

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

FAKULTA STROJNÍ

Ústav materiálového inženýrství



DIPLOMOVÁ PRÁCE

Studium struktury a vlastností slitiny AlSi10Mg

připravené 3D tiskem

Autor: Bc. Tomáš Barták

Vedoucí práce: doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

Školní rok: 2020/2021

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Barták** Jméno: **Tomáš** Osobní číslo: **465363**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Studium struktury a vlastností 3D tištěné slitiny AISi10Mg**

Název diplomové práce anglicky:

**Study of the structure and properties of 3D printed alloy AISi10Mg**

Pokyny pro vypracování:

1. Teoretická část
2. Experimentální část
  - a. Příprava vzorků
  - b. Metalografická analýza
  - c. Měření tvrdosti
3. Zpracování výsledků a jejich diskuse
4. Závěry

Seznam doporučené literatury:

- PTÁČEK, L. Nauka o materiálu II. 1999. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-720-4130-4.
- MACEK, Karel, František HNILICA a Vladimír STARÝ. Experimentální metody v materiálovém inženýrství. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2008. ISBN 978-800-1039-342.
- 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. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2011.07.067

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

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

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

\_\_\_\_\_

Datum zadání diplomové práce: **04.04.2021**

Termín odevzdání diplomové práce: **25.07.2021**

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

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

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které uvádím v seznamu použité literatury.

V Praze dne .....

.....

Tomáš Barták

Rád bych poděkoval vedoucí práce, vážené paní doc. Ing. Janě Sobotové, Ph.D. za rady, věnovaný čas, trpělivost a konzultace, které mi během vypracování diplomové práce poskytla. Dále bych chtěl poděkovat vážené paní Ing. Ludmile Růžičkové za její konzultace, rady, čas a hlavně pomoc s experimentální částí při vypracování práce. V neposlední řadě bych rád poděkoval Ing. Janu Krčilovi, Ing. Vladimíru Márovi a Ing. Janu Šimotovi za pomoc s realizací experimentů provedených v rámci práce.

## Anotace

Práce se zabývá vlivem parametrů žíhání ke snížení pnutí na vlastnosti a strukturu slitiny AlSi10Mg připravené 3D tiskem, konkrétně metodou Selective Laser Melting (SLM).

V porovnání s výchozím stavem as built byly sledovány čtyři režimy tepelného zpracování: 240 °C/2 h; 240 °C/6 h; 300 °C/2 h/chlazení v peci na 100 °C a dále při pokojové teplotě; 300 °C/2 h/chlazení do vody.

Na vzorcích byla provedena zkouška tahem, analýza CT, metalografická analýza pomocí světelné a elektronové mikroskopie, fraktografická analýza a měření tvrdosti.

## Klíčová slova

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

## Annotation

This diploma thesis studies the influence of the stress-relief annealing parameters on the structure and properties of a 3D printed AlSi10Mg alloy, specifically by the Selective Laser Melting (SLM) method.

In comparison with the as built state, four modes of heat treatment were observed: 240 °C/2 hrs; 240 °C/6 hrs; 300 °C/2 hrs/furnace cooling to 100 °C followed by cooling in room temperature; 300 °C/2 hrs/water cooling.

On these samples, tensile tests, CT analysis, metallographic analysis by light and electron microscopy, fractographic analysis and hardness measurements were conducted.

## Key words

AlSi10Mg, mechanical properties, stress-relief annealing, SLM, 3D printing, structure

# Obsah

Seznam veličin a použitých zkratk	1
Úvod	3
Teoretická část	4
1. 3D tisk kovů	4
1.1 Metoda SLM	5
1.2. Parametry tisku	7
1.3. Post-processing	12
1.4. Pozice 3D tisku hliníkových slitin v průmyslu	14
2. Hliník a jeho slitiny	16
2.1 Rozdělení slitin hliníku	18
2.1.1 Tvařitelné slitiny	20
2.1.2 Slévárenské slitiny	21
2.1.3 Slitiny Al určené k 3D tisku	22
3. Slitina AlSi10Mg	25
3.1 Vlastnosti a složení	25
3.2 Tepelné zpracování	27
3.3 Mechanické vlastnosti AlSi10Mg po 3D tisku	29
3.4 Únavové chování AlSi10Mg po 3D tisku	31
Experimentální část	34
1. Materiál	34
2. Popis experimentu	38
Výsledky a jejich diskuse	41
1. Zkouška tahem a měření tvrdosti	41
2. Fraktografie	47
2.1 Světelná mikroskopie	47

2.2 Analýza SEM a EDS.....	51
3. Metalografická analýza.....	52
3.1 Analýza světelným mikroskopem.....	52
3.2. Analýza SEM a EDS.....	55
4. Analýza CT.....	62
Závěry.....	65
Bibliografie.....	66
Příloha – výsledky zkoušky tahem.....	74

## Seznam veličin a použitých zkratk

Označení	Vysvětlení
AM	additive manufacturing
SLM	selective laser melting
SLS	selective laser sintering
Sc	skandium
CAD	computer-aided design
$\mu\text{m}$	mikrometr
$\varepsilon$	poměrné prodloužení
kg	kilogram
m	metr
Al	hliník
K12	kubická plošně středěná krystalová mřížka
FCC	face centered cubic
$^{\circ}\text{C}$	stupeň celsia
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu [MPa]
MPa	megapascal = $\text{N}/\text{mm}^2$
$R_m$	mez pevnosti [MPa]
A	tažnost [%]
$A_{5,65}$	tažnost krátké zkušební tyče [%]
Z	kontrakce [%]
E	modul pružnosti v tahu [GPa]
HB	označení tvrdosti dle Brinella



mech.	mechanický
W/m.K	watt na metr a kelvin
MS/m	mega siemens na metr
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	oxid hlinitý
DP	diplomová práce
Mg	hořčík
Si	křemík
GP	Guinier-Prestonovy (zóny)
T6	rozpuštěcí žíhání a umělé stárnutí
chl.	chlazení
HV	označení tvrdosti dle Vickerse
SEM	řádkovací elektronová mikroskopie
EDS	energie disperzní spektroskopie
h	hodiny
hrs	hodiny (hours)
CT	computer tomography
DVR	defect volume ratio
SD	směrodatná odchylka (Standard deviation)
∅	průměr

## Úvod

3D tisk kovů se v technické praxi v poslední době významně rozmáhá [1], jedna z nejpoužívanějších slitin hliníku je AlSi10Mg [2], která je dobře známá jako slévárenská slitina [3] a její tepelné zpracování je pro konvenční technologie dobře zmapováno. Technologie 3D tisku ve srovnání se sléváním však vytváří zcela novou strukturu materiálu a z tohoto důvodu mají známé režimy tepelného zpracování na tyto výrobky odlišný vliv [4]. Výsledné vlastnosti jsou dále ovlivněny parametry tisku a vstupním materiálem, což je v tomto případě kovový prášek [5].

V rámci teoretické části se práce zabývá problematikou metod 3D tisku, konkrétně metodou Selective Laser Melting (SLM) a uvádí, jaký vliv mají jednotlivé faktory výroby na výsledný produkt. Poté pojednává o slitinách hliníku a jejich využití v technické praxi, zpracování a vlastnostech. Dále se práce podrobněji zabývá samotnou slitinou AlSi10Mg, jejími vlastnostmi i slitinami podobnými. Nakonec zkoumá nastavení různých režimů tepelného zpracování právě pro slitinu AlSi10Mg a porovnává tepelná zpracování uváděná v odborné literatuře a výrobci.

V experimentální části práce jsou zkoumány vzorky ze slitiny AlSi10Mg vyrobeny metodou SLM na tiskárně Concept Laser M2. Byl zvolen vertikální směr tisku (směr Z) a jako ochranná atmosféra byl použit dusík. Vzorky byly rozděleny do čtyř skupin podle různých režimů žíhání ke snížení pnutí a jedna sada byla ponechána ve stavu as built (bez tepelného zpracování). Parametry žíhání byly určeny na základě literární rešerše a výsledků předchozí práce [6].

Vliv parametrů jednotlivých režimů tepelného zpracování je hodnocen pomocí zkoušky tahem a tvrdosti k určení základních mechanických vlastností materiálu, strukturní analýzou pomocí světelné a elektronové mikroskopie, fraktografickou a CT analýzou.

Cílem práce je studium a hodnocení vlivu parametrů žíhání ke snížení pnutí na strukturu a vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené metodou SLM technologií 3D tisku.

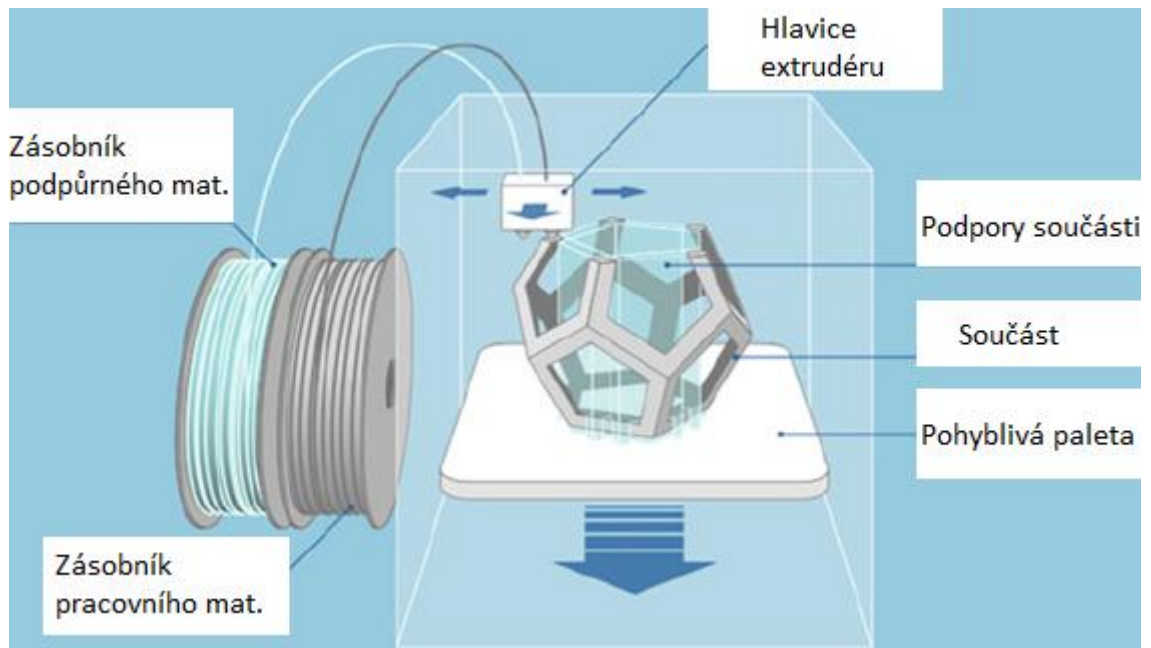
# Teoretická část

## 1. 3D tisk kovů

3D tiskem se rozumí druh technologie výroby, kde je na základě digitálního souboru vytvořen trojrozměrný objekt pomocí aditivní technologie. V současné době se pro tuto technologii využívají zejména polymery a kovy. Výroba spočívá ve vytvoření CAD modelu součásti a jeho rozdělení na jednotlivé vrstvy pomocí softwaru obecně nazývaného slicer. Následně se data nahrají do stroje a ten vytvoří jednotlivé vrstvy dle požadavků softwaru, respektive výrobce. Vrstvený model ve většině případů obsahuje podpory kvůli geometrii a odvodu tepla (záleží zejména na geometrii součásti a použité metodě 3D tisku). Tyto podpory nejsou relevantní pro výslednou aplikaci součásti, ale napomáhají k správnosti výroby a po dokončení tisku jsou odstraněny při apretaci. [5] [7] [8]

Metod 3D tisku je mnoho a každá z nich je vhodná pro jiné aplikace a materiály a poskytne odlišné výsledné vlastnosti. Dále budou uvedeny některé typy těchto technologií. Práce se zabývá 3D tiskem hliníkové slitiny AlSi10Mg, a proto bude dále probírán 3D tisk kovů a nikoli polymerů či jiných materiálů.

Nejlevnější a nejdostupnější metoda 3D tisku je extruze materiálu pomocí drátu, tzv. FDM (Fused deposition modeling). Tato technologie je založena na posuvu drátu ze zásobníku do hubice, kde dochází k ohřevu a tavení drátu, který je skládán do vrstev pomocí pohyblivé hlavy. Výrobek velice často obsahuje podpory zajišťující správnou konstrukci součásti, tyto podpory mohou být vyrobeny z jiného materiálu než výsledná součást. Důvodem je snadné odstranění podpor, například ponořením součásti do roztoku, který zajistí rozpuštění podpor, ale samotná součást odolá. Schéma metody je znázorněno na *Obr.1.* [8] [9]



Obr.1 – schéma technologie FDM, přeloženo pro potřebu DP [9]

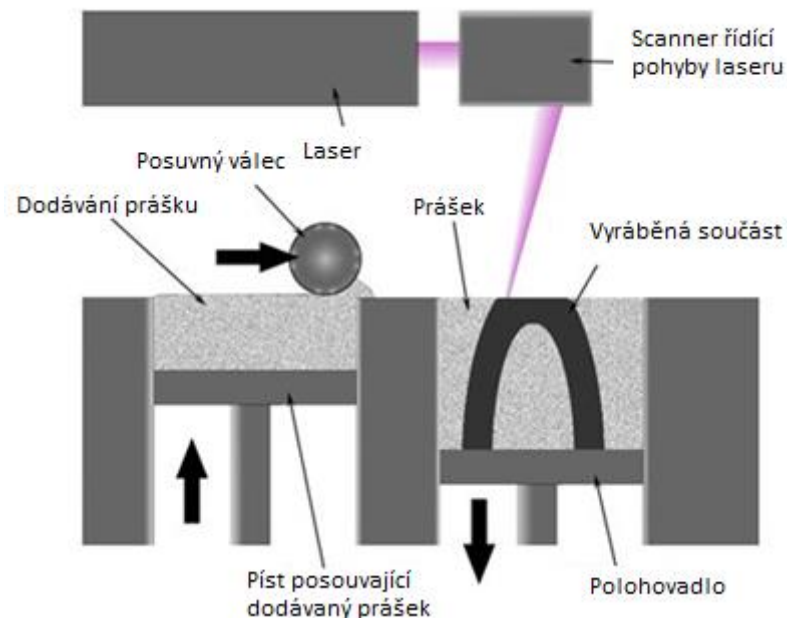
Další významnou metodou jsou technologie 3D tisku využívající tzv. powderbed. Jedná se o technologii, kde je vstupní materiál dodáván v podobě jemného prášku a ten je cíleným působením energie ohříván po vrstvách a taven. Ohřev je zajištěn nejčastěji laserem, nebo elektronovým paprskem. Nejvýznamnější metodou spadající do této kategorie je SLM (Selective laser melting) [7] [9]

V následující kapitole bude podrobněji popsána technologie SLM, která byla použita pro výrobu vzorků pro praktickou část práce.

## 1.1 Metoda SLM

Jak již bylo dříve uvedeno, technologie SLM spočívá v cíleném ohřevu vrstev materiálu ve formě jemného prášku, v tomto případě je ohřev uskutečněn laserovým paprskem a prášek je taven. Tato technologie umožňuje 3D tisk součástí hlavně z kovu. Práce se zabývá hliníkovou slitinou AlSi10Mg, proto dále bude popisována metoda SLM pro kovy. Nejprve se prášek dopraví do uzavřeného zásobníku, aby nedocházelo ke kontaminaci prostředí a ztrátám prášku. Posuvný válec (či rameno) následně nahrne materiál do pracovního prostoru, poté laser (může být více paprsků najednou) cíleně působí na prášek na pístu podle dat získaných z vrstveného CAD modelu. Tímto je vytvořena první vrstva a polohovadlo se posune dolů o její tloušťku (desítky mikrometrů), zatímco píst pod zásobníkem prášku se o tento rozměr posune nahoru.

Válec znovu nahrne prášek ze zásobníku do pracovního prostoru a umožní laseru pokračovat tvorbou další vrstvy. Takto se postupně vytvoří celá součást. Po vychladnutí je třeba ji vyjmout. Poté následuje odsátí přebytečného prášku z pracovního. [5] [10] [7]

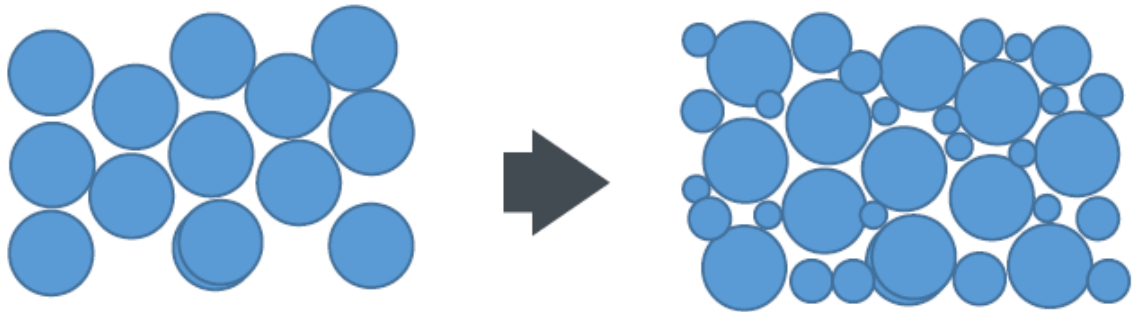


Obr.2 – metoda SLM, přeloženo [11]

Technologie SLM se vyznačuje rozměrovou přesností, geometrickou rozmanitostí a je velice perspektivní, je třeba ale dodržovat určitá pravidla při jejím použití. Zprv takto nelze vytvořit uzavřené dutiny, protože po tisku prášek nelze vyjmout a zůstával by v dutině. Dále je třeba dbát na hygienické podmínky, protože prášek se snadno může dostat do dýchacích cest pracovníků a způsobovat zdravotní problémy. Při práci s reaktivními kovy (hliník, titan) je třeba veškeré používané nářadí umístit do přípravné komory s inertním plynem, s tím dále souvisí i využití plynu v pracovní komoře jako inertní atmosféry. Pro 3D tisk se většinou jako atmosféra používá dusík či argon. [5]

Velikost prášku se pro tuto technologii pohybuje v rozměrech desítek až sta mikrometrů a je vyráběn různými metodami. [5] Pro technologii SLM se prášek většinou vyrábí dvěma různými způsoby. V obou případech se jedná o atomizaci taveniny. V jednom případě se pro atomizaci používá plyn, v druhém plazma.

Pro výsledné vlastnosti je kvůli optimálnímu rozložení a vyplnění pracovního prostoru nejvhodnější sférický tvar prášku a různá velikost zrn (viz Obr.3). [5] [7] [10]

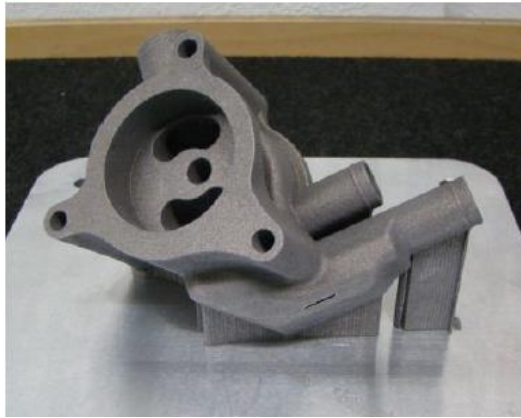


*Obr.3 – rozdíl ve vyplnění prostoru v závislosti na velikostním rozdělení prášku [5]*

## 1.2. Parametry tisku

Parametry tisku se rozumí nastavení zařízení před zahájením výroby součásti a z toho plynoucí vliv na samotný proces tvorby vrstev, což se projeví na finálním výrobku. Jedná se například o směr tisku nebo výkon laseru. Práce nebude tyto parametry rozebírat příliš do hloubky, protože v experimentální části jsou vzorky vyrobeny se stejnými parametry, nicméně pro lepší pochopení problematiky budou stručně popsány. Kapitola se bude věnovat především parametrům pro powderbed technologie s použitím laseru.

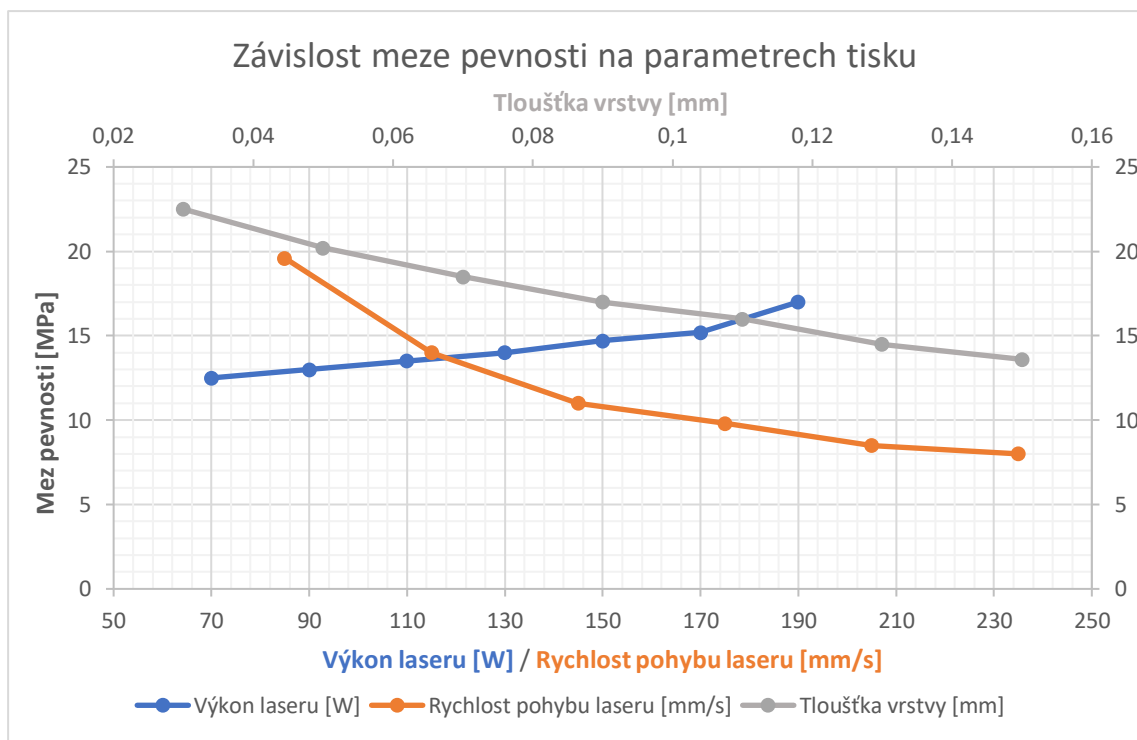
Procesní parametry ovlivňují několik hlavních faktorů. A to mechanické vlastnosti dílu, povrch, rozměrovou přesnost, časovou náročnost a v neposlední řadě i ekonomičnost výroby. Pro 3D tisk kovů za použití powderbed technologie je důležité nastavit součást tak, aby válec přivádějící prášek nebyl vystaven rázům způsobeným najetím na velkou hranu součásti. Proto se součást většinou polohuje tak, že první kontakt nanášecího válce se součástí je roh a nikoli hrana. Velká kontaktní plocha při nájezdu válce způsobuje rázy, které vedou například k nerovnoměrnému rozprostření prášku. Pootočení plochy součásti vůči nanášeci musí být nejméně 5°. Ukázka umístění součásti v rámci pracovního prostoru je vidět na Obr.4. Zde například při přiblížení válce z právě strany dojde ke kontaktu s rohem a nikoli s hranou. Z toho plyne menší ráz působící na pohyblivý válec. [5] [12]



Obr.4 – polohování součásti v pracovním prostoru [5]

S tímto polohováním souvisí i volba umístění podpor, obecně platí, že je vhodné podepřít veškeré povrchy svírající s rovinou tisku úhel menší než  $45^\circ$ . Toto pravidlo platí například i pro dutiny v rámci součásti. Je nutné podepřít kruhové díry s průměrem větším než 8 mm. [5] [12]

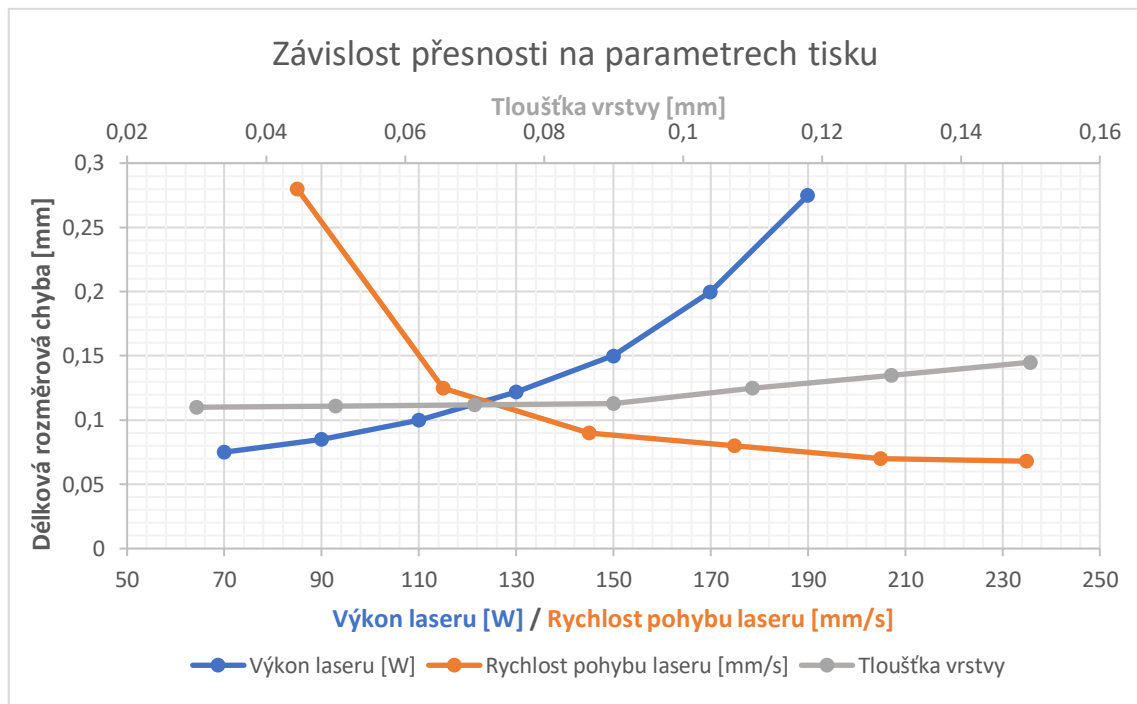
Dalšími parametry jsou ty, které je třeba nastavit přímo ve stroji, jedná se o výkon laseru, rychlost pohybu laseru neboli skenovací rychlost a tloušťku vrstvy. Jejich vliv na výsledné vlastnosti popisují Obr.5 – Obr.7. Následující závislosti platí obecně pro 3D tisk kovů. [5] [12]



Obr.5 – závislost meze pevnosti na parametrech tisku, zpracováno na základě dat z [5]

Na obrázku jsou vidět závislosti meze pevnosti na různých parametrech tisku, na svislé ose je znázorněna velikost meze kluzu jako závislá proměnná a na vodorovných osách jsou nezávislé proměnné. Tloušťka vrstvy je odečítána od horní vodorovné osy, zbylé dvě proměnné od spodní vodorovné osy.

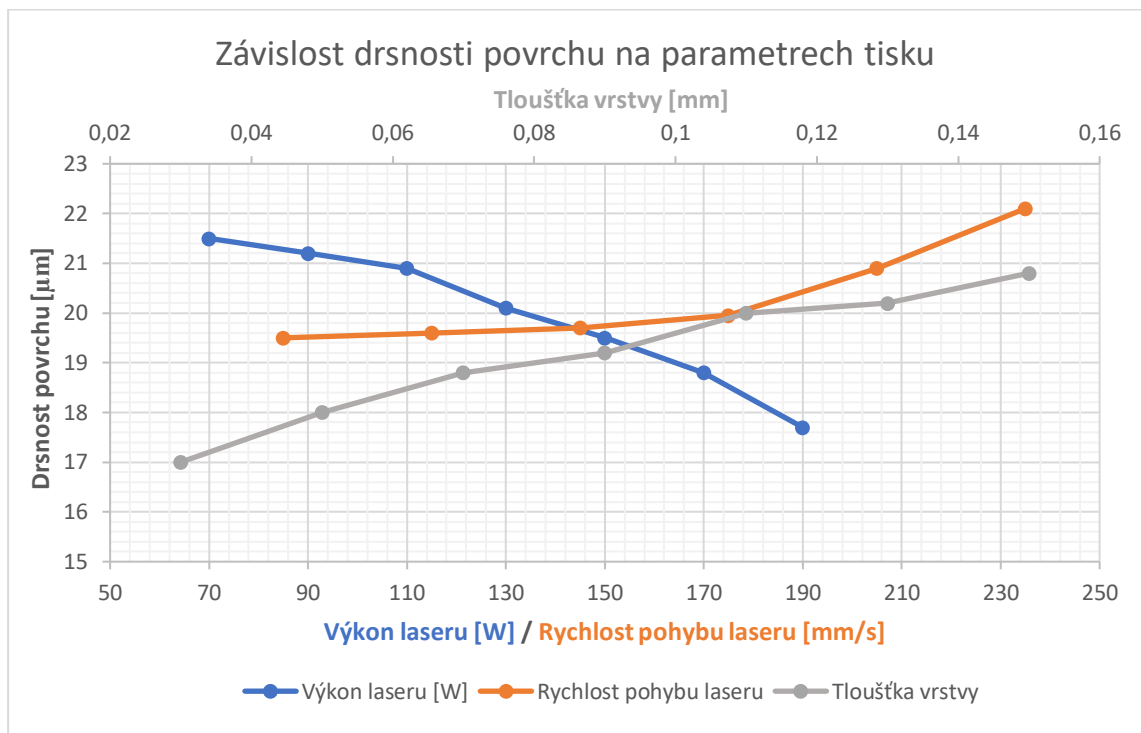
Mez pevnosti roste se zvyšujícím se výkonem laseru, a naopak klesá se zvyšující se rychlostí pohybu laseru a tloušťkou vrstvy.



*Obr.6 – závislost přesnosti na parametrech tisku, zpracováno na základě dat z [5]*

Na obrázku jsou vidět závislosti průměrné rozměrové chyby na různých parametrech tisku, na svislé ose je znázorněna velikost průměrné rozměrové chyby jako závislá proměnná a na vodorovných osách jsou nezávislé proměnné. Tloušťka vrstvy je odečítána od horní vodorovné osy, zbylé dvě proměnné od spodní vodorovné osy. Rozměrová chyba roste se zvyšujícím se výkonem laseru poměrně razantně, stejně orientovanou závislost vykazuje i tloušťka vrstvy, ale v mnohem menším měřítku. Naopak pokles velikosti chyby je zaznamenáván při růstu rychlosti pohybu laseru.





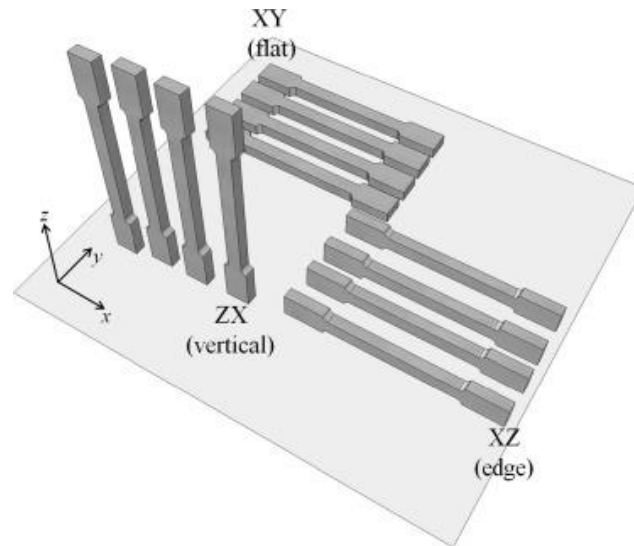
Obr.7 – závislost drsnosti na parametrech tisku, zpracováno na základě dat z [5]

Na obrázku jsou vidět závislosti drsnosti povrchu na různých parametrech tisku, na svislé ose je znázorněna drsnost povrchu jako závislá proměnná a na vodorovných osách jsou nezávislé proměnné. Tloušťka vrstvy je odečítána od horní vodorovné osy, zbylé dvě proměnné od spodní vodorovné osy.

Drsnost povrchu klesá s rostoucím výkonem laseru, a naopak roste se zvyšující se tloušťkou vrstvy a rychlostí pohybu laseru

Shrnující poznatky jsou následující. Se zvyšujícím se výkonem laseru se sice zlepšuje drsnost povrchu a pevnost součásti, na druhou stranu se ale zhoršuje přesnost výroby. Rychlost pohybu laseru má na funkční vlastnosti výrobku opačný efekt než výkon laseru. Po překročení určité rychlosti tedy narůstá drsnost povrchu, klesá pevnost, ale zlepšuje se přesnost. V neposlední řadě je třeba brát v potaz i tloušťku tavené vrstvy, respektive tloušťku vrstvy nanášeného prášku. Zde je hlavní výhodou větších tlouštěk rychlejší výroba, protože není třeba provést tolik jednotlivých nanášení vrstev a tím pádem se ušetří čas. Na přesnost má tloušťka vrstvy až do určité hodnoty vliv zanedbatelný, (pro uvedený příklad zhruba 0,09 mm) [5] , kde se začne zhoršovat. Drsnost povrchu a pevnost se se zvyšující se tloušťkou vrstvy zhoršuje. [5] [12]

Nakonec je nutno uvést, že směr tisku v rámci výrobků bude mít vliv na výslednou součást. V praxi se většinou směr uvádí podle os výrobku vůči pracovnímu prostoru. Podstatu značení vysvětluje *Obr.8.* [13]



*Obr.8 – logika značení směru tisku.* [13]

Na obrázku je vidět, že směr je většinou značen písmeny označující dané dvě osy. Například vertikální směr tisku je označen ZX. Je nutno podotknout, že v souvislosti s vhodným polohováním součásti se v praxi většinou jedná o kombinaci, jak již bylo uvedeno v souvislosti s minimalizací rázu nanášeče. Značení směru tisku pomocí os se často užívá ve výzkumech hodnotících vliv natočení součásti na výsledné mechanické vlastnosti. V následující tabulce je uveden příklad vlivu na mechanické vlastnosti slitiny Ti-6Al-4V. [5] [12] [13]

*Tab.1 – Mechanické vlastnosti slitiny Ti-6Al-4V v as built stavu v závislosti na směru tisku* [13]

	<b>E [GPa]</b>	<b>R<sub>m</sub> [MPa]</b>	<b>ε [%]</b>
<b>XZ (na hranu)</b>	115±6	1143±6	11,8±0,5
<b>ZX (vertikální)</b>	119±7	1117±3	8,9±0,4
<b>XY (na plocho)</b>	113±5	1199±49	7,6±0,5

Z tabulky je patrné, že nejlepší pevnostní vlastnosti v tomto případě poskytuje orientace XY (neboli naplocho) a nejhorší ZX (vertikální). Nicméně rozdíl je v rámci

meze pevnosti poměrně nepatrný a volba směru tisku je tedy spíše závislá na technologických požadavcích, nikoli na vlivech na pevnost. Autor práce se domnívá, že důvodem tohoto nepatrného rozdílu pevností je pravděpodobně směr působení síly na rozhraní vrstev. V případě horizontálně tištěného vzorku (XZ a XY) působí síla rovnoběžně s rozhraními vrstev a tím pádem se tato rozhraní a jejich nehomogenita projeví méně. Oproti tomu na vertikální vzorek síla působí kolmo k rozhraním a tím je rozevírají, což je pravděpodobně důvodem nižší pevnosti. Modul pružnosti je u všech vzorků v rámci směrodatné odchylky a lze ho považovat za obdobný.

### **1.3. Post-processing**

Vlastnosti AM (additive manufacturing) výrobků obvykle nejsou dostatečné pro požadovanou aplikaci a je nutné je podrobit dodatečným operacím, také mnohdy vykazují smrštění a s tím spojené praskliny. Proto je při jejich designu nutné toto smrštění brát v úvahu. Dodatečné kroky při výrobě se nazývají post-processing a slouží například k redukci vlivu vrstev, porozity nebo zajištění dostatečné povrchové jakosti. Pro některé AM technologie je nutné minimum post-processingu, jako je například odstranění podpor, nebo oddělení výrobku od palety (neboli tzv. apretace). [5] [9] [14]

#### **Úpravy povrchu**

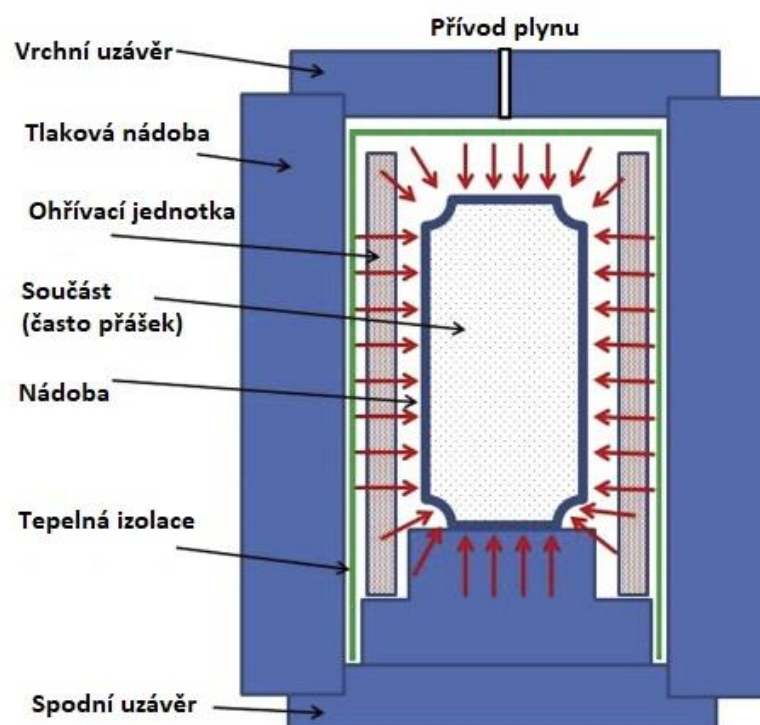
Povrch po 3D tisku se vyznačuje vysokou drsností přibližně Ra 15, například zdroj [15] uvádí pro powderbed technologie Ra 13,13. Tato nízká jakost je viditelná pouhým okem. Důvodem je především způsob výroby po vrstvách, které jsou na hotové součásti stále viditelné a tvoří výstupky. Dalším faktorem nepříspěvajícím kvalitě povrchu je také následná apretace dílu, zanechávající po podporách značně drsný povrch. Pro vyhovění požadavkům na jakost povrchu je nutné aplikovat určité dokončovací operace. [5] [10] [14]

Mezi tyto operace patří například konvenční třískové obrábění, které při běžné výrobě zaručuje dostatečnou jakost povrchu pro mnohé aplikace. Například pro obrábění válcovou frézou na čisto je uvedena střední drsnost Ra 1,6 - 6,3. [16] Mezi další metody úpravy povrchu se řadí tryskání abrazivem, které je v konvenčních technologiích hojně využíváno. Odstranění nerovností povrchu lze docílit i elektrochemickým leštěním,

kde se součást ponoří do elektrolytu jako anoda a přidá se vhodná katoda. Elektrolyt je nejčastěji roztokem soli kovu, ze kterého je součást vytvořena. Jakosti povrchu lze docílit i čistě chemicky, ponořením hotové součásti do lázně. V neposlední řadě se pro úpravu povrchu používá i laser. Pro všechny výše zmíněné metody je třeba brát v úvahu úběr materiálu a podle toho navrhovat model 3D tištěné součásti. [5] [14] [16]

## Vnitřní vady výrobku

Do této skupiny se řadí především nežádoucí dutiny a póry. První technologií, která patří k těmto metodám post-processingu, je HIP neboli Hot isostatic pressing. Umožňuje především odstranění nadměrné porozity a zvýšení hustoty součásti. HIP spočívá v uzavření výrobku do nádoby a vpuštění interního plynu. Následuje rovnoměrné působení tlaku a teploty ze všech směrů na dokončovanou součást, tímto tlakem se docílí uzavření pórů a nežádoucích dutin. Zároveň je však opět nutno zahrnout do návrhu součásti smrštění, které tato technologie způsobí. Schéma technologie je uvedeno na Obr.9. [7] [17]



Obr.9 – schéma technologie hot isostatic pressing (HIP), přeloženo [17]

Druhou technologií je takzvaný WIP neboli Warm isostatic pressing. Ta se od HIP liší v tom, že jako médium není použit plyn, ale olejová lázeň. Součást je vložena do lázně

a uzavřena. Na celou soustavu působí tlak a podobně jako při HIP se výrobek smrští a jsou odstraňovány nežádoucí dutiny. WIP se používá především pro polymerní materiály. [7]

Třetím způsobem odstraňování těchto vad je PI neboli Pressure infiltration. Spočívá v ponoření výrobku do pryskyřice, která je určitou směsí rozpouštědla a prášku hlavního materiálu výrobku. Na soustavu je působen tlak a ten způsobí vyplnění povrchových pórů částicemi prášku. Tuto metodu nelze použít pro vyplnění vnitřních dutin či trhlin. Slouží pouze k opravě povrchových defektů tohoto typu. [7]

## **Tepelné zpracování**

Jeden z nejčastějších kroků post-processingu je tepelné zpracování po tisku. Typicky se jedná o žihání ke snížení vnitřního pnutí, ale zejména pro hliníkové slitiny byla dříve snaha i o aplikaci rozpouštěcího žihání a stárnutí. Použití konvenčních časů a teplot se však ukázalo pro 3D tištěné součásti jako nevhodné a v současné době je snaha najít optimální TZ (tepelné zpracování). Problematice tepelného zpracování 3D tištěných slitin a to konkrétně AlSi10Mg bude věnována samostatná kapitola. [9] [10] [14]

## **1.4. Pozice 3D tisku hliníkových slitin v průmyslu**

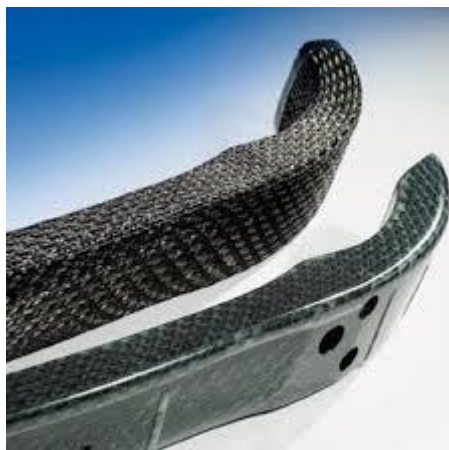
3D tisk, jak již bylo zmíněno, často produkuje v podstatě hotové součásti, což souvisí s jeho využitím v takzvaném rapid prototypingu. Jak vyplývá z názvu, jedná se o metodu, kdy se pro nově vyvíjené součásti či produkty před zahájením masové výroby vytvoří prototyp 3D tiskem. Tímto způsobem se snadno odhalí chyby ve finálním designu před investicí do sériové výroby (například velmi nákladné zápustky atd.). Snadná výroba prototypů byla jednou z hlavních funkcí 3D tisku zejména na počátku jeho vývoje. [5] [10] [18]

V současné době však běžně dochází k inkluzi AM technologií do samotného procesu výroby a 3D tištěné součásti jsou i v některých případech ekonomicky a časově výhodnější než produkty konvenčních technologií. AM technologie nachází uplatnění v širokém spektru oborů. Jedná se o součásti do leteckého, kosmického, námořního a automobilového průmyslu. V neposlední řadě také v lékařství, kde je unikátní

povrchová topologie klíčová pro správnou funkci například kloubních náhrad. [5] [10] [18]

V porovnání například s třískovým obráběním, co se týče samotné rychlosti produkce dílů, je 3D tisk mnohem pomalejší. Jeho výhoda ale spočívá v tvarové komplexnosti vytvořených dílů, jejich vlastností a využití materiálu (s tím spojená redukce odpadu). AM technologie dále nabízí možnost redukce počtu dílčích součástí potřebných k vytvoření daného funkčního prvku právě díky flexibilitě tohoto procesu. Například práce [10] uvádí, že společnost General Electric (GE) uskutečnila výrobu palivové trysky do letounu pomocí technologie SLM. Touto inovací se namísto dvaceti dílů vyrobených konvenční technologií pro sestavení trysky použila pouze jedna součást vyrobena technologií SLM. Navíc došlo k ušetření 25 % hmotnosti oproti původnímu složenému dílu. Je však nutné přistupovat k 3D tisku jako k samostatné technologii a nelze ho považovat za technologii univerzální, která by byla schopna plně nahrazovat ostatní. [7] [10] [18]

V průmyslu tedy dochází k inovaci některých součástí díky nahrazení předešlé technologie 3D tiskem. Konkrétně se jedná zejména o využití designové svobody 3D tištěných součástí, protože při konvenční výrobě je často nutné pro vyrobitelnost daného prvku učinit určité ústupky v designu. V praxi to znamená například složité vnitřní struktury jako komplexní sítě kanálků pro kapalinu, nebo pro takzvaný lightweighting, kde vnitřek součásti není plný materiál, ale jedná se o síťovou strukturu značně snižující hmotnost dílu. Nedojde k výraznému zhoršení funkčních vlastností, redukce hmotnosti je však značná. Lightweighting se v současné době využívá zejména v automobilovém průmyslu. Ukázka je na *Obr.10*. [7] [10] [18]



## 2. Hliník a jeho slitiny

Práce se zabývá vlastnostmi konkrétní slitiny AlSi10Mg, která se řadí mezi slitiny hliníku. Proto jsou pro lepší uvedení do problematiky stručně popsány vlastnosti tohoto kovu v čisté podobě.

Čistý hliník má hustotu  $2700 \text{ kg/m}^3$ , což ho řadí do skupiny lehkých kovů, které se vyznačují hustotou pod  $5000 \text{ kg/m}^3$ . [3] Jeho chemická značka je Al (Aluminium) a český název hliník napovídá o jeho výskytu v zemské kůře. Tento kov bílo stříbrné barvy je uspořádán do krystalové mřížky FCC neboli K12, která zajišťuje jeho vysokou tvařitelnost za studena i za tepla. Jeho teplota tavení je v rámci kovů poměrně nízká a sice  $660 \text{ }^\circ\text{C}$ . [3] [20]

Tab. 2 - Mechanické vlastnosti čistého (99,99 %) hliníku [21]

$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A ( $A_{5,65}$ ) [%]	Z [%]	E [GPa]	HB
15	50	45	90	71	15

Z tabulky je patrné, že čistý hliník má pro strojírenské účely nedostatečné mechanické vlastnosti, a proto je jeho využití pro konstrukční a nosné účely značně omezené. Na druhou stranu má ale vynikající tepelnou ( $209 \text{ W/m.K}$ ) a elektrickou ( $38 \text{ MS/m}$ ) vodivost [21], která ho vedle nízké hmotnosti dříve definovala jako hlavní materiál vodičů. Z důvodu jeho slabších mechanických vlastností bylo ale nutno použít pro jádro vodiče ocel a hliník pouze na povrchu. V dnešní době je hliník nahrazen mědí jako nejvíce rozšířený materiál vodiče. Díky výše zmíněné tepelné vodivosti se také používá k výrobě chladících zařízení. [3] [20] [21]

Další vlastnost, která v technické praxi definuje hliník, je jeho odolnost proti korozi. Vyznačuje se vysokou afinitou ke kyslíku a díky tomu velice rychle tvoří na povrchu vrstvu  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Oxidovaný povrch potom brání postupu kyslíku dále do materiálu a tvoří bariérovou protikorozní ochranu. Této vlastnosti se využívá i v oboru povrchových

úprav, kde se nanesením hliníkového povlaku na povrch materiálu vytvoří vrstva  $\text{Al}_2\text{O}_3$  jako bariéra pro chráněný kov.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  se vyznačuje i poměrně vysokou teplotou tavení  $2050\text{ }^\circ\text{C}$ , zejména oproti čistému hliníku, a díky tomu lze takovýto povlak využít v aplikacích za vyšších teplot. Například práce [22] uvádí, že daná povrchová úprava tohoto typu je schopná pracovat při teplotách až  $649\text{ }^\circ\text{C}$ . Proto se hliníkový povlak využívá velice často na pokovení součástí pracujících za vysokých teplot (jako například výfuk motoru). V neposlední řadě má hliník, či povrchová úprava na této bázi, dostatečnou korozní odolnost pro součásti trvale ponořené ve vodě. [3] [22] [23]



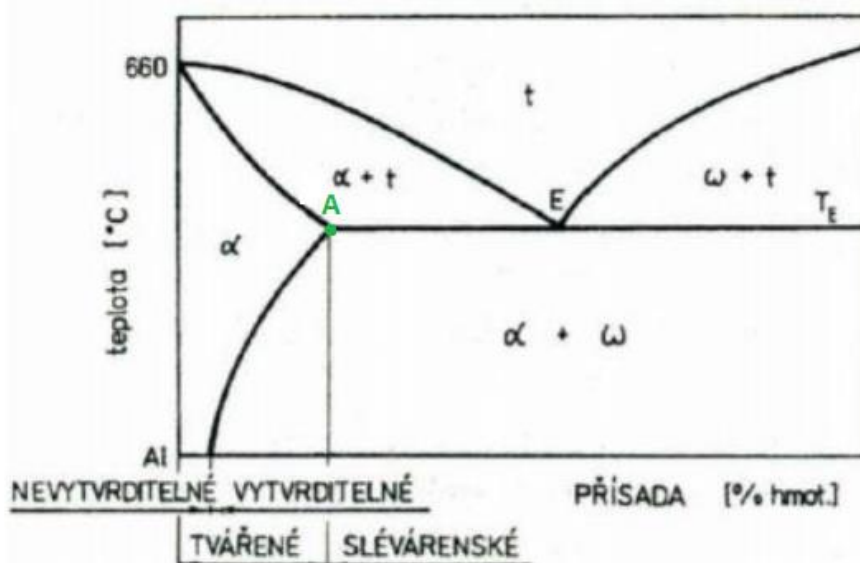
## 2.1 Rozdělení slitin hliníku

Slitiny hliníku jsou v technické praxi využívány hlavně pro aplikace s nízkou hmotností a nižším požadavkem na pevnostní vlastnosti oproti oceli. Jejich nejčastější rozdělení je podle způsobu zpracování, a sice na slévárenské, tedy technologicky vhodné pro odlévání a na tvařitelné, neboli vhodné pro tváření. [24] [25]

Slévárenské slitiny se vyznačují vyšším obsahem legujících prvků, tvořící křehké fáze velice nevhodné pro tváření, ale naopak vhodné pro slévání. Důvodem je vznik eutektika, které značně posílí slévateľnost. [25]

Tvařitelné slitiny mají tedy naopak nižší obsah legujících prvků. Díky tomu v materiálu převládá plastický tuhý roztok  $\alpha(\text{Al})$  s velmi dobrou tvařitelností. [26]

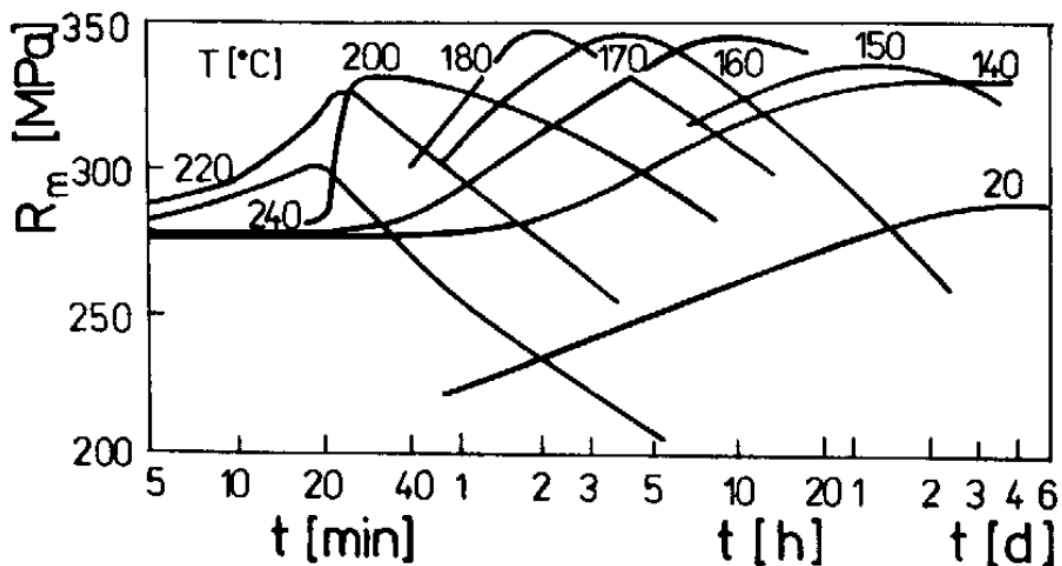
Toto rozdělení je názorně vidět na rovnovážném binárním diagramu hliníku (Obr.11), kde chemické složení pod bodem A tvoří hranici mezi tvařitelnými a slévárenskými slitinami. [24] [25]



Obr.11 - schéma rovnovážného binárního diagramu Al-X [27] upraveno a zvýrazněno pro DP

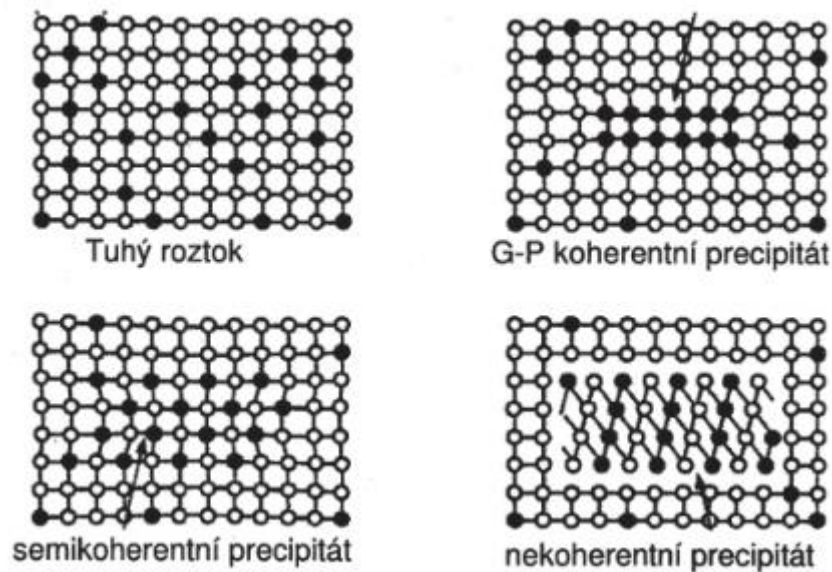
Další možné rozdělení slitin hliníku je na vytvrditelné a nevytvrditelné, kde vytvrzování spočívá v rozpadu přesyceného tuhého roztoku za vzniku jemných částic, které se pomocí difuze rovnoměrně rozptýlí (precipitace). Vytvrditelnost je podmíněna tím,

aby daná slitina krystalizovala v rovnovážném binárním diagramu s klesající rozpustností v tuhém stavu. (Obr.11). Samotné vytvrzování je prováděno ohřevem slitiny do teploty, za které materiál vytváří homogenní tuhý roztok, ve kterém se legující prvky rozpustí. Tento proces pokračuje prudkým ochlazením slitiny, což vede ke vzniku metastabilního přesyceného tuhého roztoku legujících prvků. Následně se slitina podrobí takzvanému stárnutí, které spočívá ve výdrži na určité poměrně nízké teplotě (přibližně 100-250 °C). Výdrž se pohybuje od několika hodin po několik dnů, což závisí na použité teplotě. Dále také existuje přirozené stárnutí prováděné za pokojové teploty (20 °C). Záleží na době, po jakou je materiál podroben stárnutí, protože při příliš velké výdrži na zvýšené teplotě dojde k přestárnutí, kdy se mechanické vlastnosti materiálu zhoršují. Tento fakt dokládá Obr.12. [24] [25] [28]



Obr.12 - vliv teploty a doby stárnutí na pevnost slitiny AlMg1Si1 [20]

V grafu je znázorněna závislost hodnoty meze pevnosti na čase stárnutí při daných teplotách. Platí, že pro každou teplotu pevnost dosáhne maxima po jiné době. Po tomto maximu také většinou následuje její snížení, což je dříve zmíněné přestárnutí. Podle těchto křivek se určují adekvátní časy výdrže závislé na teplotě pro dosažení vhodných mechanických vlastností. Mechanismus precipitace dále popisuje Obr.13. [20]



Obr.13 – průběh precipitace – změna fázového rozhraní [28]

Na obrázku je vidět, že se atomy zpočátku shlukují do tzv. Guinier-Prestonových (GP) zón, což jsou koherentní (neboli na mřížku matrice navazující) útvary. Ty způsobují zpevnění matrice zároveň se snížením plasticity. Zpevnění spočívá v znesnadnění, nikoli zamezení, pohybu dislokací objemem materiálu. Zvyšování počtu atomů legujících prvků v GP zónách vede k tvorbě semikoherentního precipitátu. Po tom následuje tvorba vlastní krystalové struktury v rámci matrice a vytvoření tzv. nekoherentních precipitátů, které na matici nenasazují a tím je dosaženo maximálního efektu vytvrzování. Nekoherentní precipitáty tvoří neprostupnou bariéru pro pohyb dislokací. Čím déle po vzniku nekoherentních precipitátů vytvrzování probíhá, tím více tyto útvary hrubnou. Což ve výsledku znamená větší vzdálenost mezi nimi a snížení jejich množství na úkor shlukování. Efekt vytvrzení se tak snižuje. Tento jev se nazývá přestárnutí a byl nastíněn v předchozím odstavci. [25] [28]

### 2.1.1 Tvařitelné slitiny

Tyto slitiny jsou definovány možností homogenizace struktury do oblasti tuhého roztoku ohřevem, jejich struktura je díky absenci křehkých fází vhodná k tváření. [25] [29]

Tvařitelné slitiny jsou dále rozděleny na vytvrditelné a nevytvrditelné. Vytvrditelné jsou Duraly (Al-Cu-(Mg)), které ve vytvrzeném stavu dosahují  $R_m$  až 450 MPa. [26] Dále Avialy (Al-Mg-Si) s pevností okolo 300 MPa, ale lepší korozní odolností a slitiny

Al-Zn-Mg-(Cu), které dosahují pevností až 600 MPa. [29] V neposlední řadě se v praxi používají i velice progresivní vytvrditelné slitiny Al-Li-(Cu)-(Mg), které nacházejí uplatnění hlavně v letectví. Důvodem je snížení měrné hmotnosti až o 10 % vlivem legování lithiem. [29] Co se týče tvařitelných nevytvrditelných slitin, nejvýznamnější jsou Al-Mg a Al-Mn. [26] [29]

### **2.1.2 Slévárenské slitiny**

Kromě dříve zmíněného vyššího obsahu legujících prvků v těchto slitinách se dále vyznačují nižšími mechanickými vlastnostmi oproti tvářeným. Slévárenské slitiny hliníku dosahují maximální pevnosti přibližně 260 MPa [25] [27].

Vlastnosti jsou dále značně ovlivněny technologií a způsobem lití. Slévárenské slitiny vynikají technologickými vlastnostmi jako například zabíhavost nebo malé smrštění po tuhnutí (např. 0,5 % u slitin s křemíkem) [25].

Siluminy jsou nejčastěji využívané slévárenské slitiny. Jedná se o skupinu na bázi Al-Si. Kromě výše zmíněných technologických vlastností se vyznačují nízkou hustotou ( $2650 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ ), nízkou praskavostí a vysokou odolností proti korozi. [21] Obecně se dělí na binární a speciální, kde binární mají základní chemické složení a speciální jsou dodatečně legovány jinými prvky, které ovlivňují mechanické vlastnosti pro danou aplikaci. Mezi další slévárenské slitiny patří například skupiny Al-Cu či Al-Mg. Porovnání slévárenských a tvářených slitin je v *Tab.3*. Zde je patrný rozdíl pevnostních vlastností, kde jsou dle očekávání pevnosti tvářených slitin daleko vyšší. [21] [27] [26]

Tab.3 – Porovnání vybraných slitin hliníku určených ke tváření či odlití ve stavu po rozpouštěcím žíhání a umělém stárnutí (T6), převzato a upraveno z [25]

Druh	Slitina hliníku	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]	HBS [-]
<b>Tvařitelné</b>	AlCu4Mg1	345	435	5	130
	AlCu2,5NiMg	270	380	4	110
	AlMn1	120	140	4	45
<b>Slévárenské</b>	AlSi7Mg	220	260	1	90
	AlSi10Mg	220	260	1	90
	AlSi12	80	170	5	55

### 2.1.3 Slitiny Al určené k 3D tisku

S rapidním rozvojem aditivní technologie lze mluvit o třetím druhu slitin na bázi hliníku, tedy o slitinách určených k aditivní výrobě. Jedná se o skupinu, která v současné době podstupuje značný vývoj paralelně s rozvojem této perspektivní technologie. Nejvíce známých slitin, které do této kategorie patří, je převzato z dříve konvenčních skupin. Hlavně se jedná o slitiny vhodné pro odlévání, v tomto ohledu dosti závisí na typu 3D tisku pro který je materiál určen. Obecně slitiny vhodné k odlévání nacházejí uplatnění pro práškovou výrobu a dobře svařitelné materiály jsou vhodné pro tavení drátu. [10] [18]

Pro optimální funkci těchto převzatých slitin je snaha o úpravu TZ, aby vyhovovalo více 3D tisku než jejich původním technologiím. Vzniká zde také snaha o vývoj zcela nových hliníkových slitin, které pro konvenční technologie použitelné nejsou, ale pro AM jsou vhodnější než slitiny převzaté. Těch ale není mnoho a nejsou zatím příliš dokumentovány (jedná se spíše o pokusy). Materiálům používaným pro powderbed technologie bude v práci věnována větší pozornost z důvodu použití této technologie pro výrobu vzorků pro praktickou část. [9] [10] [18]

V rámci vývoje či aplikace Al slitin pro 3D tisk je nutno vzít v úvahu několik faktorů specifických pro AM. Na jednu stranu se slitiny hliníku vyznačují dobrým poměrem

pevnosti a relativní hmotnosti. Navíc tyto materiály nepatří mezi cenově nákladné jako například titan, který je v 3D tisku také hojně využíván. Na druhou stranu se ale zpracovávání těchto slitin neobejde bez problémů. Svařování hliníkových slitin je komplikováno tvorbou vrstvy  $\text{Al}_2\text{O}_3$  na povrchu, což se může projevit u některých metod 3D tisku bez dostatečné ochranné atmosféry, čímž je koherence vrstev narušena. Pokud je při 3D tisku použit laser jako zdroj energie, nastává problém odrazivosti, a tedy horší efektivity samotného paprsku, může zde docházet k nedostatečnému tavení prášku či neefektivnímu využití energie. Hliník je materiál, který se vyznačuje vysokou tepelnou vodivostí, což je mnohdy žádoucí pro cílovou aplikaci součásti. Kvůli vrstvenému charakteru 3D tištěných součástí je to však pro výrobu často komplikací. Při tvorbě nových vrstev teplo proniká do vrstev již dokončených, což vede k narušení správného tuhnutí a metalografická struktura podléhá tepelnému ovlivnění, a to se nejvíce projeví nadměrným růstem zrn. Tento růst vede k poklesu vlastností a jejich anizotropii v objemu výrobku. [7] [10] [18]

### **Slitiny Al-Cu**

Slitiny hliníku s mědí se v AM používají zejména pro technologie, kde je vstupní materiál přiváděn ve formě drátu. V tomto případě se jedná především o způsoby 3D tisku využívající elektronový paprsek, nebo elektrický oblouk jako zdroj energie pro tavení. Jedná se o materiály v konvenční technologii známé jako tvářené. Příklady těchto slitin jsou hlavně AlCu6Mn a její modifikace jako AlCu6MnZrTi, které v praxi vynikají svařitelností. [18] [30]

### **Slitiny Al-Mg-Sc**

Jedná se o slitiny hliníku a hořčíku s přidanou legurou skandia, které při stárnutí vytváří intermetalika  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . Stárnutí tohoto typu slitiny díky tomu probíhá za vyšších teplot (275-325 °C) než je jejich rozmezí u jiných Al slitin (150-200 °C), což vede k snížení rizika přestárnutí [31]. Částice  $\text{Al}_3\text{Sc}$  také slouží jako zárodky nových zrn při tuhnutí a napomáhají jemnější struktuře. V neposlední řadě Sc zlepšuje svařitelnost. [18] [31]

Tyto charakteristiky určují slitiny Al-Mg-Sc jako vhodné pro práškovou AM, konkrétně SLM. Jedná se zejména o tzv. Scalmalloy, což je slitina Al-Mg-Sc-Zr v práškové formě. Zde práce [31] dokládá, že za použití technologie SLM může tento materiál dosahovat

vyšších statických mechanických vlastností (uvádí  $R_m > 400$  MPa,  $R_{p0,2} > 277$  MPa) než nejběžněji používaný materiál AlSi10Mg z řady Al-Si. [18] [31]

## Slitiny Al-Si

Slitiny na bázi Al-Si jsou v současné době nejvíce využívanými slitinami hliníku pro AM a to zejména, ale nejen, pro metodu SLM. Zde vynikají jejich výše zmíněné technologické vlastnosti, a to zvýšená tekutost a nízké smrštění po ztuhnutí, což zapříčiňuje méně vnitřních pnutí a menší riziko prasklin při chladnutí dílu. Díky vyšší tekutosti a postupnému tuhnutí a tvoření součástí vyrobených AM může docházet i k zpětnému vyplnění prasklin vzniklých při samotném tisku. [7] [10] [18]

Konkrétní slitiny, kterým se z této kategorie dostává největšího uplatnění, jsou ty se strukturou blízkou eutektickému složení používané pro odlitky. Jedná se hlavně o AlSi7Mg, AlSi10Mg a AlSi12 a jim podobné slitiny [10]. AlSi10Mg je předmětem této práce a bude jí věnována samostatná kapitola. Tyto slitiny jsou také jediné Al materiály běžně dostupné v práškové formě pro 3D tisk. Podeutektické slitiny Al-Si jsou v současné době zkoumány méně, jedná se především o AlSi7Mg<sub>0,3</sub> a AlSi7Mg<sub>0,5</sub>. Jejich využití je značně limitováno, ale jejich mechanické vlastnosti jsou po 3D tisku poměrně uspokojivé. Například slitina AlSi7Mg<sub>0,3</sub> dosahuje as built neboli bez jakéhokoli TZ hodnot  $R_m = 400$  MPa,  $R_{p0,2} = 200$  MPa. [7] [10] [18] [32] [33]

Tab.4 – porovnání vlastností po 3D tisku oproti odlitkům bez TZ [18] [34] [35] [36] [37]

Slitina	Mez pevnosti		Mez kluzu		Tažnost	
	$R_m$ [MPa]		$R_{p0,2}$ [MPa]		A [%]	
	3D tisk	Slévání	3D tisk	Slévání	3D tisk	Slévání
<b>AlSi7Mg</b>	369[31]	170 [34]	210[13]	95 [34]	9[31]	2,4 [34]
<b>AlSi10Mg</b>	370 [36]	180 [34]	250 [36]	97 [34]	4,5 [36]	2,5 [34]
<b>AlSi12</b>	~420[13]	270 [34]	~260[13]	150 [34]	~3,6[13]	1,1 [34]

V Tab.4 se nachází porovnání mechanických vlastností tří nejpoužívanějších slitin ze skupiny Al-Si, a to 3D tištěných a odlitých vzorků. Je nutno podotknout, že hodnoty jsou pro oba druhy vzorků bez tepelného zpracování, důvodem je stále neověřená

vhodná metodika TZ pro 3D tištěné vzorky. Odlité vzorky běžně díky TZ dosahují vyšších pevnostních vlastností než po odlití bez TZ. Opak je pravdou pro 3D tištěné, které naopak po TZ dosahují nižších vlastností. Pevnostní vlastnosti 3D tištěných vzorků jsou však as built stále vyšší než u odlitků po TZ jak dokládá *Tab.3* výše. K rešeršní *Tab.4* je nutno podotknout, že v člancích často nejsou uváděny klíčové údaje jako například mez kluzu 3D tištěného AlSi7Mg, což by se autorům článků dalo vytknout a tím pádem jsou rešeršní údaje často hůře dohledatelné. V tomto případě bylo nutno dohledat mez kluzu z jiného zdroje.

### 3. Slitina AlSi10Mg

Diplomová práce se zabývá právě slitinou AlSi10Mg, a to konkrétně jejím použitím jako materiál pro 3D tisk. Tato kapitola má za cíl probrat vlastnosti této slitiny, a to především ve spojitosti s 3D tiskem, konkrétně metodou SLM, která byla použita pro výrobu vzorků pro experimentální část.

#### 3.1 Vlastnosti a složení

AlSi10Mg se řadí do skupiny siluminů neboli slitin hliníku s křemíkem. Tato skupina jako celek byla probrána v předešlých kapitolách práce. Ve stručnosti se, jak již bylo uvedeno, jedná o skupinu v konvenční technologii vhodnou pro slévání. Siluminy se vyznačují dobrou zabíhavostí, malým smrštěním a praskavostí. Díky přísadě hořčíku je tato slitina vhodná pro vytvrzování, protože umožňuje precipitaci částic  $Mg_2Si$ , což výrazně zpevní matici bez oslabení ostatních mechanických vlastností. [38] V rámci 3D tisku se jedná o nejpoužívanější hliníkovou slitinu. Bylo dokázáno, že metodou SLM, potažmo obecně 3D tiskem, lze poměrně snadno dosáhnout vyšších mechanických vlastností než u odlitků ze stejné slitiny. Tento fakt dokládá rešeršní *Tab.4* v předchozí kapitole. [25] [38] [39]

Slitinu lze v praxi najít pod více názvy, jedním z nich je značení dle evropské normy EN 1706 a sice EN AC – 4300, kde číslo 4 odkazuje na hlavní leguru křemíku a číslo 3 označuje skupinu slitin. Nejběžnější označení je však v současnosti AlSi10Mg, které ve svém názvu obsahuje hlavní legující prvky, a sice křemík a hořčík. Číslo 10 určuje minimální procentuální zastoupení prvku zapsaného před číslem, tedy v tomto případě křemíku. Chemické složení slitiny je zaznamenáno v *Tab.5*. [38] [39]



Tab.5 – směrné chemické složení slitiny AlSi10Mg [40]

Cu [%]	Mg [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Ni [%]	Zn [%]	Pb [%]	Sn [%]	Ti [%]	Al [%]
max	0,2	9	max	max	max	max	max	max	max	zbytek
0,05	0,45	11	0,55	0,45	0,05	0,1	0,15	0,05	0,05	

AlSi10Mg má, jak již bylo řečeno, vynikající slévárenské vlastnosti, proto se jako odlitky vyrábí součástí s tenkými stěnami a složitou geometrií. Tyto odlitky poté disponují dobrými mechanickými vlastnostmi ( $R_{p0,2} = 220$  MPa,  $R_m = 260$  MPa,  $A = 1$  % a tvrdost 90 HBS, viz Tab.3 [25]). Jsou tak vhodné pro aplikace, kde je zapotřebí nižší hmotnost vlastní všem hliníkovým slitinám, a navíc musí odolávat zvýšenému zatížení. Typickým příkladem je odlitek těla kompresoru do automobilu prezentován na Obr.14. [25] [41]



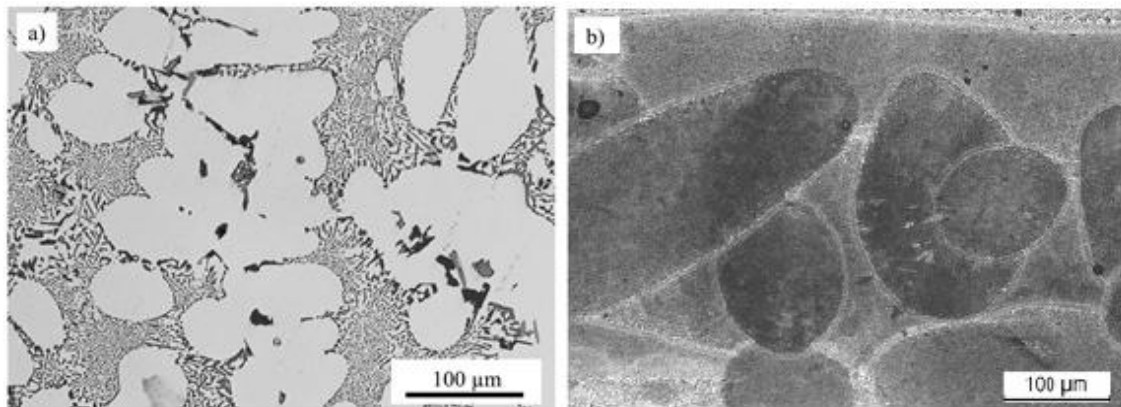
Obr.14 – odlitek ze slitiny AlSi10Mg [41]

AlSi10Mg nachází v konvenční technologii uplatnění, jak už bylo zmíněno, především v aplikacích, kde je zapotřebí především nízká hmotnost dílu. K tomu je nutná i dostatečná pevnost, kterou tato slitina často disponuje. Co se týče AM technologií, není tomu jinak. Jedná se o materiál obvykle používaný v automobilovém či leteckém průmyslu, ale i například jako materiál potrubí. Typickým (a zároveň jedním z prvních) využití AM tímto způsobem je rapid prototyping. Po návrhu dílu se na 3D tiskárně vytiskne prototyp a jeho skutečné rozměry jsou dále hodnoceny před uvedením do výroby například jako odlitek. Kapitola 1.4 uvádí stručné seznámení s trendy nahrazování konvenční technologie AM. Důležitým poznatkem je, že obecně vždy platil výrok: s rostoucí komplexností součásti roste i její cena. U 3D tisku toto do určité míry neplatí. Díky tomu lze komplexní soustavy součástí někdy nahradit pouze jednou

vytvořenou 3D tiskem, což redukuje cenu, čas, materiál, hmotnost dílu i složitost výroby. Například společnost GE uvádí, že do motoru ATP bylo zařazeno 12 dílů vytvořených 3D tiskem. Těchto 12 dílů nahradilo 855 dílů vyrobených konvenční technologií [42]. [7] [25] [41] [43]

### 3.2 Tepelné zpracování

V konvenční technologii (především odlitky) se pro AlSi10Mg běžně používá tepelné zpracování označované jako T6. Jedná se o rozpouštěcí žhání při teplotách okolo 530 °C, po kterém následuje stárnutí při teplotách v rozmezí 150-180 °C, což vede k již dříve zmíněné precipitaci Mg<sub>2</sub>Si, způsobující zpevnění matrice. U 3D tištěných součástí se však ukázalo, že tento způsob tepelného zpracování naopak snižuje pevnostní vlastnosti ( $R_m$  a  $R_{p0,2}$ ) a zvyšuje tažnost (jak dokládá několik výzkumných článků například [4] a [44]). Jedná se tedy o stejný materiál, ale struktura po 3D tisku je dle očekávání velmi odlišná od odlité (jak dokládá *Obr.15*). [18] [38] [44] [4]



*Obr.15 – porovnání mikrostruktury slitiny AlSi10Mg gravitačně lité (a) a 3D tištěné metodou SLM (b) – obě struktury jsou bez TZ a zobrazeny v příčném řezu [45] [46]*

Z obrázku je vidět, že struktura slitiny AlSi10Mg po těchto dvou výrobních technologiích je skutečně výrazně odlišná. Na obrázku (a) je vidět typická dendritická struktura hliníkové matrice obklopená eutektikem, kde v objemu lze zaznamenat i několik intermetalických fází. Oproti tomu na obrázku (b) je vidět obloučková či bazénová struktura, která souvisí s opakovaným tuhnutím a tavením postupně přidávaných vrstev. V rámci těchto bazénových útvarů nelze přesně identifikovat konkrétní fáze. Tento poznatek o značné odlišnosti jednoznačně ukazuje, že nelze

očekávat stejný efekt T6 tepelného zpracování, jako je tomu u odlitků, protože se jedná o naprosto jinou strukturu a toto TZ ji tedy ovlivní jinak, jak už bylo uvedeno v předchozím odstavci.

Obecně je T6 spojeno i se zvýšením tvrdosti. V případě 3D tisku (konkrétně SLM) ale naopak dochází ke snížení tvrdosti, jak dokládá práce [4]. Je tedy na místě uvažovat pro dané aplikace, zda je použití TZ vhodné či ne. [4] [47]

V neposlední řadě je třeba vzít v úvahu i efekt tohoto konvenčního T6 tepelného zpracování na únavové vlastnosti SLM tištěné slitiny AlSi10Mg. Práce [18] uvádí, že po T6 došlo u slitiny ke zvýšení tažnosti a díky jemné struktuře vykazuje vyšší únavové vlastnosti než tatáž slitina v odlitém stavu. Dále autoři [18] uvádí, že po T6 jsou, v tomto případě, únavové vlastnosti lepší ve stavu než as built. Je otázka, jak únavové vlastnosti 3D tištěné AlSi10Mg ovlivňují parametry jiného TZ než zmíněné T6. V dostupné odborné literatuře tato problematika dosud není dostatečně podrobně studována. [18] [47]

Obecně nejčastěji používaným tepelným zpracováním po 3D tisku je u většiny kovových materiálů, a tedy i AlSi10Mg, žíhání pro snížení vnitřního pnutí. Pomáhá odstranit nejen různá vnitřní napětí způsobena nerovnoměrným tepelným působením při skládání vrstev, ale zároveň napomáhá odstranění plynu usazenému v objemu součásti. Vnitřnímu pnutí lze také zamezovat předehřevem palety v 3D tiskárně. Práce [18] a [48] uvádí, že při předehřevu palety na 150 °C, pro technologii SLM a materiál AlSi10Mg, lze vnitřní pnutí vedoucí k deformaci součásti značně omezit a při předehřevu na 250 °C nebyla dle výsledků práce [48] pozorovatelná žádná deformace způsobená vnitřním pnutím. Je však nutno podotknout, že takovýto předehřev má vliv i na mechanické vlastnosti a v tomto případě se jednalo o snížení mikrotvrdosti. [14] [18] [48]

Za tepelné zpracování lze také považovat takzvaný HIP (hot isostatic pressing). Podstata této metody je popsána v kapitole 1.3. Běžně se používá pro výroby práškové metalurgie k odstranění pórů, ale také je za stejným účelem používán pro AM výroby. Studie [49] dokládá odstranění pórů použitím HIP právě u slitiny AlSi10Mg. [13] [49]

### 3.3 Mechanické vlastnosti AlSi10Mg po 3D tisku

Následující kapitola má za cíl vytvořit srovnání mechanických vlastností 3D tištěné slitiny AlSi10Mg (SLM) před a po různých tepelných zpracováních, či bez nich (s vlivem použitých výrobních parametrů). Srovnání těchto vlastností získaných řešerší je v *Tab. 6*. V tabulce nebyl zahrnut modul pružnosti, protože z řešerše vyplynulo, že TZ na tuto hodnotu nemá výrazný vliv. Dále za hodnotou meze pevnosti může být uveden směr tisku V = vertikální, H = horizontální.

Z řešeršní tabulky je patrný obecný vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti. Ve většině případů se po TZ mez kluzu i mez pevnosti sníží.

Tab. 6 – mechanické vlastnosti 3D tištěné slitiny AlSi10Mg, vliv TZ a parametrů tisku

Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Tloušťka vrstvy [μm]	Tepelné zpracování	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	A [%]	Tvrdost	Zdroj
200	1400	-	As built	391(H) 396 (V)	-	5,55 3,47	127 HV	[38]
200	570	25	As built	333	268	1,4	-	[47]
200	570	25	520 °C, 1 h 160 °C, 6 h	292	239	3,9	-	[47]
200	~ 1025	30	As built	~316	~231	1,1	-	[50]
175	1025	30	As built	375 (H) 275 (V)	260 220	3,9 1,5	-	[49]
175	1025	30	HIP*	145 (H) 140 (V)	95 120	22,5 18	-	[49]
175	1025	30	T6**	310 (H) 250 (V)	270 215	2,5 1	-	[49]
175	1025	30	HIP* + T6**	325 (H) 240 (V)	280 225	4,5 1	-	[49]
370	1300	30	As built	409 (H) 410 (V)	241 224	10,5 6,8	124 HV 127 HV	[51]
350	1150	50	Paleta na 150 °C	413	287	5,5	134 HV	[52]
350	1150	50	Paleta na 150 °C + TZ 320 °C, 2 h	234	142	13,4	76 HV	[52]
250	500	50	As built	330	-	-	-	[44]
250	500	50	Paleta na 300 °C	270	-	-	-	[44]
400	1000	60	300 °C/2 h	288	184	7,2	-	[53]
400	1000	30	300 °C/2 h	312	207	13,1	-	[54]

\*HIP teplota 530 °C, tlak 100 MPa, čas 2 h, rychlost ohřevu/ochlazení 5 °C/min

\*\*520 °C na 5 h, chlazeno do vody. Stárnutí 160 °C na 12 h, chlazeno na vzduchu

Jediná nalezená výjimka výše uvedeného pravidla o pevnostních vlastnostech po TZ je v práci [49], kde bylo aplikací HIP + T6 TZ dosaženo mírně vyšší meze kluzu. Opačnou závislost samozřejmě vykazuje tažnost, kde tepelné zpracování tažnost dle očekávání zvýšilo, v případě použití pouze HIP opět v práci [49] bylo zvýšení tažnosti velice výrazné, na druhou stranu bylo snížení pevností rovněž pochopitelně velice prudké.

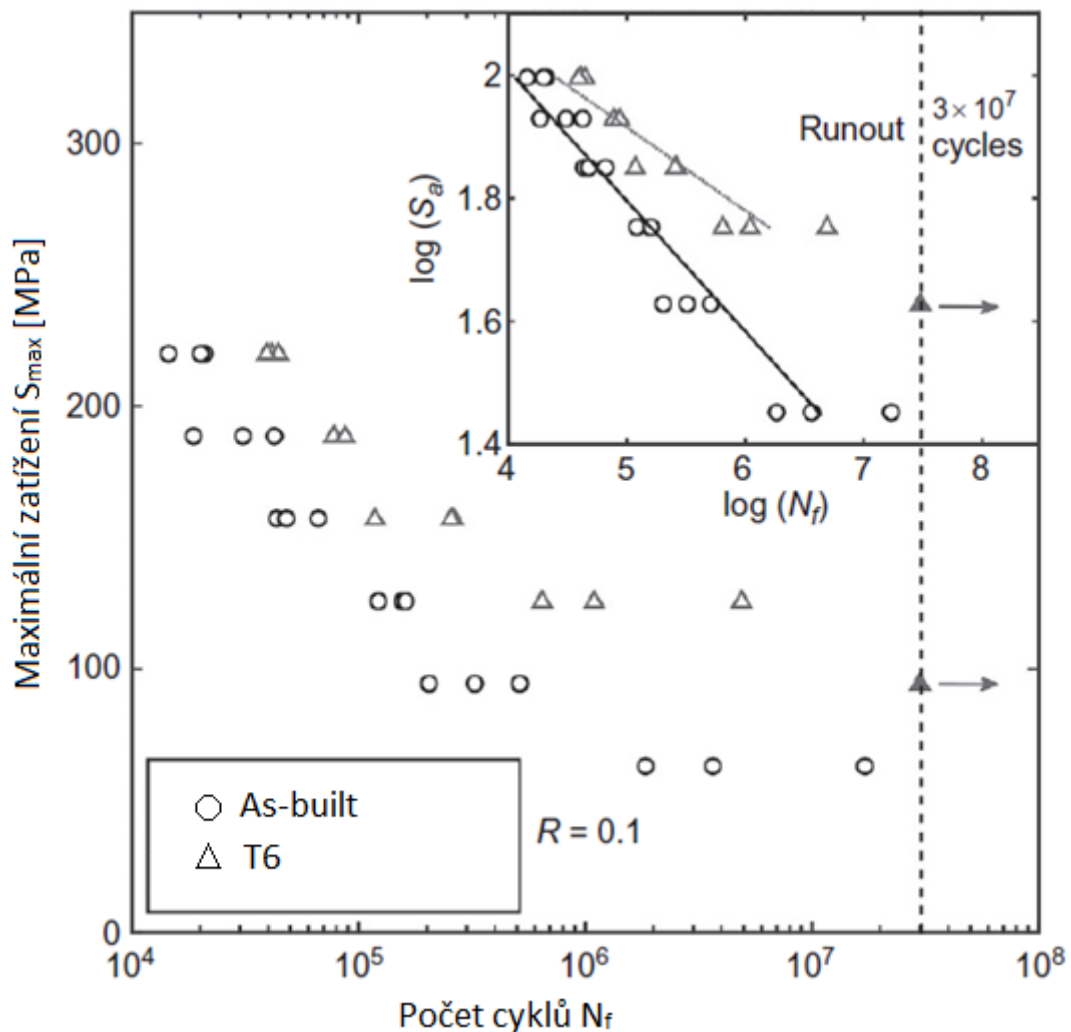
Co se týče parametrů tisku, je zde do určité míry potvrzena zvyšující se pevnost v závislosti na výkonu laseru (jak bylo uvedeno v kapitole 1.2). Ve většině případů je pevnost horizontálně tištěných vzorků vyšší, nicméně v některých člácích je vertikálně tištěný vzorek srovnatelný. Nikdy však nemá pevnost významně vyšší, což dále potvrzuje výroky z kapitoly 1.2.

Dále [13] a [4] mluví opět o snížení tvrdosti v souvislosti s TZ, zejména při použití běžného T6.

### **3.4 Únavové chování AlSi10Mg po 3D tisku**

Podobně jako předchozí kapitola si tato klade za cíl popsat vlastnosti slitiny AlSi10Mg v závislosti na parametrech tisku a TZ, v tomto případě se zaměřením na únavové chování. Zde budou poznatky spíše shrnuty do konkrétních pozorovaných pravidel.

V kapitole 3.2 o tepelném zpracování bylo již nastíněno, že na rozdíl od pevnosti je únavové chování pozitivně ovlivněno T6. SLM tištěné vzorky AlSi10Mg po T6 vykazují zvýšenou tažnost, což vede ke zlepšení únavového chování a odolnosti proti šíření trhliny. Uvedené zlepšení únavového chování je prezentováno na *Obr.16*. [13] [47]



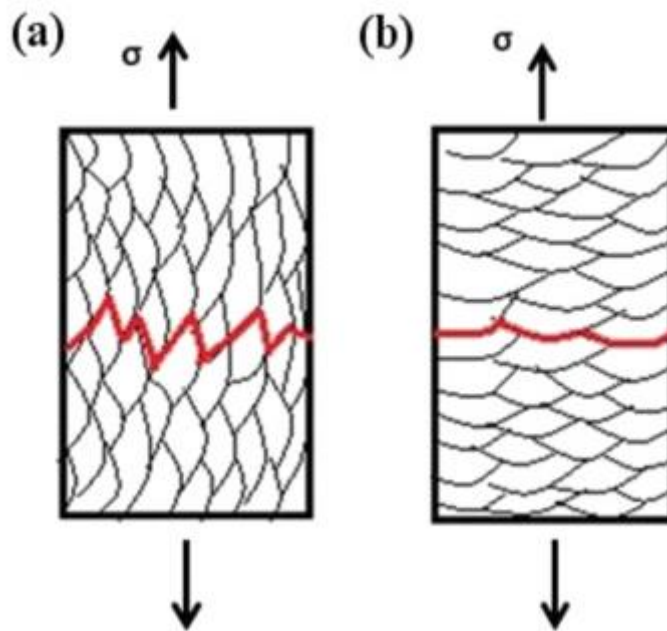
Obr.16 – únavové vlastnosti SLM AlSi10Mg as built (kruh) a po T6 tepelném zpracování (trojúhelník), přeloženo [13]

Na obrázku je vidět jednoznačné zlepšení únavových vlastností, které dovolí materiálu širší využití v praxi. Po T6 tedy nastává zvýšení jak meze únavy, tak i počtu cyklů nutných k porušení součásti za nízkocyklové únavy.

V návaznosti na uvedené poznatky bylo dále zkoumáno, kde v rámci materiálu dochází k iniciaci trhliny. Ve studii [55] bylo zjištěno, že k iniciaci většinou dochází na oxidech vyloučených v objemu materiálu. Studie udává, že velikost těchto oxidických vměstků se může pohybovat v průměru jednoho mikronu i více. Tyto vměstky vznikají pravděpodobně v důsledku oxidace odpařovaných částic kovu při tavení metodou SLM. Dalším méně významným iniciátorem trhlin byly podle autorů práce dutiny a póry. Z toho tedy vyplývá, že pro optimalizaci únavových vlastností je vhodné minimalizovat

porozitu a výše uvedené oxidické vměstky volbou dostatečné ochranné atmosféry a vhodných parametrů tisku, případně post-processingu. [55]

Podobného výsledku dosahuje práce [56], zde je však nutno podotknout, že se jedná o materiál AlSi12 nikoli AlSi10Mg, nicméně podobnost materiálů dovoluje určité porovnání. Znovu se zde odkazuje na částice způsobující iniciaci trhliny. V tomto případě Si, nikoli oxidy. Důležitým poznatkem je také dráha šíření trhliny, která podle autorů práce [56] vykazuje jakési klikatění, což je v praxi způsobeno unikátní obloučkovou či bazénovou strukturou charakteristickou pro 3D tištěné hliníkové slitiny (ukázka této struktury je na *Obr.15* v kapitole 3.2.). Toto klikatění je znázorněno na *Obr.17*, kde je schematicky zakreslená zmíněná struktura a směr šíření trhliny. Tento jev dle výsledků práce vedl ke zlepšení únavového chování. [56]



*Obr.17 – schematické znázornění šíření trhliny v 3D tištěné struktuře v závislosti na směru působení napětí [56]*

Z obrázku navíc vyplývá, že při návrhu cyklicky zatěžovaných součástí je třeba brát v potaz i směr tisku v závislosti na směru zatěžování, jako je tomu do určité míry u pevnostních vlastností. Na obrázku (a) je postup trhliny značně znesnadněn skladem vrstev, kdežto na obrázku (b) je tomu tak méně.



# Experimentální část

## 1. Materiál

Experimentálním materiálem je slitina AlSi10Mg vyrobená 3D tiskem metodou SLM na tiskárně Concept Laser M2 (na fakultě strojní ČVUT, ústavu technologie obrábění, projektování a metrologie). Vstupní prášek byl vyroben společností Concept Laser a má označení CL 31AL, dodavatelem udávané chemické složení je v *Tab.7*. [57]

*Tab.7 – směrné chemické složení prášku v hmotnostních procentech (AlSi10Mg) [57]*

Cu [%]	Mg [%]	Si [%]	Fe [%]	Mn [%]	Ni [%]	Zn [%]	Pb [%]	Sn [%]	Ti [%]	C [%]	Al [%]
max	0,2	9	max	max	max	max	max	max	max	max	zbytek
	-	-									
0,1	0,45	11	0,55	0,45	0,05	0,1	0,05	0,05	0,15	0,05	

Výrobce v materiálovém listu [57] garantuje velikostní rozdělení částic: 99,9 % do 45  $\mu\text{m}$ , 89,1 % do 38  $\mu\text{m}$ .

Pro potřeby práce byl prášek podroben analýze SEM, a to jak ve výchozím stavu před tiskem, tak filtrovaný po tisku stavby. Výsledky jsou uvedeny dále.

Byly vyrobeny vzorky pro zkoušku tahem (krátká zkušební tyč) dle normy ČSN EN ISO 6892-1, jejich rozdělení je popsáno dále. Součástí stavby byly i vzorky sloužící pro jiný projekt.

Jak již bylo uvedeno, vzorky byly tištěny metodou SLM v ose Z. V kapitole 1.2 na *Obr.8* je tento směr označován jako vertikální. Parametry tisku jsou uvedeny v *Tab.8*. Tisk byl proveden v atmosféře inertního dusíku.

Tab.8 – parametry tisku pro použité AlSi10Mg SLM vzorky

	Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Tloušťka vrstvy [μm]	Spot size* [μm]
<b>Povrch (skin)</b>	200	800	25	140
<b>Objem (Core)</b>	370	1400	50	190
<b>Podpory</b>	200	1600	50	50

\*průměr zaostřeného laserového paprsku

Po výrobě byly vzorky podrobeny různým režimům žíhání ke snížení pnutí. Všech 25 vzorků na zkoušku tahem bylo rozděleno do pěti skupin po pěti kusech podle použitého TZ. Značení a tepelné zpracování jednotlivých skupin vzorků uvádí Tab.9.

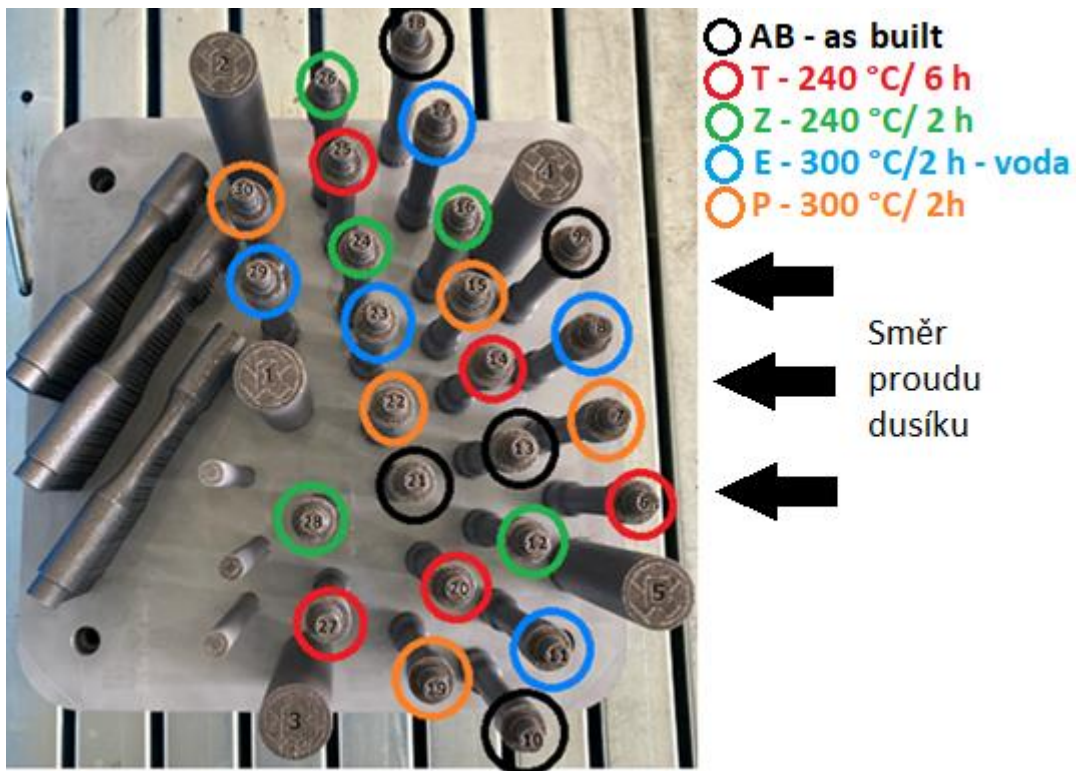
Tab.9 – soupis TZ použitých při experimentu pro slitinu AlSi10Mg

Označení	Popis TZ
<b>AB (as built)</b>	bez tepelného zpracování
<b>T</b>	ohřev na 240 °C za 1 hodinu, výdrž 6 hodin, chlazení v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě
<b>Z</b>	ohřev na 240 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny, chlazení v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě
<b>E</b>	ohřev na 300 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny na teplotě, chlazení ve vodě
<b>P</b>	ohřev na 300 °C za 1 hodinu, výdrž 2 hodiny, chlazení v peci na 100 °C, dále při pokojové teplotě

Režim v DP označený jako **T** je standartní tepelné zpracování prováděné firmou Misan pro slitinu AlSi10Mg vyrobenou metodou SLM [58]. Režim **Z** vychází z doporučeného zpracování **T** a jeho cílem je zjistit, zda je nutné použít dlouhou výdrž 6 hodin. Nabízí se otázka, zda by pro efektivitu výroby nebyla kratší výdrž dostačující (v souvislosti s výslednými vlastnostmi výrobku). Režim v práci označený jako **E** je způsob žíhání

ke snížení pnutí, který je jedním z opakovaně používaných v odborných člancích zabývajících se touto problematikou [53] [54]. Režim označený jako **P** je modifikací parametrů režimu **E**. Na rozdíl od něj bylo provedeno pomalejší ochlazování z teploty žíhání.

Je nutno podotknout, že při tisku do určité míry záleží na pozici vzorku v komoře, která má vliv na jeho čistotu. Důvodem je, že případné nečistoty jsou unášeny proudem dusíku a na některých vzorcích tedy v závislosti na pozici ulpívají více. Dráha tohoto plynu v rámci tiskové komory je zobrazena na *Obr.18* šipkami [59]. Proto byly pro každý režim TZ voleny vzorky z různých pozic na paletě pro zajištění rovnoměrnosti výsledků. Při samotném tisku byla snaha tuto proměnnou co nejvíce eliminovat, proto byly vzorky umístěny v rámci stavby blízko u sebe. Na *Obr.18* je vidět barevné označení vzorků podle sady, do které patří.



*Obr.18 – fotografie stavby po tisku AlSi10Mg, vzorky použity pro tuto DP označeny kroužkem a barevně rozděleny dle zvoleného režimu žíhání, vyznačen směr proudění inertní atmosféry*

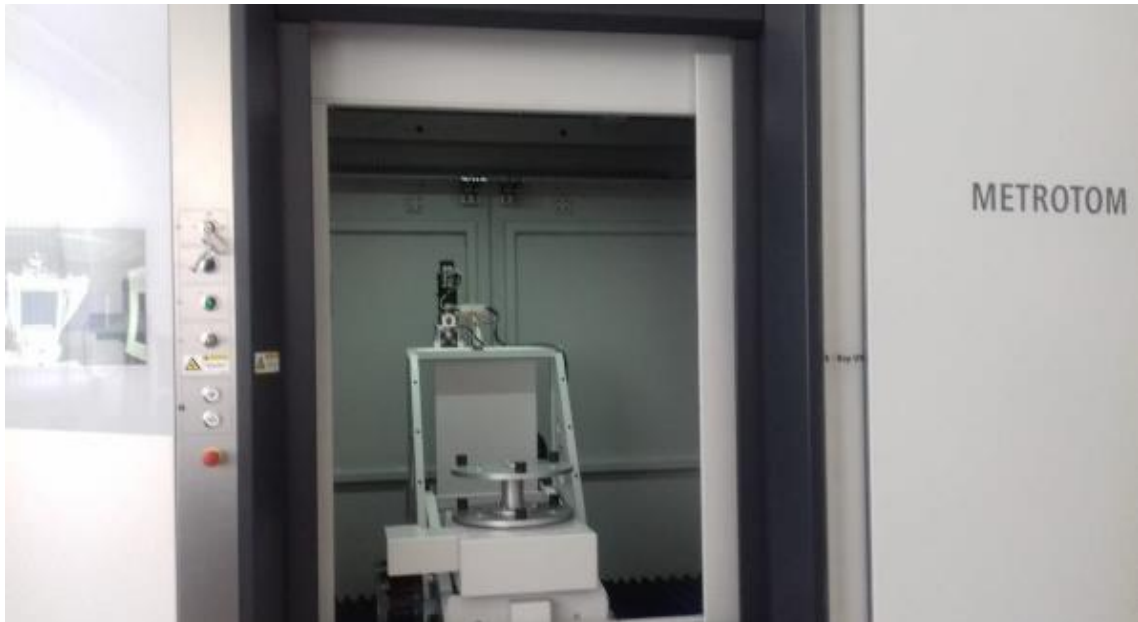
Vzorky pro zkoušku tahem byly po žíhání obroběny na soustruhu Slovtos S 280 CNC (na fakultě strojní ČVUT, ústavu technologie obrábění, projektování a metrologie) do rozměrů krátké zkušební tyče dle ČSN EN ISO 6892-1 (průměr 8 mm a délka 40 mm). Použitý soustruh je na *Obr.19*.



*Obr.19. – soustruh Slovtos S 280 CNC*

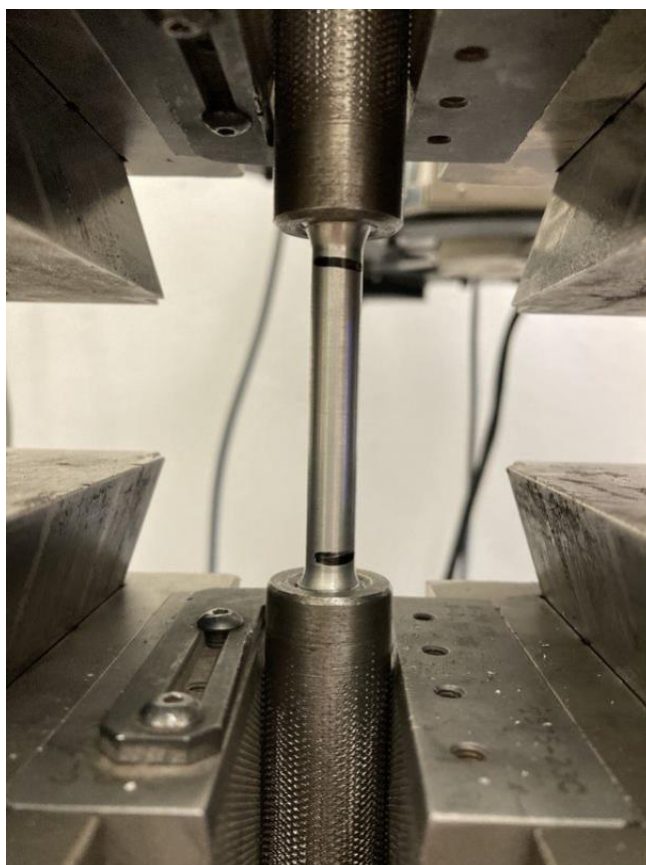
## 2. Popis experimentu

Nejprve byla na obrobených vzorcích provedena analýza CT neboli Computer Tomography. Tato analýza je založena na použití RTG záření. Výstupem CT je vyhodnocení vnitřní stavby vzorku. Analýza byla provedena v laboratoři Fakulty strojní Českého vysokého učení technického v Praze v Dejvicích na stroji Zeiss Metrotom na *Obr. 20*.



*Obr. 20 – zařízení pro analýzu CT Zeiss Metrotom 1500*

Na všech vzorcích byla provedena zkouška tahem dle normy ČSN EN ISO 6892-1 na univerzálním trhacím stroji INSTRON 5582 s maximální zátěžnou silou 100 kN a použitou rychlostí přičníku 5 mm/min. Vzorky byly upnuty do čelistí stroje, jak je vidět na *Obr.21*.



*Obr. 21 – příklad upnutí vzorku při zkoušce tahem*

Ze zkoušky tahem byly zjištěny hodnoty  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  a  $A$  pomocí softwaru integrovaného v trhacím stroji INSTRON 5582. Uvedené charakteristiky byly zjištěny pro všech 25 vzorků. Pro každý režim TZ byla stanovena jejich průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

Na lomových plochách vzorků po zkoušce tahem byla provedena fraktografická analýza pomocí světelné (Olympus DSX-100) a elektronové mikroskopie (JEOL JSM-7600F).

Po vyhodnocení zkoušky tahem byl z každé sady vybrán jeden vzorek, který vykazoval průměrné pevnostní vlastnosti. Na vybraných pěti vzorcích byla provedena metalografická analýza a měření tvrdosti. Ze vzorků byl pilou Leco MSX 255 M1 vyříznut příčným řezem segment pod lomovou plochou. Po zkoušce tahem se materiál v okolí lomové plochy nachází v oblasti deformačního zpevnění, proto lze očekávat nárůst tvrdosti, tato domněnka byla ověřena dále. Příčný řez byl zalisován do puku na lisu Leco MX400 ve vodivé lisovací hmotě Leco conductotherm 3000. Následovalo

broušení a leštění, při němž byla použita diamantová suspenze pro leštění Buehler metadi s monokrystalickými částicemi o průměru 3  $\mu\text{m}$ .

Vzorky byly poté leptány pomocí směsi DIX-Keller (1 % kyselina fluorovodíková, 2,5 % dusičná, 1,5 % chlorovodíková a 95 % destilovaná voda). Nejprve proběhlo rozsáhlejší leptání z důvodu nutnosti odstranění brusných částic z povrchu vzorku. Po něm následovalo znovu leštění. Důvod tohoto dodatečného kroku je dán zkušeností z práce [6]. Po dokončení opětovného leštění proběhlo pozorování struktury v nenaleptaném stavu při zvětšení 100x na mikroskopu Neophot 32. Snímky slouží k porovnání mikročistoty, nicméně vyhodnocení mikročistoty dle normy ČSN ISO 4967 v předložené práci hodnoceno nebylo.

Poté znovu proběhlo leptání, tentokrát pouze krátce (zhruba 2 sekundy), pro zviditelnění mikrostruktury a její následnou analýzu na mikroskopu Neophot 32.

Následovalo měření tvrdosti HV10 dle normy ČSN ISO 6507–4 na přístroji Struers Duramin-40 se zátěžnou dobou 10 s. Na každém vzorku bylo provedeno 5 vtisků, vypočtena průměrná hodnota a směrodatná odchylka.

Dále byla na vzorcích provedena metalografická analýza pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu JEOL JSM-7600F a následně i analýza chemického složení metodou EDS (energie disperzní spektroskopie) pomocí detektoru Oxford X-Max 50 mm<sup>2</sup>. Pro detailní fraktografickou analýzu na elektronovém mikroskopu JEOL JSM 7600F byl vybrán vzorek, který při zkoušce tahem vykazoval největší houževnatost.

Pro porovnání s výsledky práce [6] a ověření vlivu deformačního zpevnění na měřené hodnoty byla dále vyhodnocena tvrdost HV1 a HV10 na vzorcích odebraných ze závitové hlavy zkušební tyče. Zkušební puky byly připraveny stejným způsobem jako předchozí vzorky.



# Výsledky a jejich diskuse

Výsledky a jejich diskuse jsou uvedeny v pořadí v jakém byly vyhodnocovány.

## 1. Zkouška tahem a měření tvrdosti

Ze zkoušky tahem byly stanoveny pracovní diagramy závislosti zátěžné síly na absolutním prodloužení a získány materiálové charakteristiky  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  a  $A$ . Pracovní diagramy se nachází v příloze. Kompletní výsledky doplněné informací, kde došlo k přetržení vzorku jsou uvedeny v *Tab.10*.

*Tab.10 – vypočtené hodnoty ze zkoušky tahem pro 3D tištěnou slitinu AlSi10Mg připravené metodou SLM ve stavu as built a po různých režimech žíhání ke snížení pnutí*

	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	lom*		$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	lom*
AB10	423	285	9,2		-						
AB13	460	325	12,5		+						
AB18	363	307	8,5		-						
AB21	430	348	12,2		-						
∅	419	316	10,6	143							
SD	35	23	1,8	4							
	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	lom*		$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	lom*
Z12	417	335	9,5		+	T6	430	296	10,8		-
Z16	422	292	11,9		-	T14	404	305	12,3		+
Z24	411	346	10,3		-	T20	401	294	8,8		-
Z26	396	315	8,8		+	T25	397	296	9,0		-
Z28	387	319	9,1		-	T27	381	288	9,1		-
∅	407	321	9,9	118		∅	403	296	10	117	
SD	13	18	1,1	2		SD	16	5	1,4	3	
	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	lom*		$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV10	oblast lomu *
P7	299	254	18		-	E8	361	245	16		+
P15	296	232	15,1		-	E11	354	300	12,2		+
P19	299	265	17,2		-	E17	357	287	13,2		-
P22	298	265	16,7		-	E23	355	262	15,4		-
P30	294	247	16,8		-	E29	348	300	11,6		+
∅	297	253	16,7	91		∅	355	279	13,7	102	
SD	2	12	0,9	3		SD	4	22	1,7	3	

\*lom ve střední třetině: +; lom mimo střední třetinu: -



Z výsledků tahové zkoušky a měření tvrdosti zaznamenaných v *Tab.10*. lze vyčíst, že dle očekávání disponují as built vzorky nejvyšší pevností a tvrdostí. Na opačné straně je režim tepelného zpracování **P**, kde jsou pevnostní vlastnosti a tvrdost nejnižší. Tvrdosti vzorků odráží jejich pevnostní charakteristiky.

V rámci as built vzorků byla u **AB18** výrazně nižší pevnost (363 MPa), což vedlo k vysoké směrodatné odchylce. Důvod této odchylky je dále rozebírán v kapitole Fraktografie. Všechny ostatní vzorky sady **AB** se pohybují v rozmezí meze pevnosti od 423 do 460 MPa.

Sobě podobné režimy **T** a **Z** poskytují srovnatelné meze pevnosti. Mez kluzu vychází u delší výdrže (**T**) ve zkoumané sadě vzorků nižší. Tažnosti a tvrdosti jsou srovnatelné.

V porovnání s literární rešerší (*Tab.6.*) a výsledky práce [6] je možné konstatovat, že pevnostní charakteristiky ze zkoušky tahem zjištěné v předložené práci jsou v rámci směrodatné odchylky porovnatelné, pokud je při tisku použit výkon laseru 370 W.

Průměrné hodnoty ( $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  a  $A$ ) pro jednotlivé režimy tepelného zpracování jsou uvedeny v *Tab.10*. Na základě těchto výsledků byly vybrány vzorky reprezentující průměrné pevnostní charakteristiky (**AB21**, **E17**, **P7**, **T20** a **Z12**) a pouze na nich byla měřena tvrdost, jejíž průměrná hodnota je také uvedena v *Tab.10*. Hodnoty tvrdostí jsou v dobrém souladu s hodnotami pevností. Uvedené vzorky byly dále použity pro metalografickou analýzu, jejich pracovní diagramy jsou porovnány na *Obr.23*.

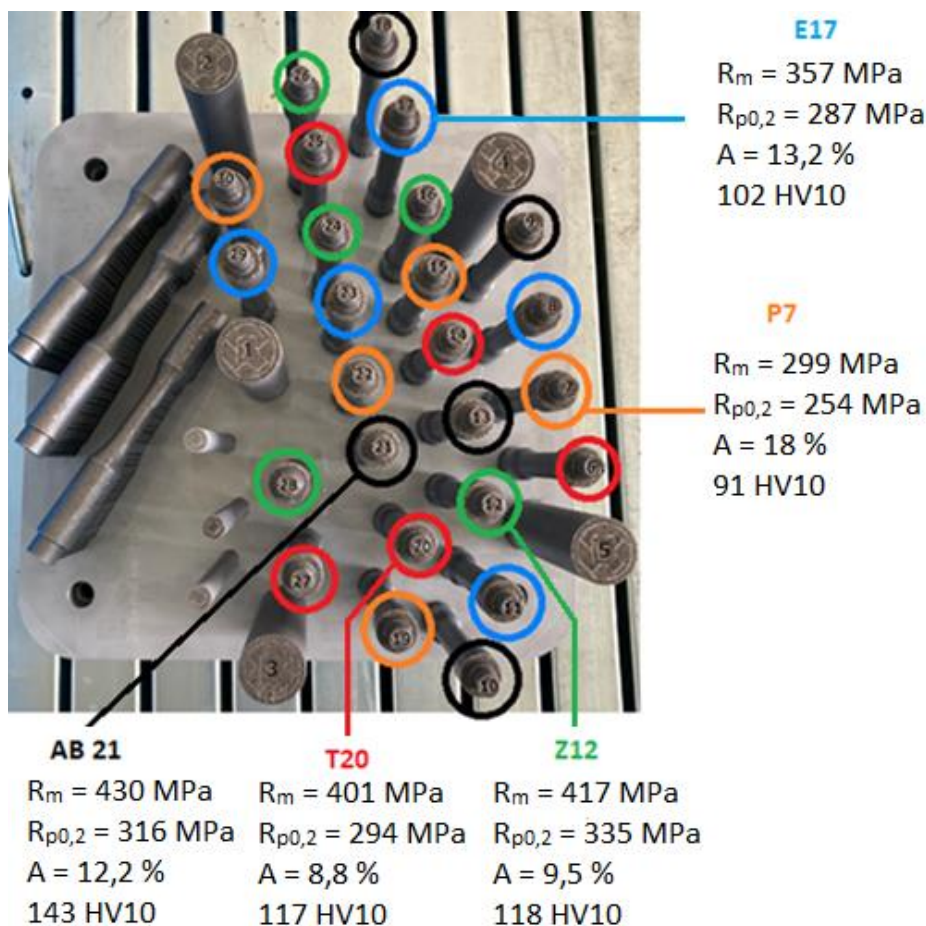
Ze sady **AB** byl pro zkoušku tahem vyřazen vzorek **AB9**, z důvodu selhání závitu vzorku, vedoucím k znemožnění provedení zkoušky.

V průběhu zkoušky tahem vyšlo najevo, že některé vzorky vykazují lom mimo střední třetinu [60]. Z toho vyplývá, že u těchto vzorků lze očekávat snížení mechanických vlastností z důvodu iniciace lomu na artefaktu ve struktuře. Na základě této zkušenosti bylo provedeno vyhodnocení místa lomu, kde došlo k přetržení vzorků (*Tab.10*).

V *Tab.10* je dále vidět, že u většiny vzorků došlo k lomu mimo střední třetinu. Norma [60] uvádí, že v takovém případě je nutno ověřit, zda tažnost měřených vzorků dosahuje či převyšuje předepsanou hodnotu. Pokud tomu tak není, měření není platné. Porovnáním výsledků měření z *Tab.10* s rešeršní *Tab.6* a s prací [6] lze dojít

k závěru, že tažnosti vzorků měřených v předložené DP dosahují srovnatelných, v některých případech vyšších hodnot tažnosti. Měření je tedy dále považováno za platné i přes lom mimo střední třetinu.

Vybrané vzorky (**AB21**, **E17**, **P7**, **T20** a **Z12**), jejich poloha na paletě, hodnoty získané ze zkoušky tahem a tvrdosti jsou na *Obr. 22*. Zdá se, že dosažené mechanické vlastnosti zřejmě nesouvisí s umístěním vzorku na paletě. Uvedenou skutečnost by však bylo vhodné v rámci dalších prací ještě ověřit.

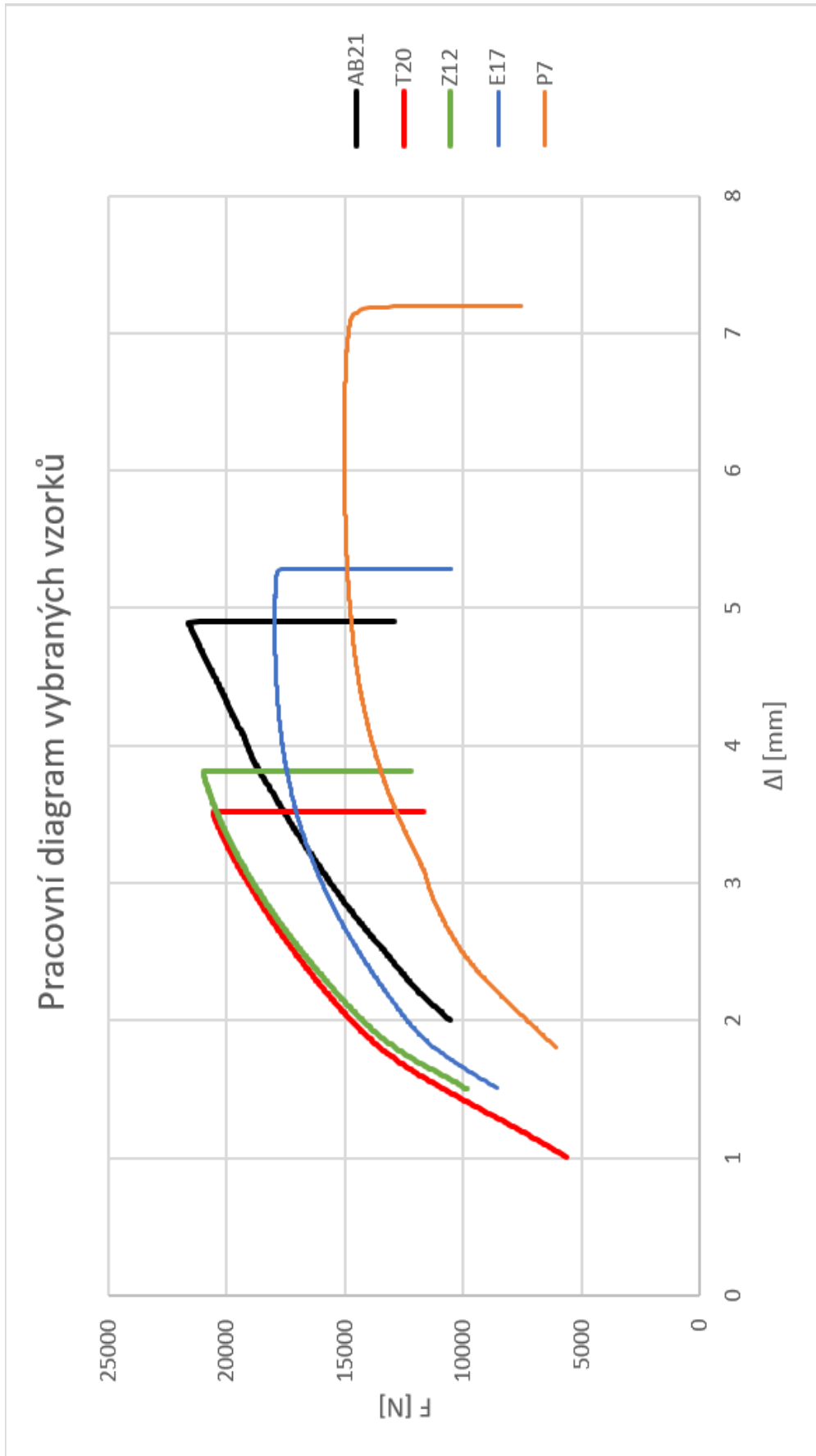


*Obr. 22 – fotografie stavby po tisku AlSi10Mg, vzorky použity pro tuto DP jsou označeny kroužkem a barevně rozděleny dle zvoleného režimu žíhání, u vybraných vzorků zaznačena hodnota  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ , A a HV10*

Obr.23 dokumentuje již uvedené skutečnosti, že as built (**AB**) vzorky vykazují nejvyšší pevnostní vlastnosti, což je v souladu s teorií (např. [4] a [44]) i výsledky práce [6]. Závislosti pro režimy **T** a **Z** mají téměř shodný průběh. Lze tedy usuzovat, že je možné zkrátit dobu výdrže na teplotě 240 °C na 1/3 (tedy 2 hodiny). Výsledek je v dobrém souladu s výsledky práce [6]. Tyto dva režimy zároveň dosahují nejvyšších pevnostních vlastností z aplikovaných režimů žíhání ke snížení pnutí. Při porovnání sady **E** a **P** je vidět, že zatímco po zpracování **E** je dosažena vyšší pevnost, při zpracování **P** je výrazně vyšší tažnost.

Obecně lze říci, že na charakteristiky ze zkoušky tahem má menší vliv výdrž na teplotě žíhání než teplota žíhání, pokud je porovnávána teplota 240 °C a 300 °C. Dále je ze závislostí pro vzorky **E17** a **P7** patrné, že po rychlém ochlazení do vody (**E17**) z teploty 300 °C, je slitina AlSi10Mg pevnější a méně tvárná než při pomalém ochlazení (chlazeno v peci na 100 °C a potom na vzduchu, **P7**). Při porovnání dosažených výsledků režimu **E** předložené práce s literaturou [53] [54] dosahují vzorky z DP vyšších pevnostních vlastností ( $R_m$  je o 67 MPa vyšší, respektive o 43 MPa vyšší) a srovnatelných tažností.

Při posouzení vlivu teploty žíhání ke snížení pnutí při teplotách 240 °C, nebo 300 °C je patrné, že zvýšení teploty žíhání o 60 °C způsobuje 27 % pokles pevnosti a 41 % nárůst tažnosti.



Obr.23 – vliv parametrů žíhání ke snížení prnutí na pracovní diagramy AlSi10Mg připravené 3D tiskem

Pro porovnání tvrdostí s prací [6] a předpokládaného vlivu deformačního zpevnění v oblasti pod lomovou plochou byla dodatečně měřena tvrdost HV1 a HV10 na vzorcích **AB21**, **Z12** a **P7** v příčném řezu v oblasti závitu. Tyto výsledky jsou zaznamenány v *Tab.11*.

*Tab.11. – tvrdosti vzorků v oblasti závitu ze slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem*

Vzorek	HV1 (oblast závitu)	HV10 (oblast závitu)	HV10 (zpevněná oblast)
<b>AB21</b>	125±3	125±2	143±4
<b>Z12</b>	116±2	114±2	118±2
<b>P7</b>	86±2	86±2	91±3

Z výsledků v *Tab.11* vyplývá, že hodnoty tvrdostí HV1 a HV10 se při odebrání vzorku ze stejné oblasti výrazně neliší.

Vzorky v oblasti lomové plochy vykazují deformační zpevnění a s tím související lokální zvýšení tvrdosti ve srovnání s hodnotami naměřenými v oblasti závitu (**AB** 13 %, **Z** 4 % a **P** 6 %). Jak je vidět, jeho efekt je dle očekávání menší u žíhaných vzorků. V rámci DP jsou hodnoty HV10 měřené v deformačně zpevněné oblasti dále diskutovány, pro porovnání vlivu režimu tepelného zpracování jsou vhodné. Nicméně z hlediska absolutních hodnot tvrdostí je průkaznější odebrat vzorek ze závitové hlavy.

Byl prokázán vliv sledovaných parametrů žíhání ke snížení pnutí na 3D tištěné slitině AlSi10Mg. Nicméně pro posouzení aplikačního potenciálu jednotlivých režimů žíhání by výsledky bylo následně nutné doplnit o zkoušky únavy.

## 2. Fraktografie

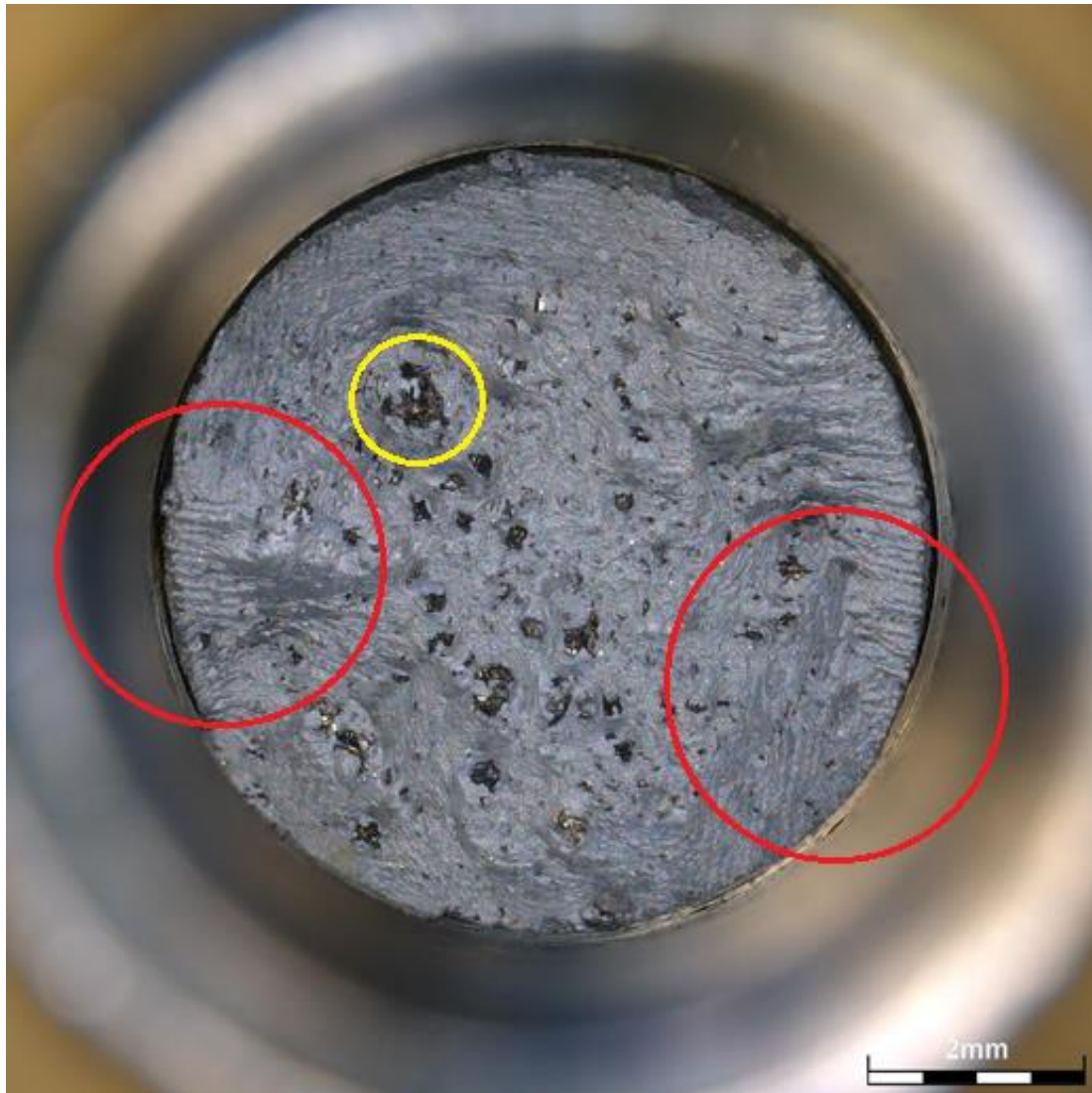
Fraktografie byla provedena s menší rozlišovací schopností pomocí světelné mikroskopie a pro vybraný vzorek **P7** pak pomocí řádkovací elektronové mikroskopie.

### 2.1 Světelná mikroskopie

Lomové plochy vykazují houževnatý lom, jsou nepravidelné a povrch je matný a hrubý, charakter lomu bude dále zkoumán v analýze SEM.

Na okrajích vzorků je vidět lom po vrstvách. Jedná se o vrstvy nanášené při výrobě. Je zde viditelná i řádková struktura specifická pro 3D tisk, opět nejlépe pozorovatelná a vyznačená červeně na *Obr.24*.

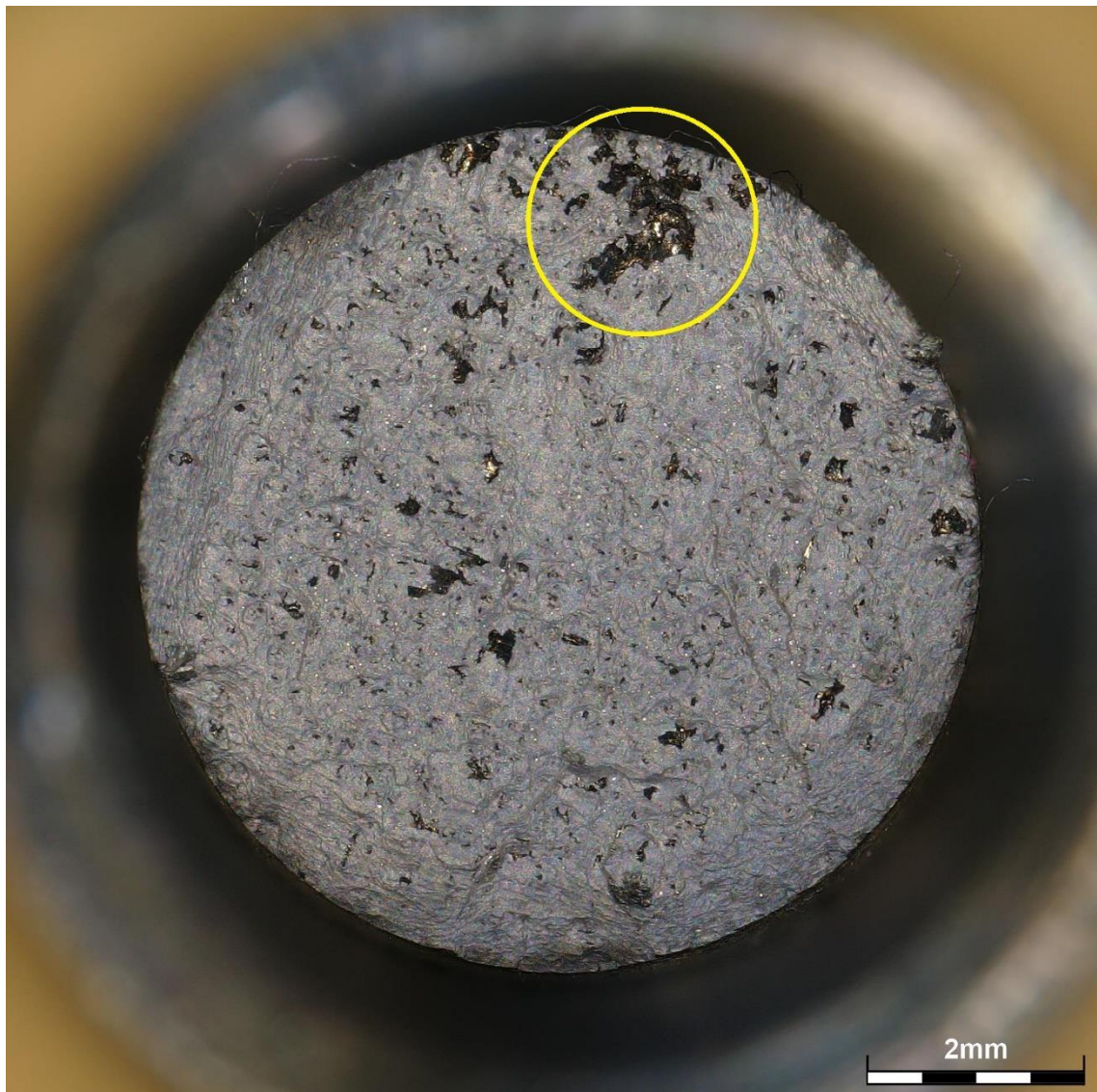
Dále je vidět vysoká koncentrace defektů. Ze snímku lze vyčíst, že lom skutečně postupoval okolo větších defektů a je možno konstatovat že směr a místo lomu tím byly výrazně ovlivněny. V tomto případě lze vidět defekt o velikosti přibližně 0,7 mm (vyznačen žlutě), a proto je možno předpokládat, že výskyt tohoto defektu způsobil při zkoušce tahem lom mimo střední třetinu. Je otázka, do jaké míry uvedené defekty ovlivňují hodnoty pevnostních a tvárných charakteristik. Odpověď na tuto otázku však přinesou až další zkoušky na vzorcích, které nebudou takové množství a velikost defektů obsahovat. Nicméně při porovnání jednotlivých výsledků v rámci DP lze předpokládat, že budou těmito defekty ovlivněny přibližně stejně. Zjištění, proč došlo ke vzniku zmíněných vad ve vzorcích, není předmětem této práce.



*Obr. 24. – AlSi10Mg 3D tisk, vzorek P30-fraktografie – vyznačena řádkovitá struktura lomu*

Množství defektů se lišilo, ale *Obr.24.* je dobrým ukazatelem jejich průměrného zastoupení. Porovnáním výsledků z tahové zkoušky a fraktografie vyšlo najevo, že rozměrné defekty mohou způsobit lom mimo střední třetinu. Přítomnost nadměrného defektu vedla i k nižším naměřeným pevnostním vlastnostem oproti ostatním vzorkům ze stejné sady. Toto tvrzení například platí pro vzorek **AB18**, o kterém bylo pojednáváno u *Tab.10*, kde jsou uvedeny výsledky zkoušky tahem. Lomová plocha s označením výše zmíněného defektu je na *Obr. 25* (defekt vyznačen žlutě). Lze předpokládat, že méně rozměrné defekty podobné anomálie v pevnostních vlastnostech ovlivňovaly méně. Nicméně tuto skutečnost by bylo nutno ověřit statistickým vyhodnocením na větším počtu vzorků, tato analýza je nad rámec DP.



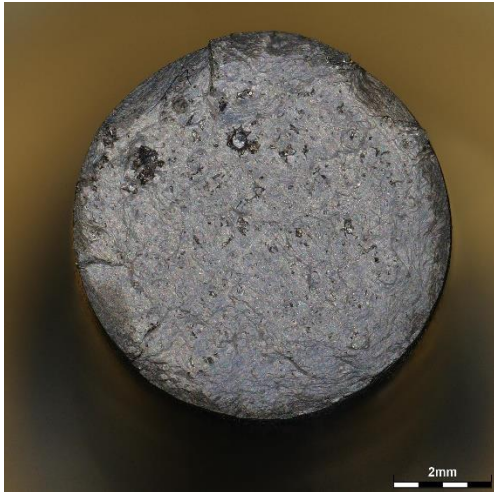


*Obr. 25. – AlSi10Mg 3D tisk, vzorek AB18-fraktografie, vyznačen nadměrný defekt*

Na *Obr. 26. a) – e)* jsou zobrazeny reprezentativní vzorky s průměrnými výsledky ze zkoušky tahem. Všechny lomové plochy vykazují houževnatý lom. Ze sady se pouze u vzorku **Z12** uskutečnil lom v prostřední třetině. Lze usuzovat, že je to způsobeno nejvyšším množstvím defektů viditelných na lomové ploše oproti ostatním vzorkům.

Při pozorování pomocí světelné mikroskopie se charakter lomových ploch v závislosti na použitém TZ výrazně nemění.

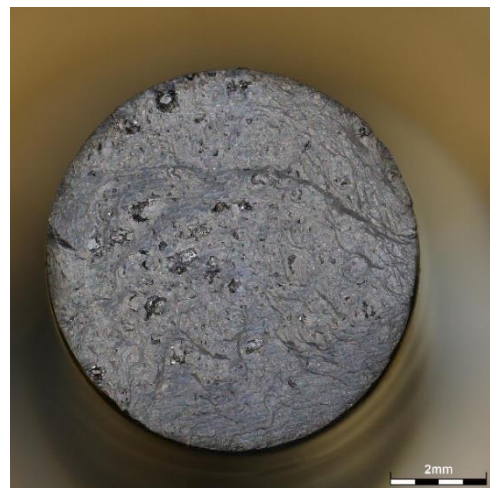




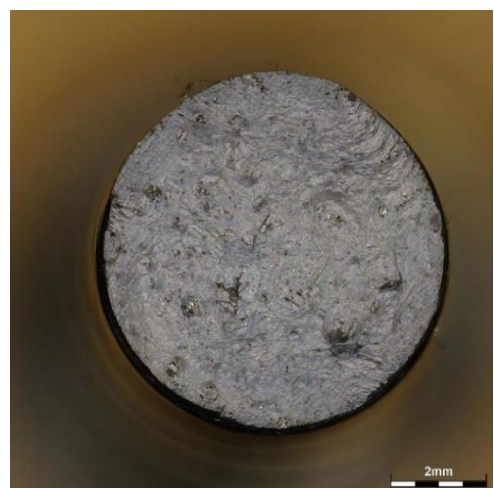
a) AB21-as built



b) Z12-240 °C/2 h



c) T20-240 °C/6 h



d) P7-300 °C/2 h

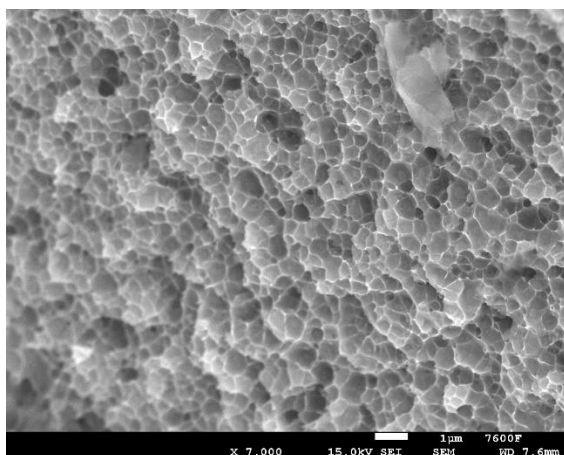


e) E17-300 °C/2 h / chlazení do vody

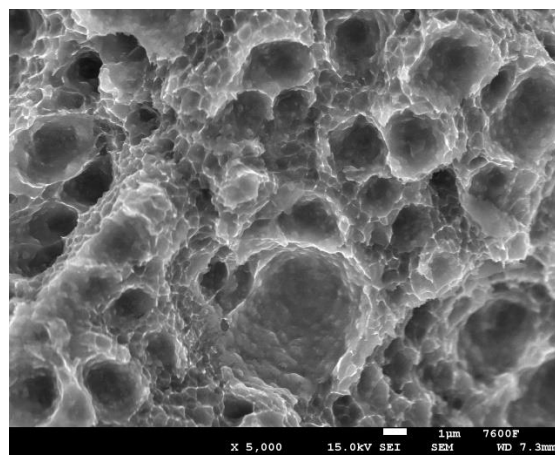
Obr. 26. – AlSi10Mg 3D tisk, fraktografie vybraných vzorků pro různé režimy žíhání ke snížení pnutí

## 2.2 Analýza SEM a EDS

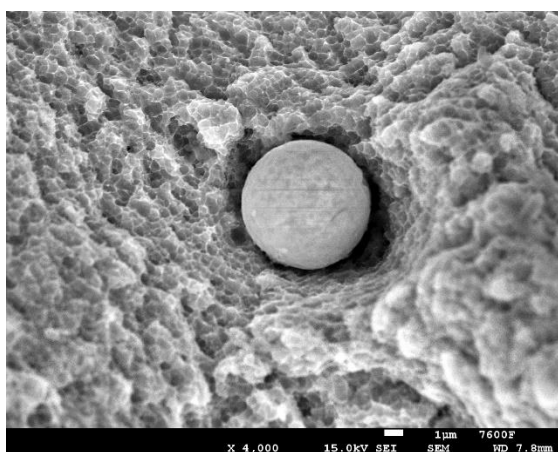
Nakonec byla provedena fraktografická analýza pomocí elektronového mikroskopu u lomové plochy vzorku **P7**, vzorek byl vybrán na základě nejvyšších dosažených hodnot tažnosti. Snímky lomu jsou na *Obr.27 a) – d)*.



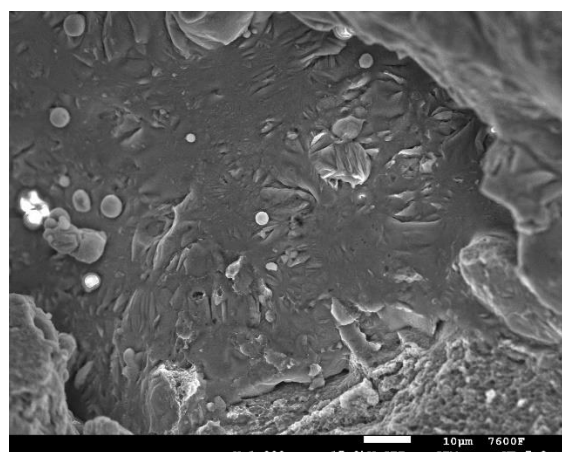
a) Houževnatý lom



b) Houževnatý lom, detail



c) Nespečený prášek



d) Oxidická blána

*Obr.27 – lomová plocha AlSi10Mg vzorku P7 - 300 °C/2 h/vzduch*

Z *Obr.27* vyplývá, že lom byl skutečně převážně houževnatý, na snímku a) a b) je viditelná typická jamkovitá struktura charakteristická pro houževnatý lom. Na snímku c) je vidět nespečená částice prášku, tento defekt byl v rámci zobrazené lomové plochy pozorován ojediněle. Nakonec snímek d) zobrazuje oxidickou blánu způsobující náchylnost k lomu [61]. Na vzorku se však vyskytují zřídka a v tomto množství nepředstavují zásadní riziko [61].

### 3. Metalografická analýza

Přehledová metalografická analýza byla provedena pomocí světelné mikroskopie a pro detailnější pozorování byla použita řádkovací elektronová mikroskopie.

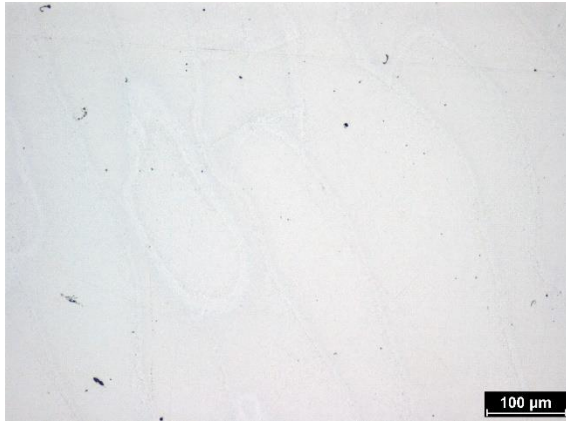
#### 3.1 Analýza světelným mikroskopem

Na všech snímcích je dle očekávání pozorována typická struktura pro 3D tištěné kovy. Jedná se o takzvané bazény, což jsou úseky tavené laserem při tisku, které se překrývají a tvoří tuto charakteristickou strukturu. Snímky také dokládají již dříve uvedený zvýšený počet defektů, což je na snímcích vidět jako černé tečky.

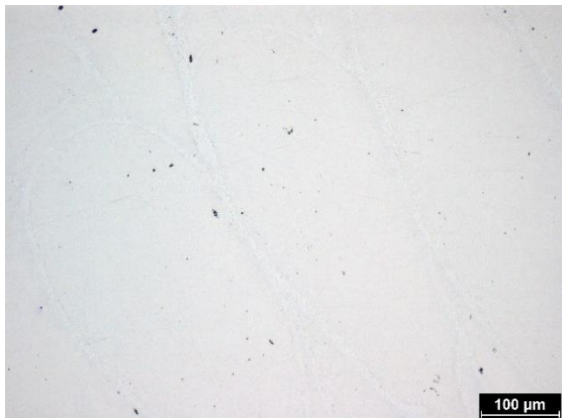
Snímky zvětšení 100x na světelném mikroskopu ve světlém poli pro každý režim TZ před leptáním jsou vidět na *Obr.28. a) – e)*. Na obrázku jsou do určité míry pozorovatelné výše zmíněné bazény, jejich strukturu lépe vykreslí leptání. Z obrázku je dále patrné zvýšené množství defektů již dříve diskutovaných ve všech vzorcích. Jejich charakter zde není jednoznačně rozpoznatelný, k tomu slouží pozdější analýza SEM a EDS.

Na naleptaných vzorcích na *Obr. 29 a) – e)* při zvětšení 400x je vidět již zmíněná bazénová struktura a černě se jeví defekty, které nelze, jak již bylo uvedeno, touto metodou podrobněji analyzovat. Při použitém zvětšení se struktura pro různé režimy TZ nemění.

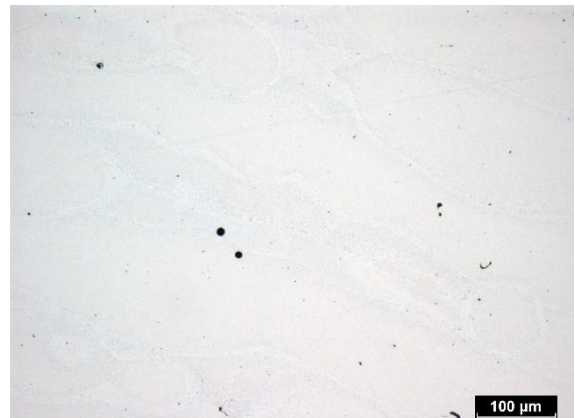
Pro detailnější metalografickou analýzu je dále použita řádkovací elektronová mikroskopie.



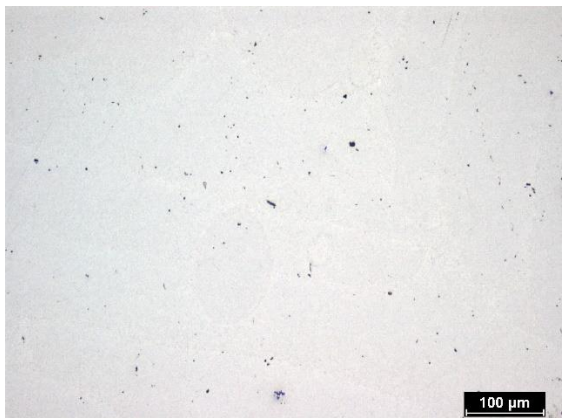
a) AB21-as built



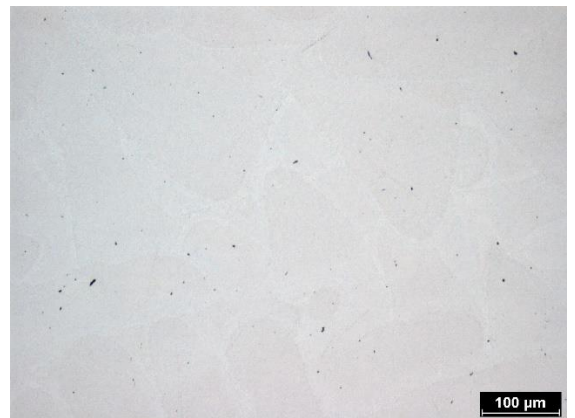
b) Z12-240 °C/2 h



c) T20-240 °C/6 h



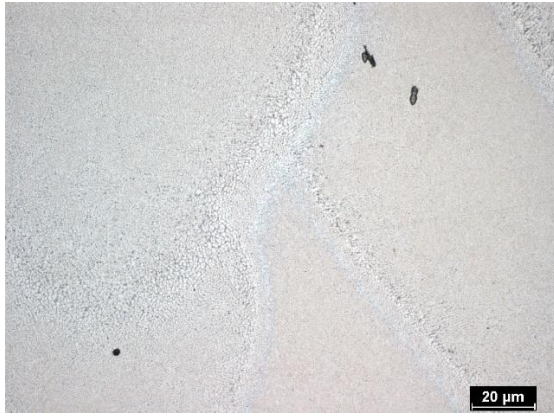
d) P7-300 °C/2 h



e) E17-300 °C/2 h/ chlazení do vody

Obr. 28 - AlSi10Mg 3D tisk, různé režimy žihání ke snížení pnutí, zvětšení 100x,  
nenaleptáno





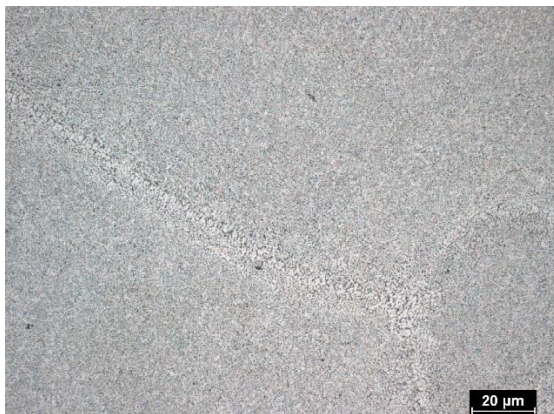
**a) AB21-as built**



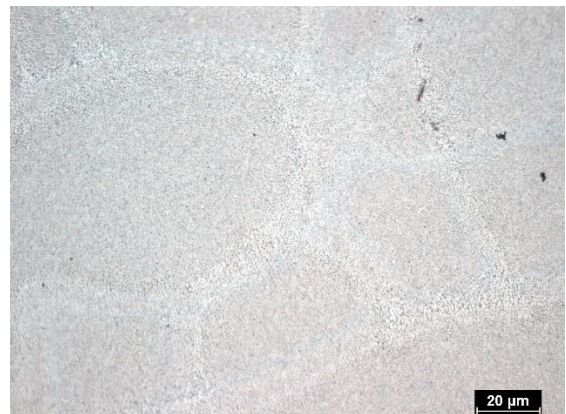
**b) Z12-240 °C/2 h**



**c) T20-240 °C/6 h**



**d) P7-300 °C/2 h**

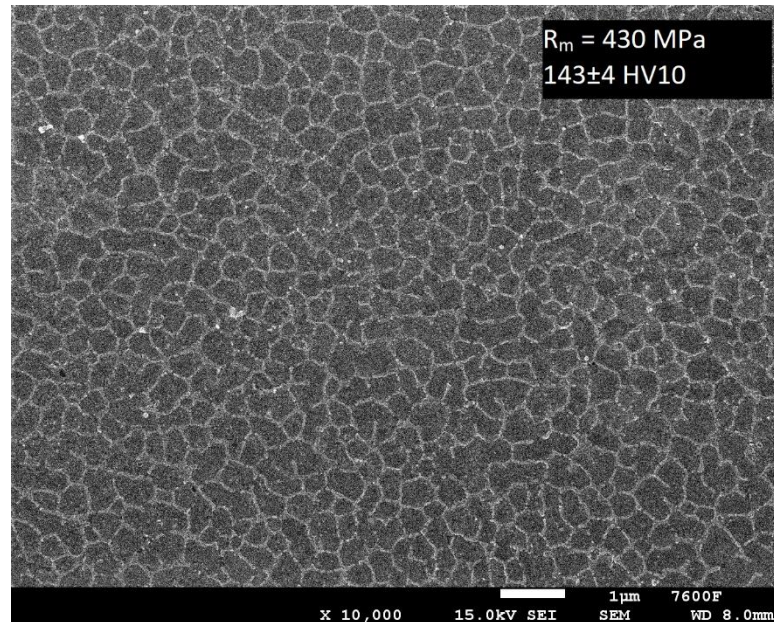


**e) E17-300 °C/2 h/ chlazení do vody**

*Obr. 29– AlSi10Mg 3D tisk, různé režimy žíhání ke snížení pnutí, zvětšení 400x, naleptáno*

### 3.2. Analýza SEM a EDS

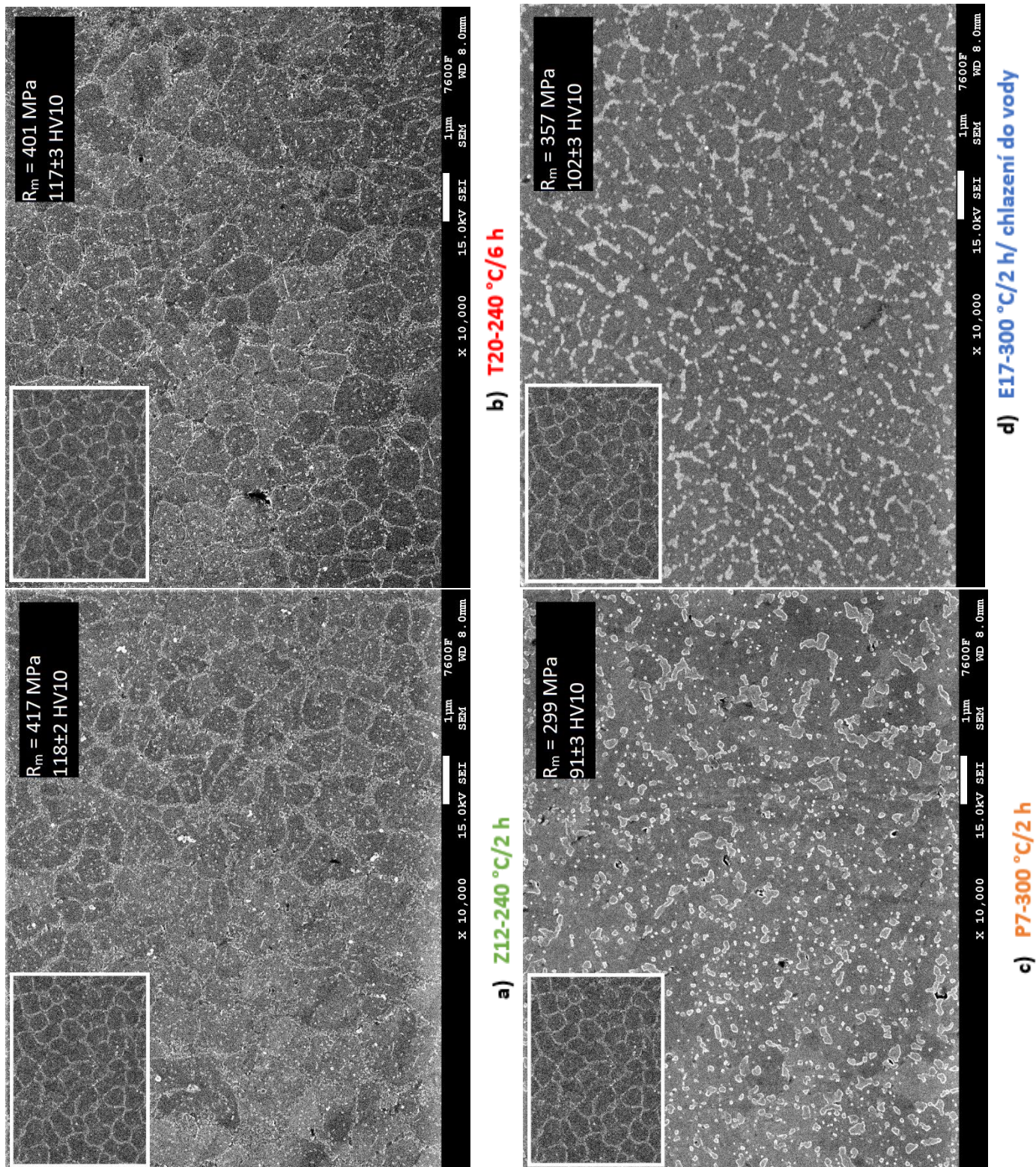
Na *Obr.30* je vidět, že struktura ve stavu as built je tvořena křemíkovým síťovím (fáze  $\beta$ ) na hranicích zrn a hliníkové matrice (fáze  $\alpha$ ).



*Obr. 30 – AISi10Mg 3D tisk, as built, analýza SEM*

*Obr.30 a Obr.31* dokládají vliv režimu žíhání ke snížení pnutí na strukturu sledované slitiny v příčném směru. Obrázky jsou doplněny dosaženými mechanickými vlastnostmi pro porovnání vlivu změn struktury na jejich hodnoty. Na *Obr.31* je navíc v rozích snímků vždy zobrazen výřez snímku režimu as built z *Obr.30* pro lepší dokumentaci probíhajících změn. Ten je zobrazen pod stejným zvětšením jako hlavní snímek.





Obr. 31 – AlSi10Mg 3D tisk, různé režimy žhání ke snížení pnutí, analýza SEM, režim as built pro srovnání v bílém rámečku

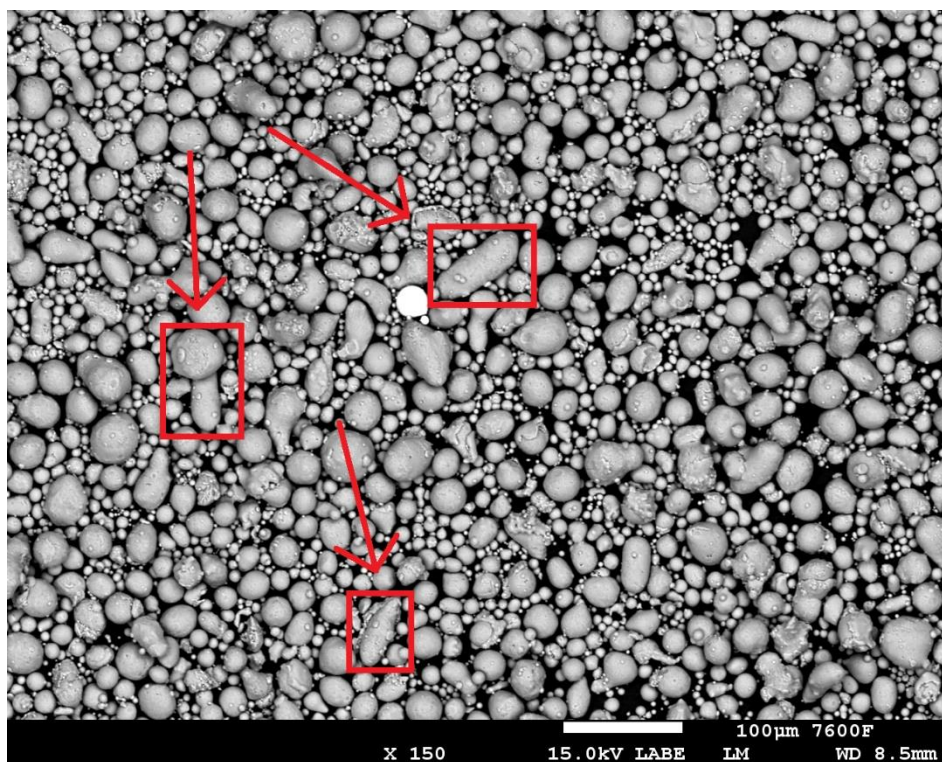
Žíhání při teplotě 240 °C (*Obr.31 a) a b)*) způsobilo ve srovnání se stavem as built mírné zhrubnutí struktury a v souvislosti s tím i mírný pokles pevnostních charakteristik. Z porovnání obrázků a) a b) je patrné, že při třínásobném prodloužení výdrže na teplotě 240 °C se struktura slitiny výrazně nemění, podobně jako její vlastnosti. Při porovnání struktury po žíhání při 240 °C (a) a 300 °C (c) je vidět, že nárůst teploty o 60 °C způsobil rozpad křemíkového síťoví, což vedlo ke snížení pevnostních vlastností. Vliv rychlosti ochlazování z teploty žíhání 300 °C je možno posoudit při porovnání obrázků c) a d). Po rychlejším ochlazování do vody se rozpadlé křemíkové síťoví zdá být uspořádanější (méně rozpadlé). Tuto domněnku podporuje vyšší pevnost a tvrdost ve srovnání se stavem po pomalém ochlazování.

Z výsledku rozboru *Obr.30 a Obr.31* lze tedy konstatovat, že zvyšující se žíhací teplota podporuje rozpad křemíkového síťoví. Výdrž na teplotě 240 °C na tento rozpad nemá zásadní vliv. V případě teploty 300 °C pomalejší rychlost ochlazování rozpad křemíkového síťoví podporuje. Výsledky metalografické analýzy pomocí SEM jsou v dobrém souladu s výsledky zkoušky tahem a měření tvrdosti.

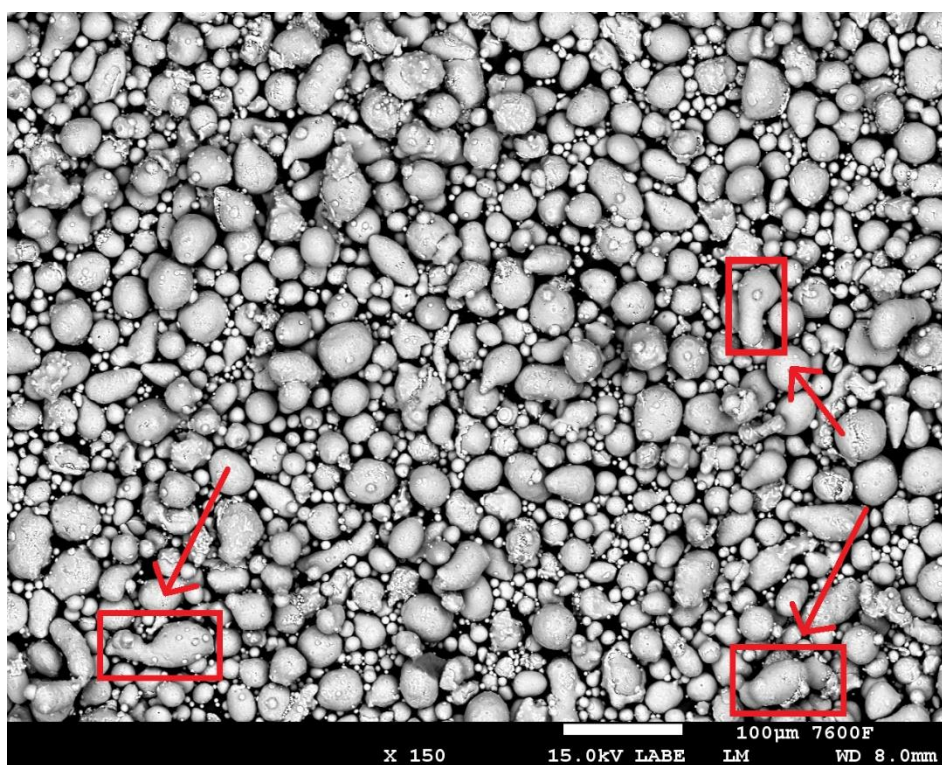
Jak již bylo uvedeno, ve struktuře 3D tištěných vzorků se vyskytují nežádoucí defekty. Tyto defekty je možno přirovnat ke strukturním vrubům a lze předpokládat, že jejich přítomnost negativně ovlivňuje výsledky zkoušky tahem a vzniklé lomové plochy. Jak již bylo uvedeno, zjištění důvodu, proč uvedené defekty při 3D tisku vznikly není předmětem této práce. Nicméně z hlediska materiálového inženýrství byla proti původnímu plánu zařazena analýza použitého prášku pomocí SEM a EDS analýza defektů.

Prášek byl analyzován jak v přefiltrované formě po tisku vzorků použitých v DP, tak v dosud nepoužitém stavu (*Obr.32*).





a) přefiltrovaný prášek CL 31AL po tisku vzorků

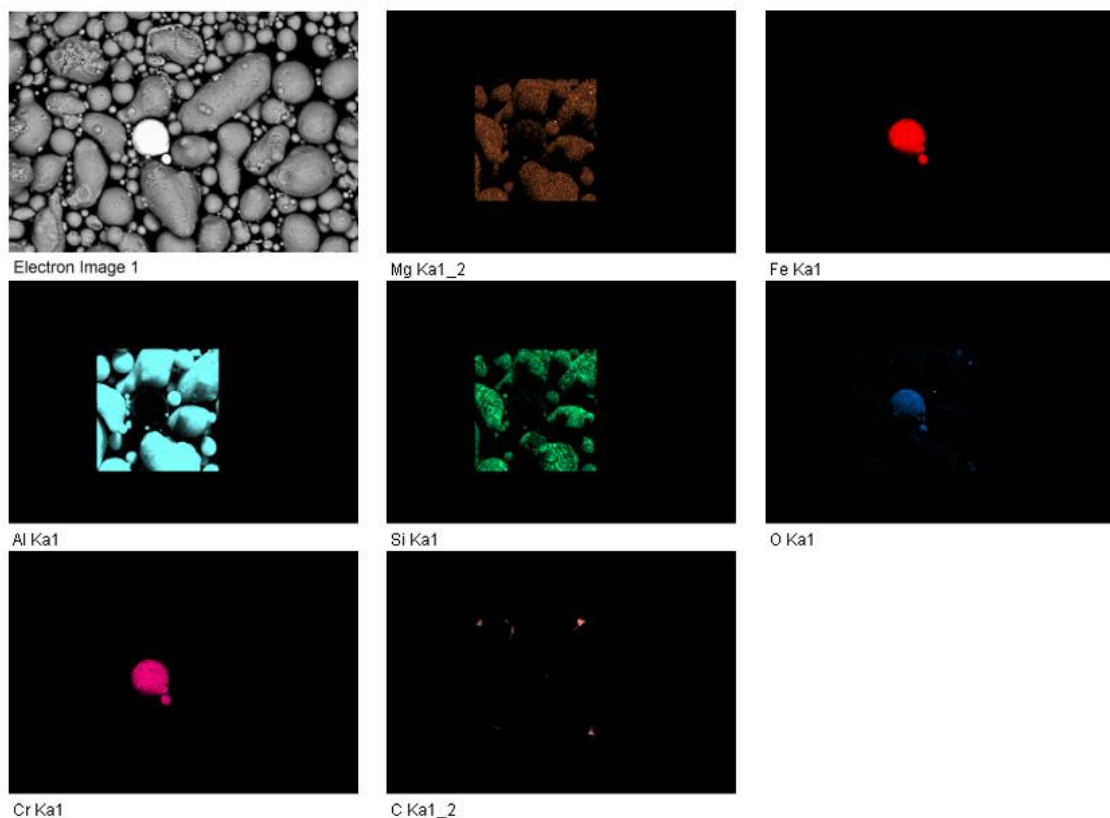


b) prášek CL 31AL v nepoužitém stavu

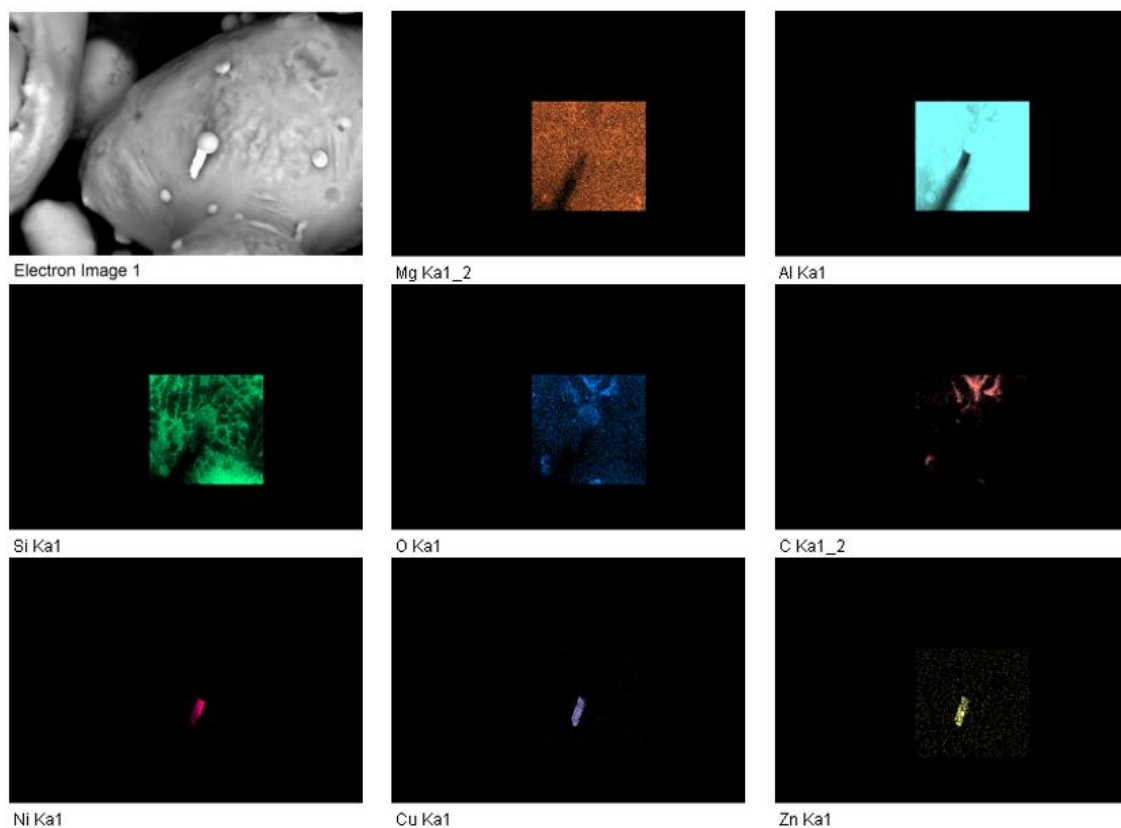
Obr.32 – SEM snímky AlSi10Mg prášku CL 31AL ve filtrovaném i nepoužitém stavu

Z Obr.32 plyne, že z hlediska velikostního rozdělení je prášek značně nehomogenní. Vyskytují se zde i výrazně rozměrnější částice (zhruba 70  $\mu\text{m}$ , vyznačeny červeně), než je uváděno výrobcem (do 45  $\mu\text{m}$ ) [57]. Prášek zároveň nedosahuje vysokého stupně sféroidizace, která má také na kvalitu tisku určitý vliv [61]. Jednotlivé částice se od ideálního sférického tvaru často výrazně odchyľují. Na Obr.32 jsou červeně vyznačeny tvary naznačující buď spojení několika částic prášku do sebe, nebo nedokonalou atomizaci při výrobě. Nízká sféroidizace při tisku může způsobovat neoptimální vyplnění objemu, což by mohlo přispět k výskytu defektů [5] [61]. Dále je vidět, že mezi přefiltrovaným a novým práškem téměř není rozdíl co se týče velikosti a tvaru.

Z hlediska chemického složení nebyl zaznamenán výrazný podíl nečistot v prášku. Na Obr.33 je dokumentován výskyt nečistoty na bázi železa. Tato nečistota však byla ojedinělá v celém zkoumaném vzorku a jednalo se o výjimku.



Obr.33 –filtrovaný AlSi10Mg prášek CL 31AL analýza EDS – nečistota



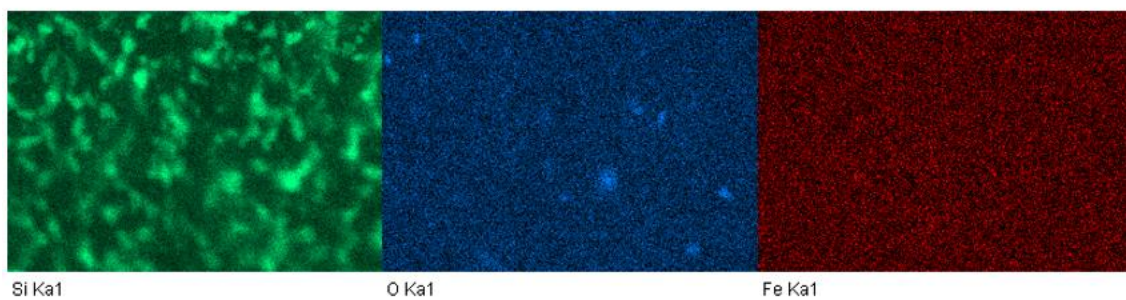
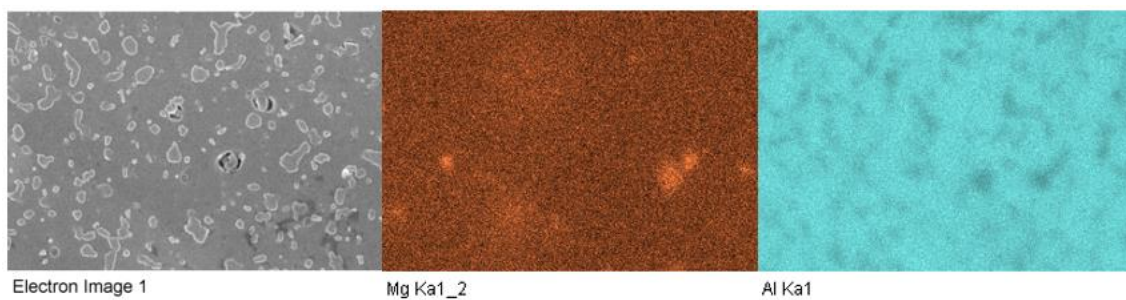
*Obr.34 –nový AlSi10Mg prášek CL 31AL analýza EDS – mikronečistota*

Z analýzy na *Obr.34* vyplývá přítomnost mikronečistoty na bázi niklu. Podobně jako na *Obr.33* je tato nečistota ojedinělá. V tomto případě se navíc jedná o daleko menší nečistotu (jednotky mikrometrů), která ulpěla na částici prášku.

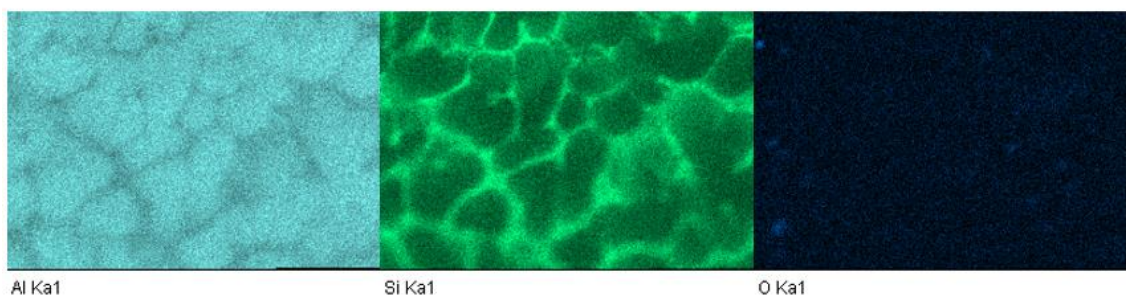
Ve výsledku lze konstatovat, že defekty výsledné struktury s největší pravděpodobností nejsou způsobeny nečistotou prášku. Je však pravděpodobné, že k jejich vzniku mohla přispět nedokonalá sféroidizace. Pro potvrzení této domněnky by však muselo být provedeno porovnání například vstupního prášku použitého v práci [6], kde tyto defekty nebyly zjištěny.

Následně byla provedena chemická analýza EDS na *Obr.35* pro vzorek **P7** a *Obr.36* (**AB**) pro stanovení chemického složení v oblasti defektů. Analýza ukázala, že defekty nejsou způsobeny vměstky a nežádoucími prvky, jelikož EDS těchto příčných řezů neprokázala přítomnost prvků odlišných od složení prášku. Mohlo by se jednat o nenatavený, nebo spálený prášek. V neposlední řadě EDS na *Obr.35* a *Obr.36* potvrzuje přítomnost a rozpad křemíkového síťoví (zelená barva), komentované v předchozích odstavcích. Toto síťoví se nachází v hliníkové matici s disperzním hořčíkem.





*Obr.35 – EDS analýza vzorku P7 (300 °C/2 h)*



*Obr.36 – EDS analýza vzorku AB21 (as built)*

## 4. Analýza CT

Ačkoli byla analýza CT provedena po obrobení vzorku jako první, z důvodu vytíženosti pracoviště byla vyhodnocena jako poslední, proto je uvedena a diskutována až zde. Výsledkem analýzy jsou podíly defektů na celkovém objemu (DVR [%]) a dále objemy největších defektů v rámci jednotlivých zkušebních vzorků.

CT analýza potvrdila výskyt nežádoucích defektů, které již byly zjištěny a částečně popsány v kapitolách 2 a 3. Hodnota DVR se pohybuje v rozmezí 2 až 8 %, jak uvádí *Tab.12*, což je velký rozptyl a hodnoty výrazně převyšují obvykle uváděný podíl defektů u 3D tištěných slitin [59]. Dále například práce [6] uvádí rozmezí DVR mezi 0,023 až 0,054 %, což toto tvrzení podporuje.

Tab.12 – porovnání výsledků analýzy CT a mechanických vlastností slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem, různé režimy žhání ke snížení pnutí

	DVR [%]	Největší defekt [mm <sup>3</sup> ]	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	A [%]	Místo lomu *
AB9	4,21	0,093				
AB10	3,82	0,225	423	285	9,2	-
AB13	5,67	0,136	460	325	12,5	+
AB18	7,47	0,24	363	307	8,5	-
AB21	3,29	0,133	430	348	12,2	-
<b>Průměr AB</b>	<b>4,89±1,51</b>	<b>0,165±0,06</b>	<b>419±35</b>	<b>316±23</b>	<b>10,6±1,8</b>	
<b>T6</b>	4,01	0,208	430	296	10,8	-
<b>T14</b>	7,34	0,272	404	305	12,3	+
<b>T20</b>	3,17	0,157	401	294	8,8	-
<b>T25</b>	2,34	0,127	397	296	9,0	-
<b>T27</b>	3,99	0,163	381	288	9,1	-
<b>Průměr T</b>	<b>4,17±1,7</b>	<b>0,185±0,05</b>	<b>403±16</b>	<b>296±5</b>	<b>10±1,4</b>	
<b>Z12</b>	4,91	0,094	417	335	9,5	+
<b>Z16</b>	5,88	0,103	422	292	11,9	-
<b>Z24</b>	1,94	0,199	411	346	10,3	-
<b>Z26</b>	2,67	0,128	396	315	8,8	+
<b>Z28</b>	3,19	0,292	387	319	9,1	-
<b>Průměr Z</b>	<b>3,72±1,14</b>	<b>0,163±0,07</b>	<b>407±13</b>	<b>321±18</b>	<b>9,9±1,1</b>	
<b>E8</b>	3,12	0,103	361	245	16	+
<b>E11</b>	7,64	0,153	354	300	12,2	+
<b>E17</b>	7,78	0,267	357	287	13,2	-
<b>E23</b>	4,34	0,17	355	262	15,4	-
<b>E29</b>	4,12	0,215	348	300	11,6	+
<b>Průměr E</b>	<b>5,40±1,93</b>	<b>0,182±0,06</b>	<b>355±4</b>	<b>279±22</b>	<b>13,7±1,7</b>	
<b>P7</b>	2,69	0,138	299	254	18	-
<b>P15</b>	7,42	0,211	296	232	15,1	-
<b>P19</b>	3,79	0,168	299	265	17,2	-
<b>P22</b>	2,09	0,151	298	265	16,7	-
<b>P30</b>	4,04	0,266	294	247	16,8	-
<b>Průměr P</b>	<b>4,01±1,85</b>	<b>0,187±0,05</b>	<b>297±2</b>	<b>253±12</b>	<b>16,7±0,9</b>	
<b>Maximum</b>	7,78	0,292				

\*lom ve střední třetině: +; lom mimo střední třetinu: -

Průměrné DVR zkoumaných vzorků se v průměru pohybují okolo hodnoty 4 %, nejvyšší podíl defektů měl vzorek **E17** (7,78 %) a nejnižší vzorek **Z24** (1,96 %). Největší defekt z hlediska objemu měl vzorek **Z28** (0,292 mm<sup>3</sup>).

Ačkoli v předložené práci se při vyšší hodnotě DVR často vyskytuje i objemnější defekt, nezdá se tato korelace být pravidlem. Například u vzorku **E11** byla naměřena hodnota DVR 7,64 % (jedna z nejvyšších hodnot ve statistickém souboru dat), objem největšího defektu zde však byl 0,153 mm<sup>3</sup> (v rámci souboru dat mírně podprůměrná hodnota). Dále u vzorku **Z28** byl zaznamenán defekt o velikosti 0,292 mm<sup>3</sup> (nejobjemnější defekt celého souboru dat), nicméně hodnota DVR zde dosahuje hodnoty 3,19 % (v rámci souboru dat mírně podprůměrná hodnota). Výše zmíněné korelace nejsou pouze u uvedených vzorků.

Porovnáním hodnot DVR a nejrozsáhlejšího defektu s mechanickými vlastnostmi vzorku by byla očekávatelná nepřímá úměra (růst DVR a defektů = nižší hodnoty mech. vlastností). Nicméně oproti očekávání se tato korelace nepotvrdila. Hodnoty spolu zdánlivě výrazně nesouvisí. Stejně tvrzení platí i pro oblast lomu v závislosti na hodnotách získaných analýzou CT. Lze usuzovat, že po překročení určité hodnoty DVR a objemu defektu nemá další zvýšení těchto hodnot výrazný vliv na mechanické vlastnosti.

Z porovnání všech dosud uvedených a diskutovaných výsledků je možno konstatovat, že výskyt nežádoucích defektů ve slitině AlSi10Mg nelze z pohledu materiálového inženýrství jednoznačně vysvětlit. Jak již bylo uvedeno dříve, může k nim přispívat velikostní a tvarová nehomogenita vstupního prášku. Další faktory ovlivňující jejich výskyt budou s největší pravděpodobností technologického rázu.

# Závěry

V předložené práci byla hodnocena 3D tištěná slitina AlSi10Mg a vliv následujících režimů žíhání ke snížení pnutí na její strukturu a užité vlastnosti: 240 °C/2 h (Z); 240 °C/6 h (T); 300 °C/2 h/ chlazení v peci na 100 °C a dále při pokojové teplotě (P); 300 °C/2 h/chlazení do vody (E).

Na základě provedených experimentů lze konstatovat že:

- 1) Z výsledků zkoušky tahem a tvrdosti bylo dokázáno, že as built vzorky dosahují vyšších pevnostních vlastností než žíhané vzorky.
- 2) Režimy T (240 °C/6 h) a Z (240 °C/2 h) dosahují v rámci směrodatné odchylky stejných mechanických vlastností. Lze tedy doporučit zkrátit dobu výdrže na teplotě 240 °C z 6 na 2 hodiny.
- 3) Na výsledky zkoušky tahem má výdrž na teplotě menší vliv než teplota žíhání, pokud je porovnávána teplota 240 °C a 300 °C.
- 4) U většiny vzorků docházelo k lomu mimo střední třetinu. Nicméně v souladu s normou ČSN EN ISO 6892-1 bylo měření dále považováno za platné.
- 5) Pro posouzení aplikačního potenciálu jednotlivých režimů žíhání ke snížení pnutí by bylo vhodné následně výsledky doplnit o zkoušku únavy.
- 6) Fraktografická analýza určila charakter lomu všech vzorků jako houževnatý.
- 7) Fraktografickou analýzou byly ve vzorcích zjištěny nežádoucí defekty, jejich výskyt dále potvrdila analýza CT. Na základě tohoto zjištění proběhla SEM analýza použitého prášku, která prokázala nehomogenní velikostní rozdělení prášku a nedokonalou sféroidizaci.
- 8) Metalografická analýza pomocí světelného mikroskopu potvrdila bazénovou strukturu charakteristickou pro 3D tisk, pro posouzení vlivu parametrů žíhání však nemá dostatečnou rozlišovací schopnost.
- 9) Pomocí analýzy SEM bylo zjištěno, že zvyšující se žíhací teplota a pomalejší ochlazování podporuje rozpad křemíkového síťoví.
- 10) Se zvyšujícím se stupněm rozpadu křemíkového síťoví dochází ke snížení pevnostních charakteristik.
- 11) Cíle práce byly splněny



# Bibliografie

- [1] *Advances in 3D Printing & Additive Manufacturing Technologies*. 1. Singapur: Springer science + business media, 2017. ISBN 978-981-10-0811-5.
- [2] READ, N., W. WANG, K. ESSA a M. ATTALLAH. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design (1980-2015)* [online]. 2015, **65**, 417-424 [cit. 2021-07-04]. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2014.09.044
- [3] MACEK, K. *Kovové materiály*. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006. ISBN 80-010-3513-1.
- [4] ABOULKHAIR, N., C. TUCK, I. ASHCROFT, I. MASKERY a N. EVERITT. On the Precipitation Hardening of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2015, **46(8)**, 3337-3341. ISSN 1073-5623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-015-2980-7
- [5] BERÁNEK, L. *Přednášky předmětu Aditivní a alternativní technologie*. Praha, 2020.
- [6] RŮŽIČKOVÁ, L. *Vliv parametrů tepelného zpracování na užité vlastnosti slitiny AlSi10Mg vyrobené 3D tiskem*. Praha, 2020. Diplomová práce. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní. Vedoucí práce Doc. Ing. J. Sobotová, Ph.D.
- [7] ABOULKHAIR, N.T., M. SIMONELLI, I. ASHCROFT, C. TUCK a R. HAGUE. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science* [online]. 2019, (106) [cit. 2020-12-18]. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.100578
- [8] BADIRU, A.B., V.V. VALENCIA a D. LIU. *Additive Manufacturing Handbook : Product Development for the Defense Industry* [online]. 1. CRC Press, 2017 [cit. 2021-02-16]. ISBN 9781482264081. Dostupné z:

<http://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=nlebk&AN=1521291&site=ehost-live&scope=site>. Acesso em: 16 fev. 2021.

- [9] YANG, L., B. BAUGHMAN, D. GODFREY, K. HSU, F. MEDINA, M. MENON a S. WIENER. *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. 1st ed. 2017. Imprint: Springer, 2017. Springer Series in Advanced Manufacturing. ISBN 9783319551289.
- [10] FROES, F. a R. BOYER. *Additive Manufacturing for the Aerospace Industry* [online]. Elsevier, 2019 [cit. 2020-12-18]. ISBN 978-0-1281-4062-8. Dostupné z: [https://app.knovel.com/web/toc.v/cid:kpAMAI0003/viewerType:toc/root\\_slug:additive-manufacturing?kpromoter=federation&hierarchy=kt01228003](https://app.knovel.com/web/toc.v/cid:kpAMAI0003/viewerType:toc/root_slug:additive-manufacturing?kpromoter=federation&hierarchy=kt01228003)
- [11] Live science. *Livescience.com* [online]. [cit. 2019-02-27]. Dostupné z: <https://www.livescience.com/39810-fused-deposition-modeling.html>
- [12] PRABHAKAR, M.M., A.K. SARAVANAN, A.H. LENIN, I.J. LENO, K. MAYANDI a P.S. RAMALINGAM. A short review on 3D printing methods, process parameters and materials. *Materials Today: Proceedings*. 2020. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2020.10.225
- [13] SIMONELLI, M., Y.Y. TSE a C. TUCK. Effect of the build orientation on the mechanical properties and fracture modes of SLM Ti–6Al–4V. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, **616**, 1-11. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2014.07.086
- [14] VORA, H. a S. SANYAL. A comprehensive review: metrology in additive manufacturing and 3D printing technology. *Progress in Additive Manufacturing*. 2020, **2020**(5), 319–353. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1007/s40964-020-00142-6>
- [15] The surface quality of 3D printed parts. *3Faktur.com* [online]. [cit. 2019-06-23]. Dostupné z: <https://3faktur.com/en/the-surface-quality-of-3d-printed-parts/>
- [16] LEINVEBER, J. a P. VÁVRA. *Strojnické tabulky: pomocná učebnice pro školy*

- technického zaměření*. 5., upr. vyd. Úvaly: Albra, 2011. ISBN 978-80-7361-081-4.
- [17] Hot Isostatic Pressing. *Science Direct* [online]. 2009 [cit. 2021-02-25]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/hot-isostatic-pressing>
- [18] LUMLEY, a N. ROGER. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy - Recent Advances* [online]. Elsevier, 2018 [cit. 2020-12-18]. ISBN 978-0-0810-2064-7. Dostupné z: [https://app.knovel.com/web/toc.v/cid:kpFAMRA005/viewerType:toc/root\\_slug:fundamentals-aluminium?kpromoter=federation&hierarchy=kt011PE3K5](https://app.knovel.com/web/toc.v/cid:kpFAMRA005/viewerType:toc/root_slug:fundamentals-aluminium?kpromoter=federation&hierarchy=kt011PE3K5)
- [19] Major Light weighting Trends Shaping the Automotive Industry. In: *Composites for Europe* [online]. Lucintel, 2018 [cit. 2021-03-09]. Dostupné z: <https://www.composites-for-europe.com/local/media/veranstaltungen/Pr%3%a4sentationen%202018/181108-Lightweighting-Trends-Shaping-the-Automotive-Industry-Composites-Europe-By-Lucintel.pdf>
- [20] MACEK, K a P. ZUNA. *Nauka o materiálu*. Praha: České vysoké učení technické, 1996. ISBN 80-010-1507-6.
- [21] SKOČOVSKÝ, P., P. PALEČEK, R. KONEČNÁ a L. VÁRKOLY. *Konstrukční Materiály*. V Žilině: ŽU, 2000. ISBN 80-7100-608-4.
- [22] Technical Data Sheet High Temperature Heat Resistant Aluminum #AL-2402. b.r. *Hy-tech thermal solutions* [online]. [cit. 2018-11-10]. Dostupné z: <http://www.hytechsales.com/download/HiTemp%20Product%20Description.pdf>
- [23] WATERS, T. *Fundamentals of manufacturing for engineers*. Bristol, Pa.: UCL Press, 1996. ISBN 978-1857283389.
- [24] JANOVEC, J., J. CEJP a J. STEIDL. *Perspektivní materiály*. Vyd. 3., přeprac. V Praze: České vysoké učení technické, 2008. ISBN 978-80-01-04167-3.
- [25] MACEK, K. a P. ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN 80-010-2798-8.

- [26] VOJTĚCH, D. *Kovové materiály*. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2006. ISBN 80-708-0600-1.
- [27] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, 1999. ISBN 80-720-4130-4.
- [28] ČIŽMÁROVÁ, E a J. SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.
- [29] ŠVEC, P. *Konstruktivní materiály*. Bratislava: Nakladateľstvo STU, 2010. Edícia vysokoškolských učebníc. ISBN 978-80-227-3386-1.
- [30] TAMINGER, K.M. a R. HAFLEY. Characterization of 2219 aluminum produced by electron beam freeform fabrication. *Proceedings of 13th SFF Symposium, Laboratory for Freeform Fabrication, University of Texas, Austin*. 2002, , 482–489.
- [31] SPIERINGS, A.B., K. DAWSON, M. VOEGTLIN, F. PALM a P.J. UGGOWITZER. Microstructure and mechanical properties of as-processed scandium-modified aluminium using selective laser melting. *CIRP Annals* [online]. 2016, (65), 213-216 [cit. 2020-12-19]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.cirp.2016.04.057>
- [32] RAO, H., S. GIET, K. YANG, X. WU a C.H.J. DAVIES. The influence of processing parameters on aluminium alloy A357 manufactured by Selective Laser Melting. *Materials & Design* [online]. 2016, (109), 334-346 [cit. 2020-12-19]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.009>
- [33] KIMURA, T. a T. NAKAMOTO. Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting. *Materials & Design* [online]. 2016, (89), 1294-1301 [cit. 2020-12-19]. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.065>
- [34] Material properties: Aluminum alloy. *MakeitFrom.com* [online]. [cit. 2021-03-09]. Dostupné z: <https://www.makeitfrom.com/material-properties>

- [35] SONG, M.W.B. a Q. WEI. Effects of annealing on the microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi7Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2018, **2018**(739), 463-472. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.047>
- [36] WANG, L., S. WANG a X. HONG. Pulsed SLM-manufactured AlSi10Mg alloy: Mechanical properties and microstructural effects of designed laser energy densities. *Journal of Manufacturing Processes*. 2018, **2018**(35), 492-499. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.09.007>
- [37] M2 Series 5 Aluminum AlSi7Mg. *GE Additive* [online]. [cit. 2021-03-09]. Dostupné z: [https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2020-07/M2SERIES5\\_ALSI7MG\\_CMDS\\_REV2.pdf](https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2020-07/M2SERIES5_ALSI7MG_CMDS_REV2.pdf)
- [38] KEMPEN, K., L. THUIS, J. VAN HUMBEECK a J.-P. KRUTH. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Physics Procedia*. 2012, **2012**(39), 439-446. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.phpro.2012.10.059>
- [39] *Vliv způsobu výroby na základní mechanické vlastnosti a strukturu slitiny AlSi10Mg*. Praha, 2018. Projekt. ČVUT. Vedoucí práce Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.
- [40] Aluminum AlSi10Mg. *3t-am* [online]. [cit. 2021-04-05]. Dostupné z: [https://www.3t-am.com/sites/threeT/files/Aluminium%20AlSi10Mg\\_Datasheet\\_0.pdf](https://www.3t-am.com/sites/threeT/files/Aluminium%20AlSi10Mg_Datasheet_0.pdf)
- [41] Material Specification, Aluminium AlSi10Mg. *3T RPD* [online]. 2012 [cit. 2021-03-25]. Dostupné z: <https://www.3trpd.co.uk/wp-content/uploads/2013/03/aluminium-alsi10mg-2012.pdf>
- [42] Lítáme v 3D tisku? Lítáme!. *Svaz českého leteckého průmyslu* [online]. 2017 [cit. 2021-03-30]. Dostupné z: <http://www.sclp.cz/litame-v-3d-tisku-litame/>
- [43] Aluminum (AlSi10Mg). *Materialise.com* [online]. [cit. 2021-03-30]. Dostupné z: <https://www.materialise.com/en/manufacturing/materials/aluminum>

- [44] 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*. 2012, **34**, 159-169. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2011.07.067
- [45] Foundry Vs Additive comparison of performances and heat treatments for an Al-Si-Mg alloy. In: *MetalworkingWorldMagazine.com* [online]. [cit. 2021-03-25]. Dostupné z: <https://www.metalworkingworldmagazine.com/foundry-vs-additive-comparison-of-performances-and-heat-treatments-for-an-al-si-mg-alloy/>
- [46] TRIDELLO, A., J. FIOCCHI, C.A. BIFFI, G. CHIANDUSSI, M. ROSSETTO, A. TUISSI a D.S. PAOLINO. Effect of microstructure, residual stresses and building orientation on the fatigue response up to 10<sup>9</sup> cycles of an SLM AlSi10Mg alloy. *International Journal of Fatigue*. 2020, **137**. ISSN 01421123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105659
- [47] ABOULKHAIR, N., I. MASKERY, C. TUCK, I. ASHCROFT a N. EVERITT. The microstructure and mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg: The effect of a conventional T6-like heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, **667**, 139-146. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.04.092
- [48] BUCHBINDER, D., W. MEINERS, N. PIRCH, K. WISSENBACH a J. SCHRAGE. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *Journal of Laser Applications*. 2014, **26**(1). ISSN 1042-346X. Dostupné z: doi:10.2351/1.4828755
- [49] TRADOWSKY, U., J. WHITE, R.M. WARD, N. READ, W. REIMERS a M.M. ATTALLAH. *Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development*. 2016, **105**, 212-222. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2016.05.066
- [50] READ, N, W. WANG, Khamis ESSA a Moataz M. ATTALLAH. *Selective laser melting*

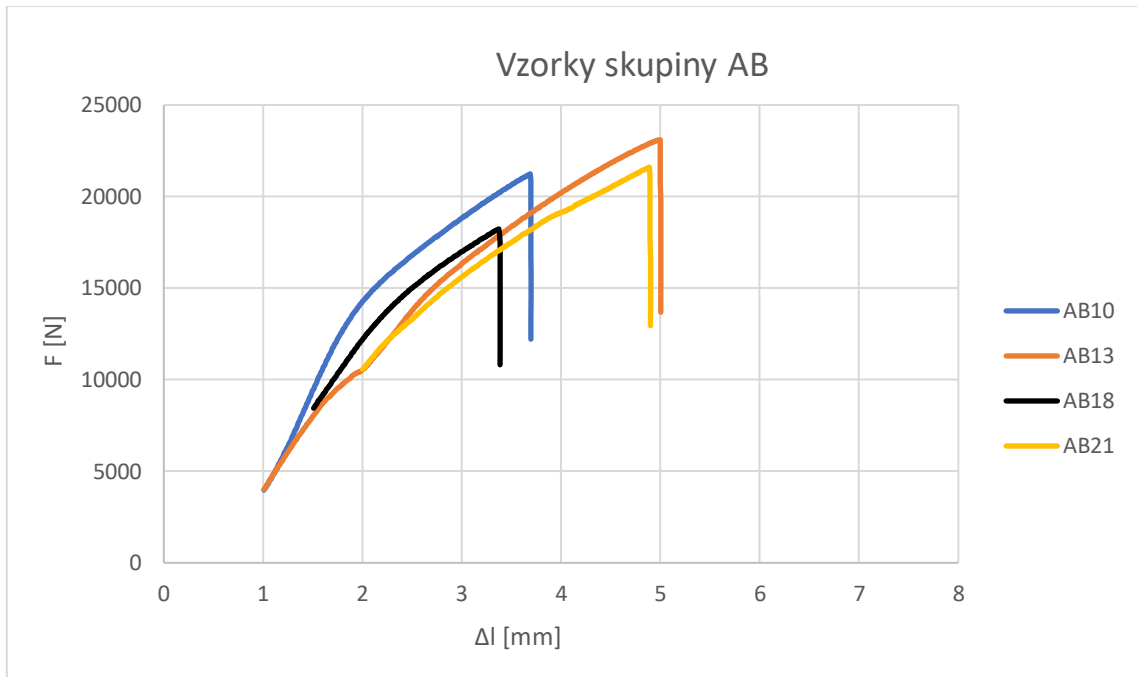
*of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development.* 2015, **65**, 417-424. ISSN 02613069. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2014.09.044

- [51] BHARATH, C., V. SHAMANTH a K. HEMANTH. Studies on mechanical behaviour of AlSi10Mg alloy produced by Selective Laser Melting and A360 alloy by die casting. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2020 [cit. 2021-03-26]. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2020.10.095
- [52] TRIDELLO, A., J. FIOCCHI, C.A. BIFFI, G. CHIANDUSSI, M. ROSSETTO, A. TUISSI a D.S. PAOLINO. VHCF response of Gaussian SLM AlSi10Mg specimens: Effect of a stress relief heat treatment. *International Journal of Fatigue*. 2019, **124**, 435-443. ISSN 01421123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.02.020
- [53] ROSENTHAL, I., A. STERN a N. FRAGE. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, **682**, 509-517. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.11.070
- [54] NAHMANY, M., Y. HADAD, E. AGHION, A. STERN a N. FRAGE. Microstructural assessment and mechanical properties of electron beam welding of AlSi10Mg specimens fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*. 2019, **270**, 228-240. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.02.025
- [55] TANG, M. a P. PISTORIUS. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*. 2017, **94**, 192-201. ISSN 01421123. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002
- [56] SURYAWANSHI, J., K.G. PRASHANTH, S. SCUDINO, J. ECKERT, O. PRAKASH a U. RAMAMURTY. Simultaneous enhancements of strength and toughness in an Al-12Si alloy synthesized using selective laser melting. *Acta Materialia*. 2016, **115**, 285-294. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2016.06.009

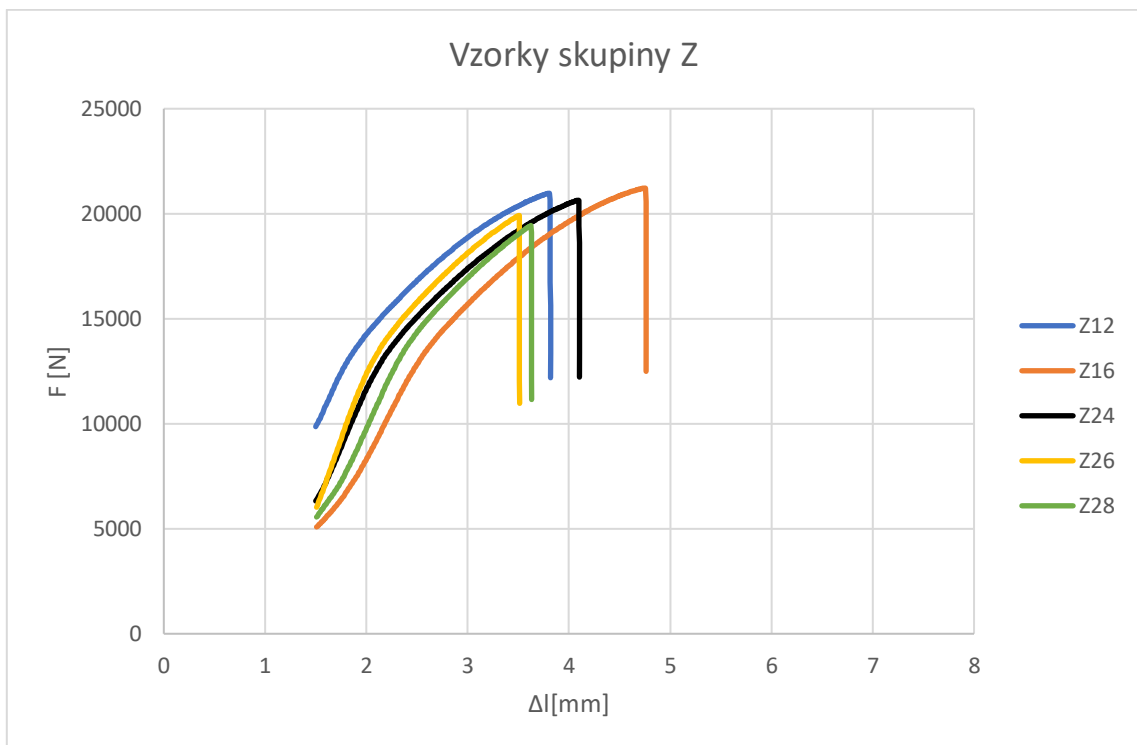
- [57] Aluminum alloy (powder) chemical composition CL 31AL. *GE Additive* [online]. [cit. 2021-06-28]. Dostupné z: [https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2018-12/CLMAT\\_30\\_31AL\\_DS\\_EN\\_US\\_2\\_v1.pdf](https://www.ge.com/additive/sites/default/files/2018-12/CLMAT_30_31AL_DS_EN_US_2_v1.pdf)
- [58] Souhrnný katalog - Aditivní technologie. *Misan* [online]. [cit. 2021-06-28]. Dostupné z: <https://www.misan.cz/pdf/-souhrnny-katalog---aditivni-technologie/>
- [59] ŠIMOTA, J. *Osobní sdělení - poznámka při měření*. Praha, 2021.
- [60] ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha: Úřad pro technickou normalizace, metrologii a státní zkušebnictví, 2020.
- [61] MÁRA, V. *Osobní sdělení - poznámka při měření*. Praha, 2021.



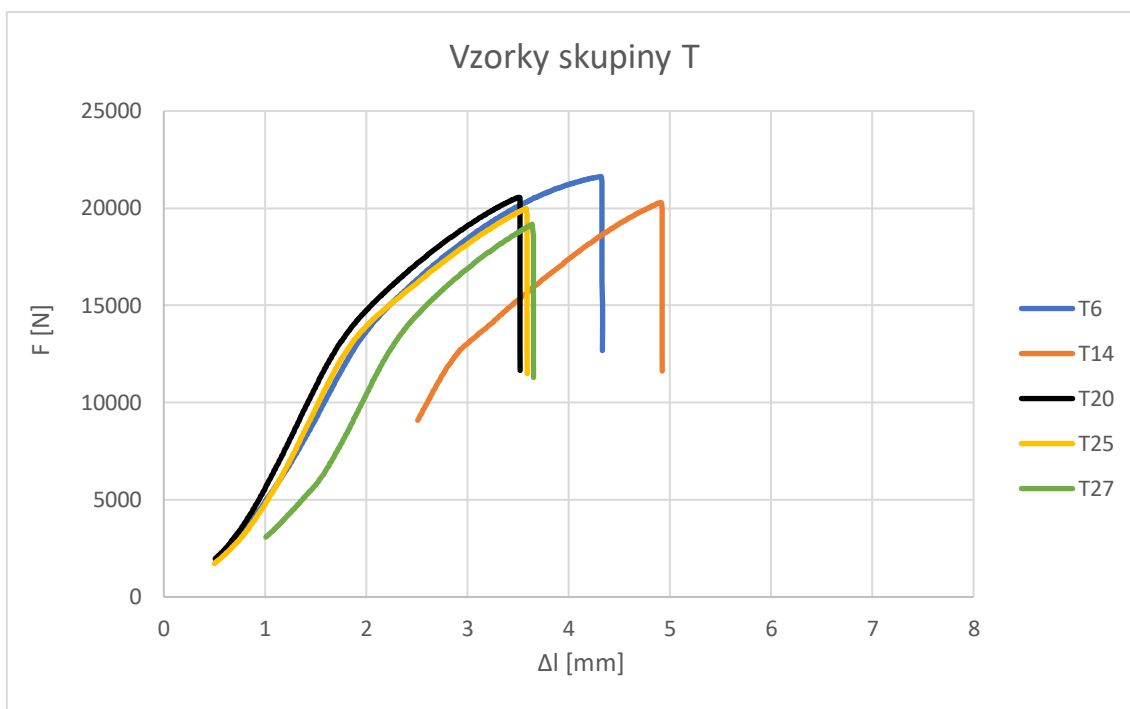
## Příloha – výsledky zkoušky tahem



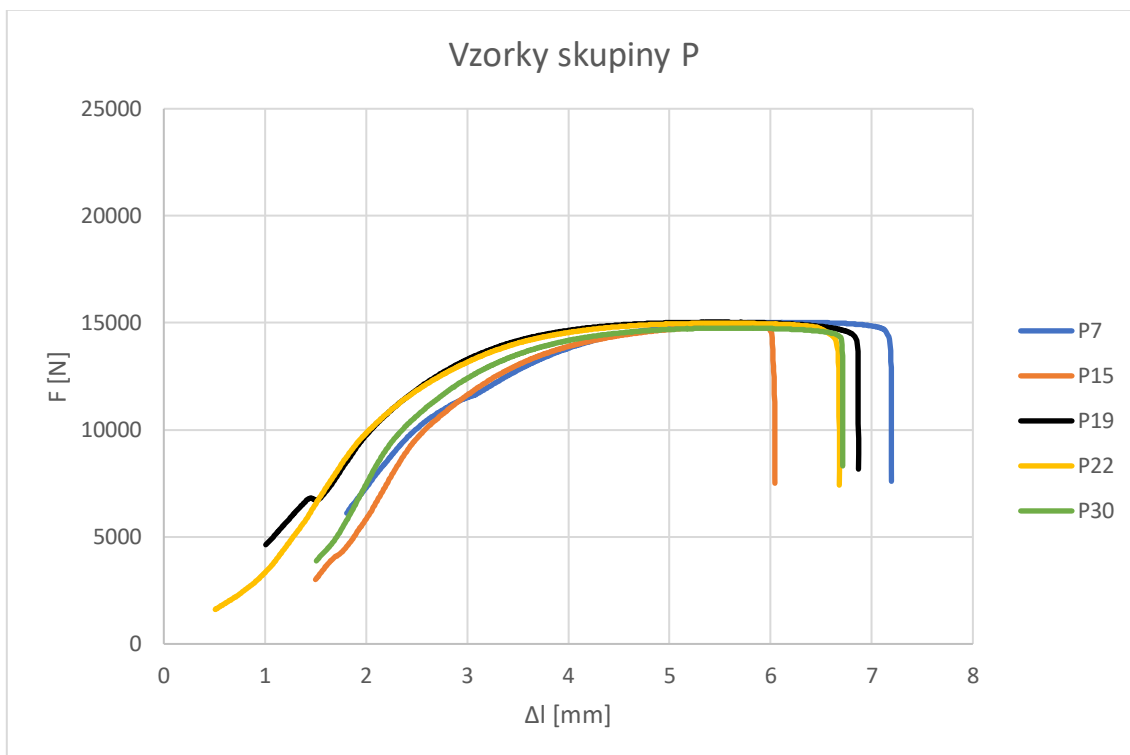
Obr. 37 – pracovní diagram z tahové zkoušky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg bez tepelného zpracování



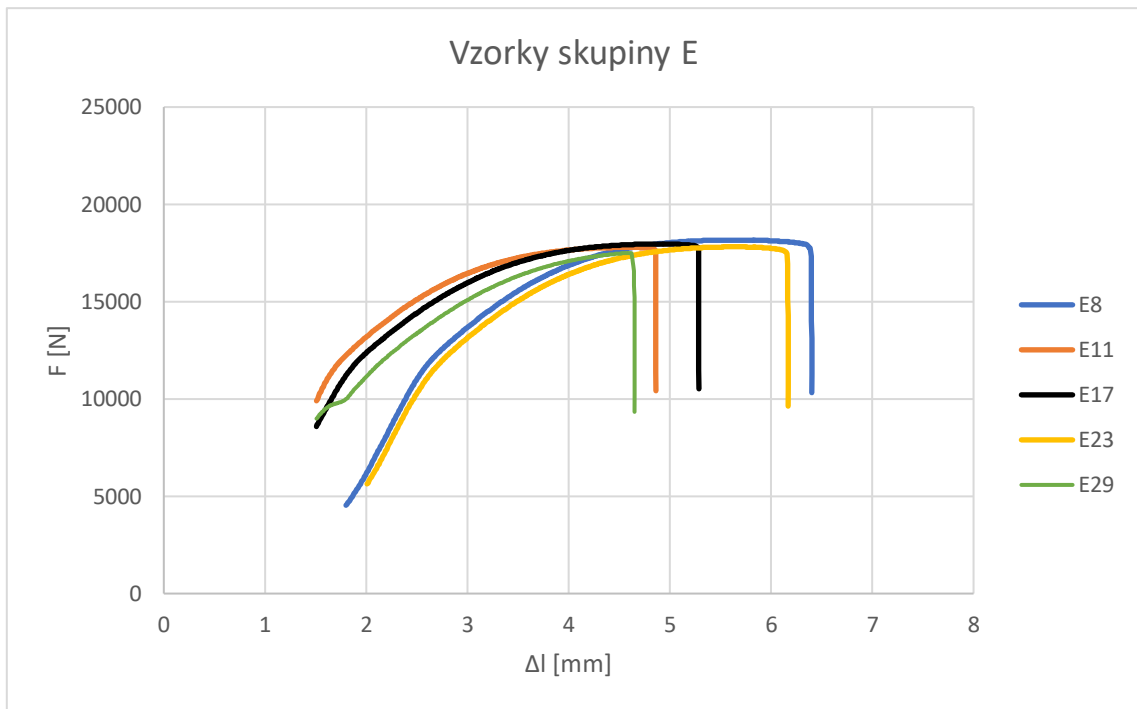
Obr. 38 – pracovní diagram z tahové zkoušky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg s režimem TZ označeným Z



Obr. 39 – pracovní diagram z tahové zkoušky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg s režimem TZ označeným Z



Obr. 40 – pracovní diagram z tahové zkoušky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg s režimem TZ označeným P



Obr. 41 – pracovní diagram z tahové zkoušky 3D tištěné slitiny AlSi10Mg s režimem TZ označeným E