypočtené hodnoty z tahové zkoušky pro 3D tištěnou slitinu AlSi10Mg, vzorky as-built a režimy žhání T, Z, E

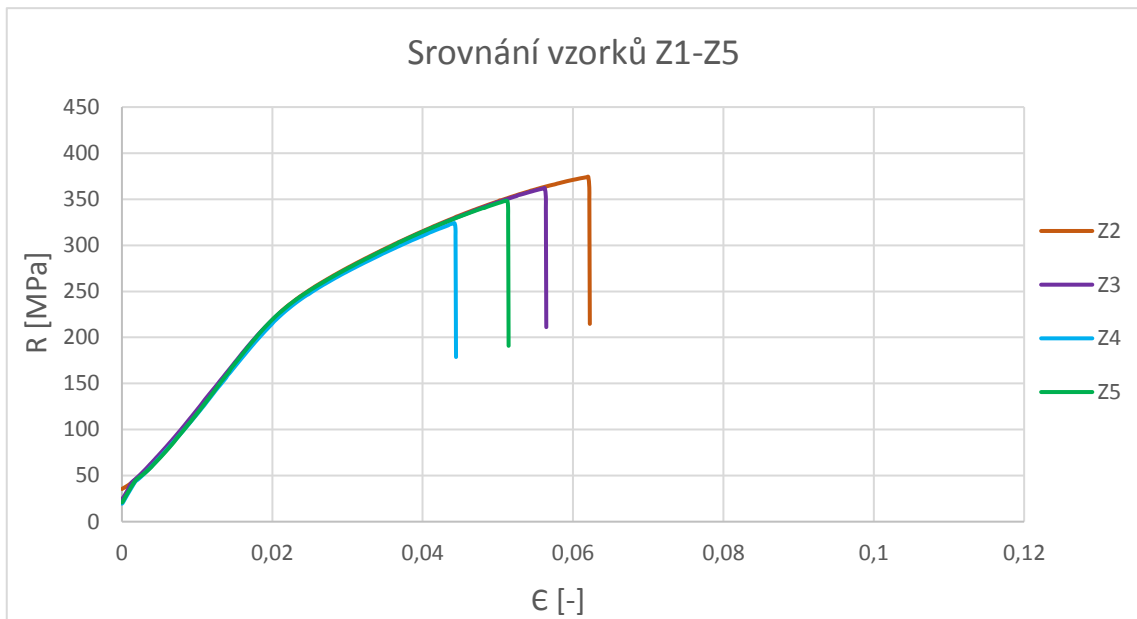
	d [mm]	L ₀ [mm]	L _u [mm]	ΔL [mm]	Předzatížení [kN]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
01	8,07	40,3	43,31	3,01	1	246	423	13,2
02	8,05	40,3	42,64	2,34	1	248	366	9,9
03	8,02	40,3	43,52	3,22	1	243	418	8,1
04	NEPLATNÉ MĚŘENÍ							
05	8,08	40,3	43,06	2,76	1	245	400	6,5
Průměr + směrodatná odchylka						246 ± 2	402 ± 26	9,4 ± 2,9
T1-T5								
T1	8,03	40,3	43,79	3,49	1	263	402	9,7
T2	7,95	40,3	43,31	3,01	1	274	392	10,7
T3	8,07	40,3	42,53	2,23	1	253	364	9,7
T4	8,07	40,3	42,54	2,24	1	249	367	9,2
T5	8,00	40,3	42,60	2,30	1	265	383	9,7
Průměr + směrodatná odchylka						261 ± 10	382 ± 16	9,8 ± 0,6
Z1-Z5								
Z1	NEPLATNÉ MĚŘENÍ							
Z2	8,08	40,3	42,81	2,51	1	275	374	9,7
Z3	8,05	40,3	42,57	2,27	1	252	362	10,2
Z4	8,05	40,3	42,09	1,79	1	250	324	9,2
Z5	8,02	40,3	42,37	2,07	1	250	348	11,7
Průměr + směrodatná odchylka						257 ± 12	352 ± 21	10,2 ± 1,1
E1-E4								
E1	8,05	40,3	43,58	3,28	1	221	325	9,7
E2	8,00	40,3	44,52	4,22	1	221	328	10,7
E3	8,07	40,3	44,59	4,29	1	213	321	11,7
E4	8,08	40,3	44,52	4,22	1	213	315	11,2
E5	8,05	40,3	44,16	3,86	1	219	326	14,6
Průměr + směrodatná odchylka						217 ± 1	323 ± 5	11,6 ± 1,9



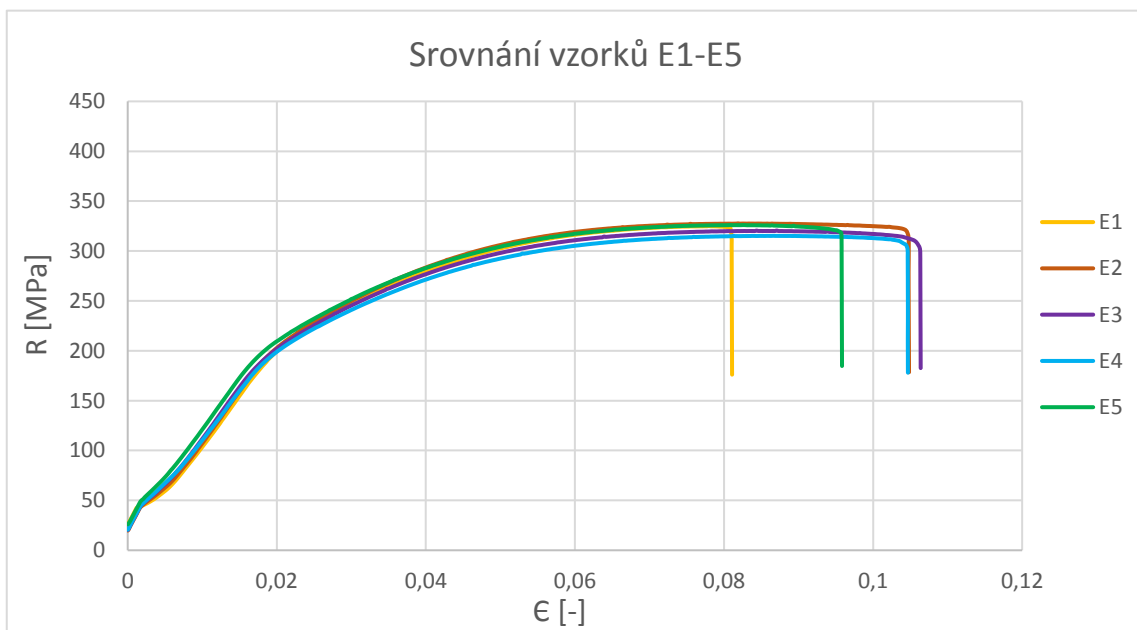
Obr.29 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg as-built vzorků 01-05



Obr.30 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků T1-T5

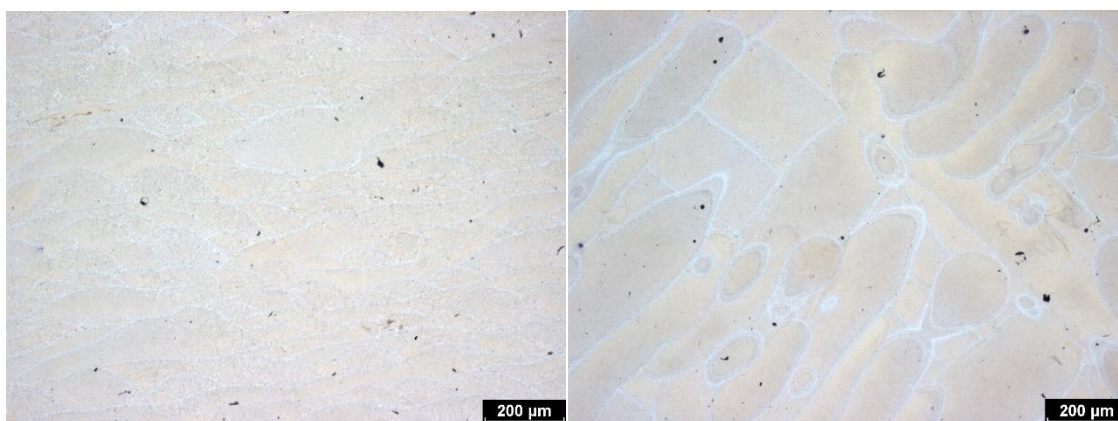


Obr.31 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků Z1-Z5



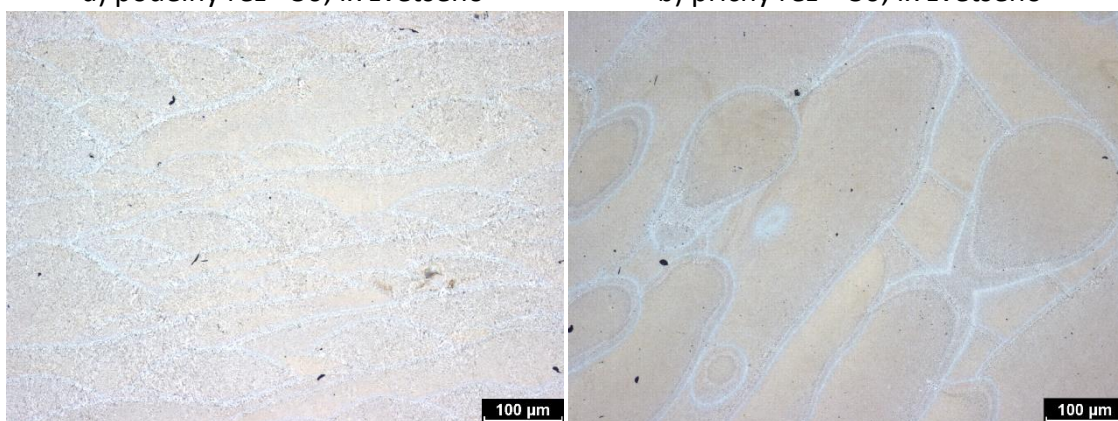
Obr.32 – graf z tahové zkoušky 3D tištěné AlSi10Mg vzorků E1-E5

Příloha 2 - mikrostruktura



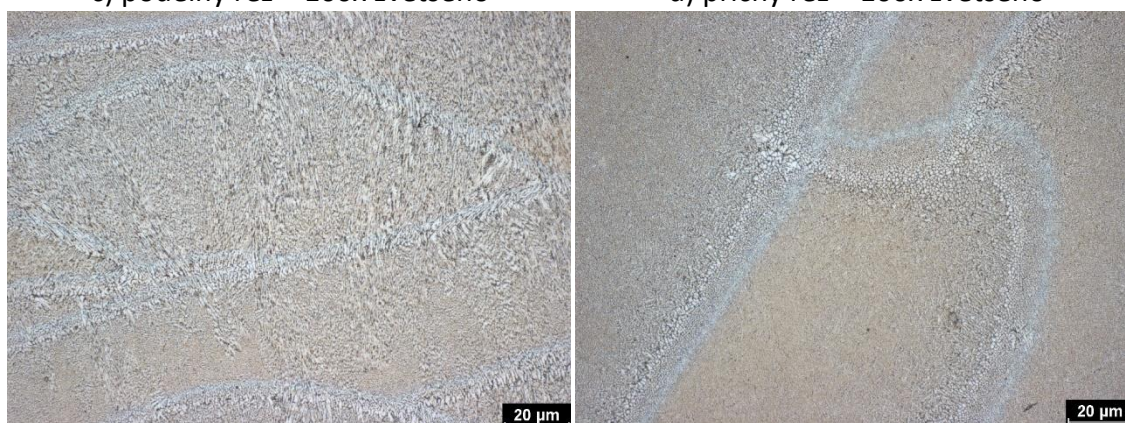
a) podélný řez - 50,4x zvětšeno

b) příčný řez – 50,4x zvětšeno



c) podélný řez – 100x zvětšeno

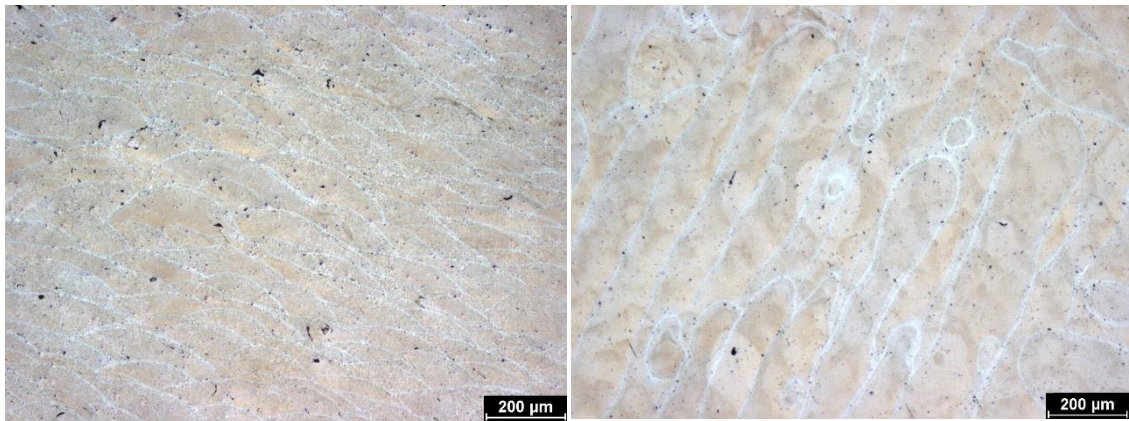
d) příčný řez – 100x zvětšeno



e) podélný řez – 400x zvětšeno

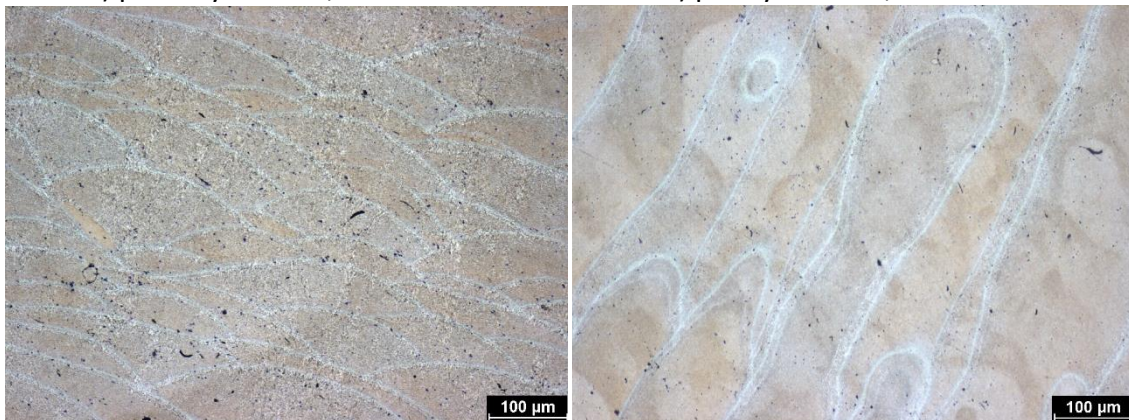
f) příčný řez – 400x zvětšeno

Obr.33 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku 05, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie



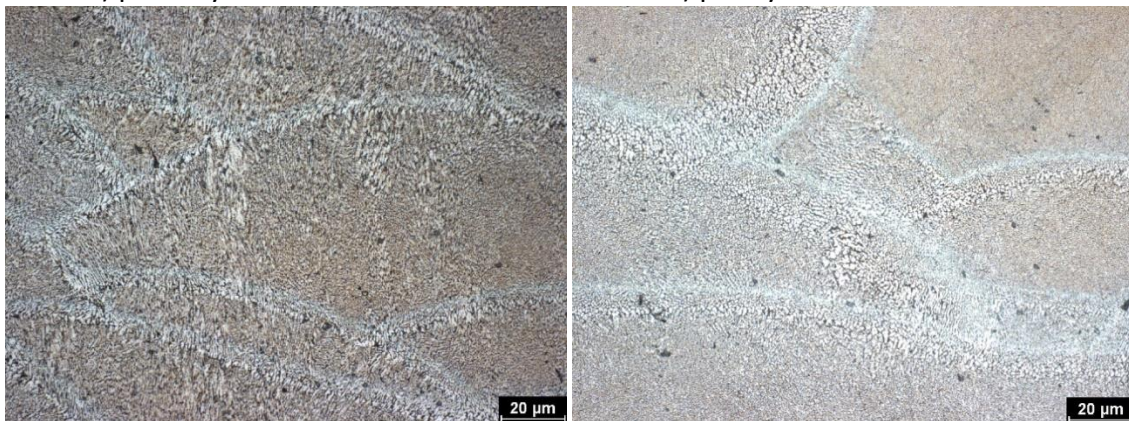
a) podélný řez - 50,4x zvětšeno

b) příčný řez – 50,4x zvětšeno



c) podélný řez – 100x zvětšeno

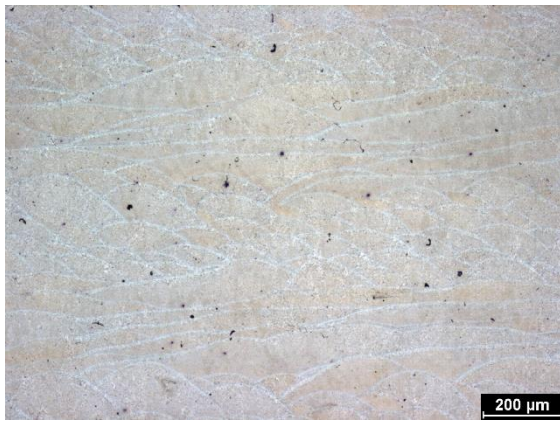
d) příčný řez – 100x zvětšeno



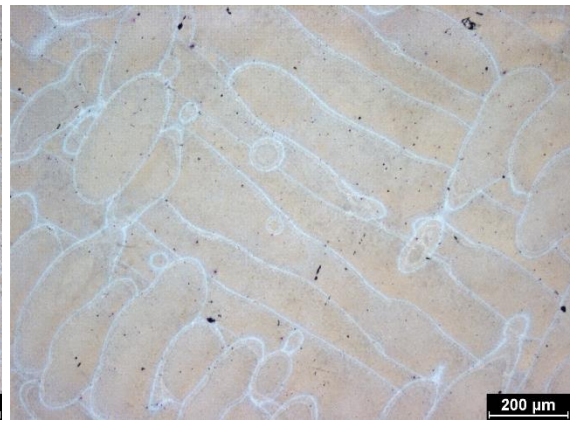
e) podélný řez – 400x zvětšeno

f) příčný řez – 400x zvětšeno

Obr.34 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku T2, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie



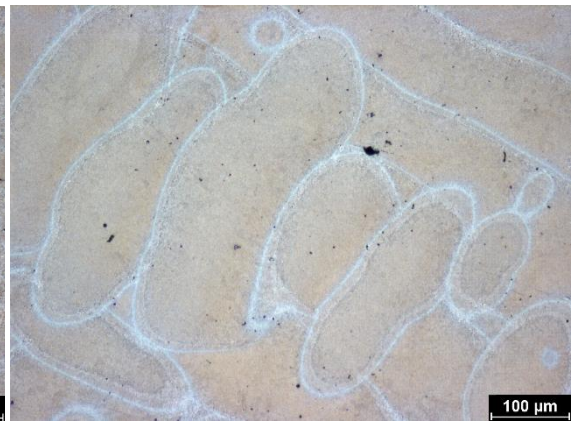
a) podélný řez - 50,4x zvětšeno



b) příčný řez – 50,4x zvětšeno



c) podélný řez – 100x zvětšeno



d) příčný řez – 100x zvětšeno

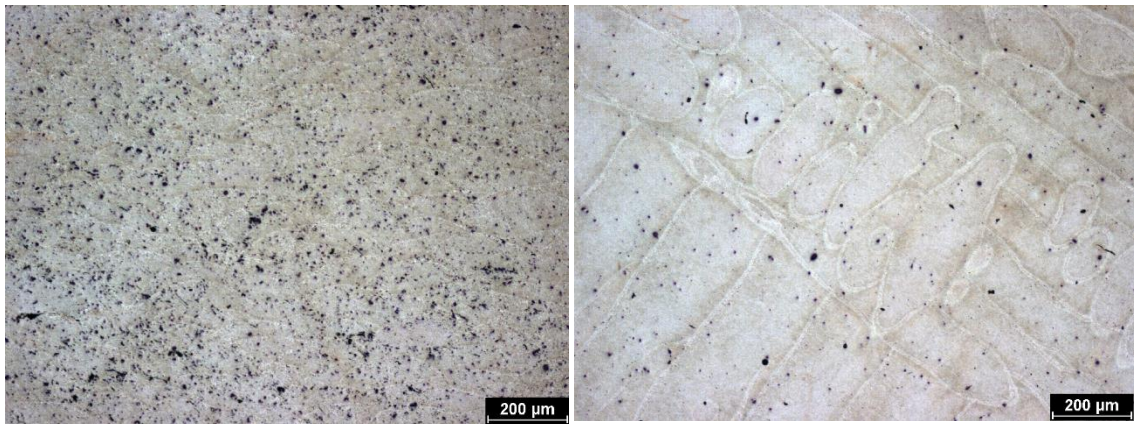


e) podélný řez – 400x zvětšeno



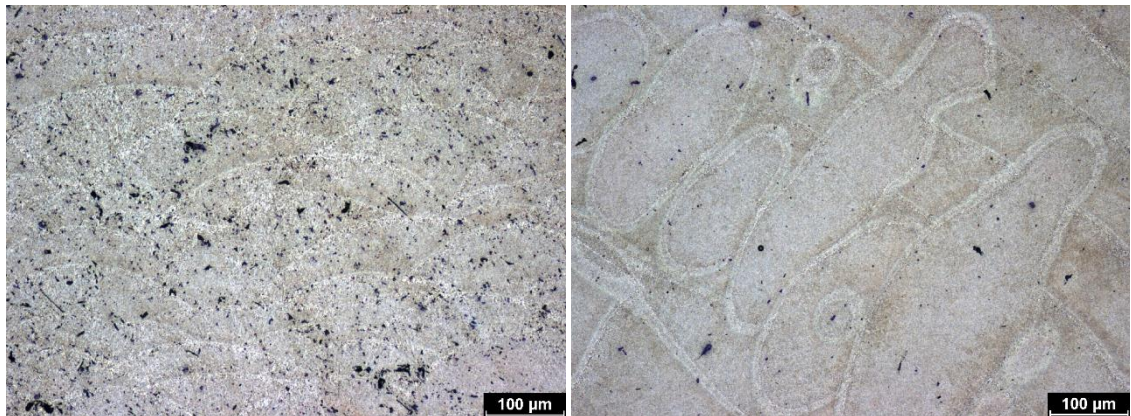
f) příčný řez – 400x zvětšeno

Obr.35 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku Z3, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie



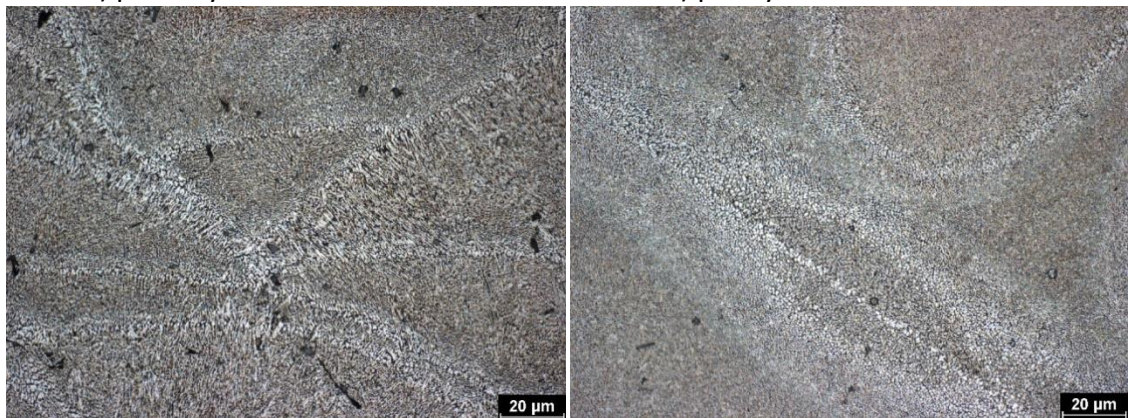
a) podélný řez - 50,4x zvětšeno

b) příčný řez – 50,4x zvětšeno



c) podélný řez – 100x zvětšeno

d) příčný řez – 100x zvětšeno

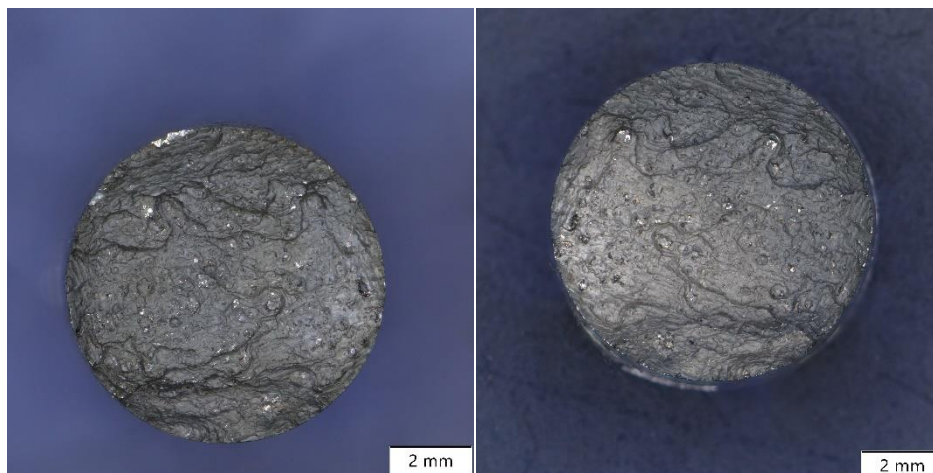


e) podélný řez – 400x zvětšeno

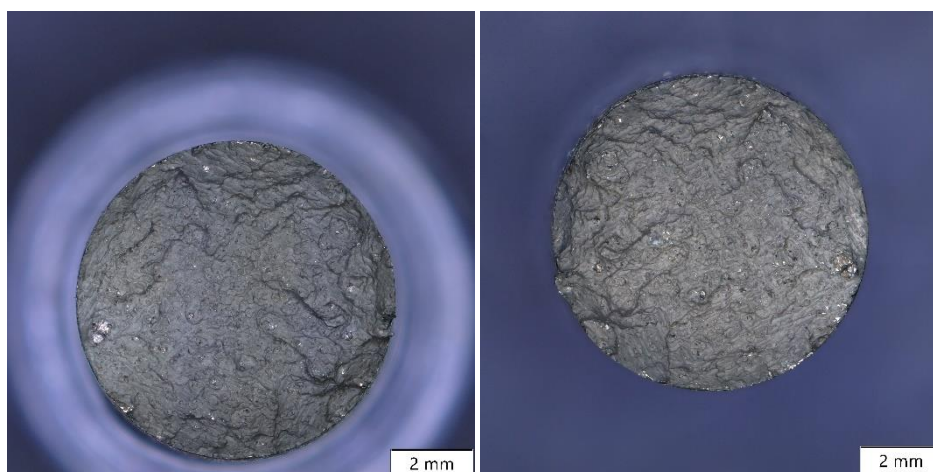
f) příčný řez – 400x zvětšeno

Obr.36 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, mikrostruktura vzorku E4, podélný a příčný řez, různá zvětšení; světelná mikroskopie

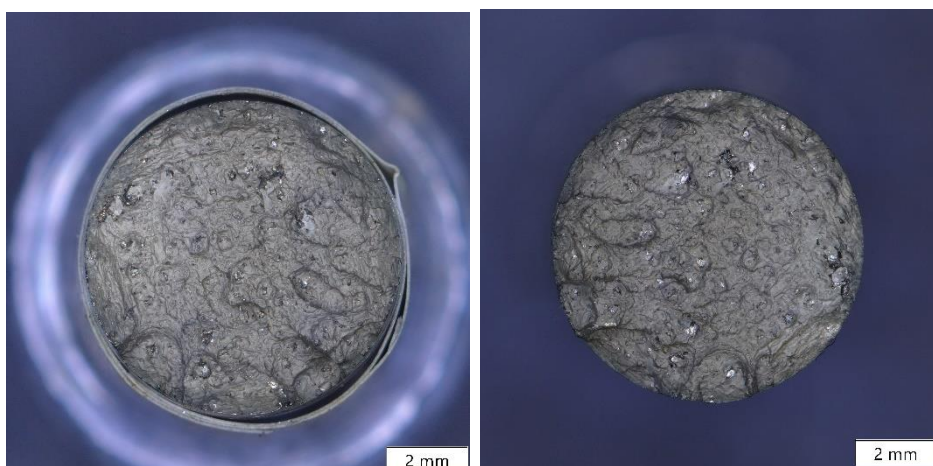
Příloha 3 - fraktografie



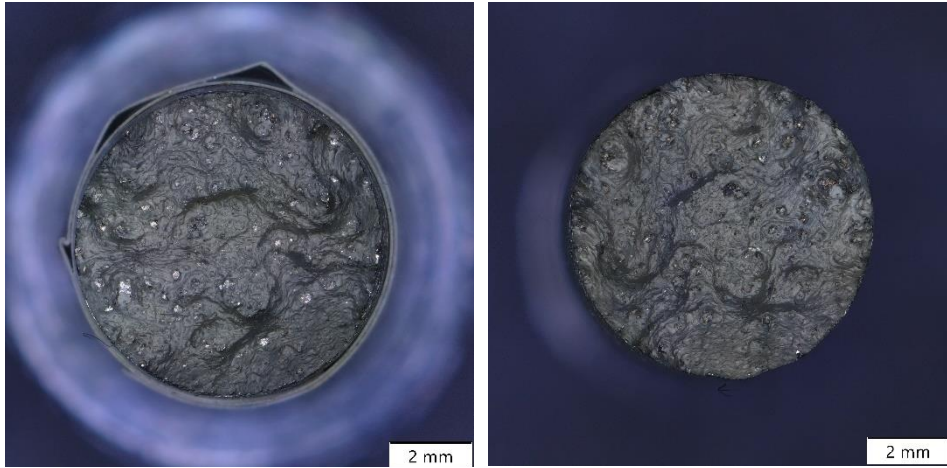
Obr.37 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek 05, lomová plocha



Obr.38 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek T2, lomová plocha



Obr.39 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek Z3, lomová plocha



Obr.40 – 3D tištěná slitina AlSi10Mg, vzorek E4, lomová plocha