



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**MECHANICKÉ VLASTNOSTI MATERIÁLŮ
PŘIPRAVOVANÝCH POMOCÍ PROCESU SLM**

MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS PREPARED BY SLM PROCESS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Klára Hyspecká

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

BRNO 2019



Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka: **Bc. Klára Hyspecká**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**
Akademický rok: 2018/19

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

Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V rámci práce budou zjišťovány mechanické vlastnosti a mikrostrukturní charakteristiky vybraných Al slitin, kdy zkušební vzorky budou vyrobeny technikou SLM (selective laser melting). Získané výsledky budou srovnávány s vlastnostmi těchto slitin vyráběných konvenčními technologiemi (odlévání, tváření).

Cíle diplomové práce:

- 1) Vybrat optimální parametry SLM procesu pro výrobu vzorků určených pro mechanické zkoušky.
- 2) Provést materiálovou analýzu materiálu po SLM procesu (LM, SEM, EBSD).
- 3) Zjistit základní mechanické charakteristiky materiálu připraveného pomocí SLM techniky.

Seznam doporučené literatury:

OLAKANMI, E. O., R. F. COCHRANE and K. W. DALGARNO. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science*, 74 (2015), 401–477.

BRANDL, D, E. U. HECKENBERGER, V. HOLZINGER and D. BUCHBINDER. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 34 (2012), 159–169.

KEMPEN, K., E. YASA, L. THIJIS, J.-P. KRUTH and J. VAN HUMBEECK. Mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Physics Procedia*, 39 (2012), 439–446.

KOUTNY, D. PALOUSEK, L. PANTELEJEV, Ch. HOELLER, R. PICHLER, L. TESICKY and J. KAISER. Influence of Scanning Strategies on Processing of Aluminum Alloy EN AW 2618 Using Selective Laser Melting. *Materials*, 11 (2018), 1–18.

PANTELEJEV, D. KOUTNY, D. PALOUSEK, J. KAISER. Mechanical and Microstructural Properties of 2618 Al-Alloy Processed by SLM Remelting Strategy. *Materials Science Forum*, 891 (2017), 343–349.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19.

V Brně, dne 5. 11. 2018



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

V rámci diplomové práce byly zjišťovány vlastnosti slitin vytvořených ze směsí prášků zpracovaných metodou SLM. Byly smíchány prášky slitin AlSi12 a EN AW 2618, a to v poměru 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 a 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618. Na vzorcích byla provedena metalografická analýza, analýza EBSD a liniová EDS mikroanalýza. Pro určení mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška za pokojové teploty a zkouška tvrdosti. Vzorky po tahové zkoušce byly podrobeny fraktografické analýze.

Klíčová slova

Selektivní laserové tavení (SLM), Al slitiny, AlSi12, EN AW 2618, mechanické vlastnosti

Abstract

The final thesis determined the properties of alloys formed from mixtures of powders processed by the SLM method. Powders of alloy AlSi12 and EN AW 2618 were fused in the proportion 75 wt. % AlSi12 + 25 wt. % 2618, 50 wt. % AlSi12 + 50 wt. % 2618 and 25 wt. % AlSi12 + 75 wt. % 2618. Metallographic analysis, EBSD analysis and line EDS microanalysis were made on the samples. Tensile test at room temperature and hardness were carried out to determine the mechanical properties. Fractographic analysis was performed after tensile test.

Key words

Selective laser melting (SLM), Al alloys, AlSi12, EN AW 2618, mechanical properties

Bibliografická citace

HYSPECKÁ, Klára. *Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM* [online]. Brno, 2019 [cit. 2019-05-23]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/117623>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Libor Pantělejev.

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma: „*Mechanické vlastnosti materiálů připravovaných pomocí procesu SLM*“ vypracovala samostatně pod vedením vedoucího doc. Ing. Libora Pantělejeva, Ph.D. s použitím odborné literatury, jejíž seznam je uveden na konci práce.

V Brně dne 24.5.2019

.....
Bc. Hyspecká Klára

Poděkování

Chtěla bych touto cestou poděkovat svému vedoucímu práce doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D. za jeho vedení, ochotu, trpělivost a cenné rady při zpracování této diplomové práce. Dále bych chtěla poděkovat své rodině za podporu, kterou mi byli po celou dobu studia.

Diplomová práce byla realizována díky projektu GAČR GA15-23274S s názvem: *Vývoj pokročilých materiálů s využitím metody laserového spékání*, spoluřešitel doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

Obsah

1 Úvod	15
2 Aditivní výroba.....	16
3 Přehled hlavních kategorií AM	17
3.1 Stereolitografie – SLA.....	17
3.2 Direct Metal Laser Sintering – DMLS	17
3.3 Laminated Object Manufacturing – LOM.....	18
3.4 Bound Metal Deposition – BMD	19
4 Selektivní laserové tavení – SLM.....	20
5 Mikrostruktura.....	22
5.1 Epitaxní (rovnoosé) tuhnutí v SLM.....	23
6 Metalurgické vady	25
6.1 Porozita.....	25
6.2 Trhliny	26
6.3 Oxidické vměstky.....	27
6.4 Ztráta legujících prvků	28
7 Vliv parametrů SLM na mikrostrukturu.....	29
7.1 Vliv vlastností prášku	29
7.2 Vliv procesních parametrů	29
7.3 Vliv metody skenování.....	30
8 Vlastnosti vybraných Al slitin.....	33
8.1 Al-Si	33
8.2 AlSi10Mg	37
8.3 Al-Cu-Mg	39
9 Rozšířené cíle práce.....	40
10 Experimentální část	41
10.1 Studovaný materiál.....	41
10.2 Experimentální technika a postup prací.....	42
11 Výsledky.....	45
11.1 Slitina I (směs prášků 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618).....	45
11.1.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza.....	45
11.1.2 Mechanické vlastnosti	49
11.2 Slitina II (směs prášků 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618)	51
11.2.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza.....	51
11.2.2 Mechanické vlastnosti	55
11.3 Slitina III (směs prášků 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618).....	57

11.3.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza	57
11.3.2 Mechanické vlastnosti.....	61
12 Diskuse.....	65
13 Závěry	69
14 Seznam literatury	70
15 Seznam obrázků	73
16 Seznam zkratk a symbolů.....	76
17 Seznam tabulek	77
18 Seznam příloh	78
19 Přílohy.....	79

1 Úvod

Díky intenzivnímu vývoji v jednotlivých vědních odvětvích jsou neustále zvyšovány nároky na kvalitu, hmotnost, odolnost a ekologii výrobků. Mezi aspekty dnešní doby se ovšem neřadí pouze kvalita ale také úspora času při výrobě. V důsledku těchto požadavků byl v 80. letech 19. století vyvinut nový směr zvaný aditivní výroba („Additive Manufacturing“ – AM). AM vychází z předem navrženého 3D modelu, tím umožňuje vytvoření komponenty s velmi složitou geometrií. Mezi přední výhody AM se řadí rychlost, přesnost, recyklovatelnost zbylého materiálu a v neposlední řadě velká škála možností využitelného materiálu. AM je charakteristická tím, že klade vrstvy materiálů postupně na sebe („layer by layer“), ať už polymerní materiály, kovové prášky nebo keramiku. [1]

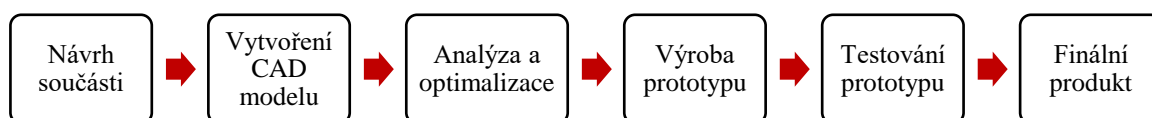
Polymerní materiály jsou převážně zpracovávány pomocí extruderu, ten vytlačuje roztavený materiál v tenkých vrstvičkách na stavěcí desku po předem dané trajektorii. Další metoda stavby z fotopolymerních materiálů je stavba v bazénu s kapalnou pryskyřicí za působení UV laserového paprsku. Součástí z keramiky jsou kvůli své křehkosti a tvrdosti špatně obrobitelné, proto se poměrně často vyrábí pomocí aditivní výroby. Nejčastěji stereolitografií (SLA), kdy se zpracovává suspenze zirkonia, oxidu křemičitého, oxidu hlinitého a dalších keramických částic v tekuté pryskyřici. Mezi další technologie výroby z keramických materiálů patří selektivní laserové spékání („Selective Laser Sintering“ – SLS) a modelování tavné depozice („Fused Deposition Modeling“ – FDM). [2]

Kovové prášky se zpracovávají metodou SLS, nebo moderně metodou selektivního laserového tavení („Selective Laser Melting“ – SLM). Metoda SLM byla patentována roku 1997 společností Stereolitographie Technik GmbH za spolupráce firmy Fraunhofer ILT. U metody SLM hrají hlavní roli procesní parametry jako je rychlost skenování, výkon laseru, tloušťka vrstvy prášku, vzdálenost šrafů a typ skenování (např. Meander, Chessboard, Hull and Core, Pre-sintering, Stripe a další). Na všech těchto parametrech závisí výsledná mikrostruktura a porozita daného materiálu. Metoda SLM je schopna zpracovávat širokou škálu různorodých materiálů například Inconel, Al slitiny, Ti slitiny, korozivzdorné a nástrojové oceli.

Slitiny hliníku jsou, díky svým mechanickým vlastnostem, druhým nejvyužívanějším materiálem po oceli. Jednou z nejvyužívanějších Al slitin je slitina Al-Si, která je charakteristická dobrou svařitelností a výbornou korozní odolností. Díky svým mechanickým vlastnostem a nízké hmotnosti má tato slitina výrazné zastoupení nejen v automobilovém a leteckém průmyslu ale i v mnoha dalších odvětvích. Pro Al slitiny zpracované metodou SLM je typická jemnozrnná struktura, oproti slitinám zpracovaných konvenční metodou – odléváním. Rozdíl v mikrostrukturu je dán rychlostí odvodu tepla, kdy u metody SLM je tato rychlost mnohem vyšší než u konvenčního zpracování. Slitiny, se kterými se ve spojení s metodou SLM lze nejčastěji setkat jsou AlSi10Mg, AlSi12, Ti6Al4V, Al-Zn-Mg-Cu a v neposlední řadě Al-Si7Mg. [3]

2 Aditivní výroba

Aditivní výroba byla vyvinuta v 80. letech 19. století s hlavním záměrem usnadnění práce, zredukování nákladů a umožnění stavby konstrukčně náročnějších komponent. AM je proces, při němž vzniká výrobek postupným vytvářením jednotlivých vrstev až do finálního tvaru vyráběného produktu. Díky metodě AM se zrychlil a usnadnil vývoj nových součástí nejen ve strojírenství, elektronice, leteckém průmyslu, ale i v medicíně a dalších odvětvích. Mezi největší výhody metod kladení vrstvy na vrstvu patří rychlá výroba prototypů, díky nimž lze v poměrně krátké době nalézt chyby ve výrobní dokumentaci, ověřit vyrobiteľnost, kompletaci dílu a vhodnost pro sériovou výrobu. Postup při výrobě nového komponentu je znázorněn na obr. 1. Z tohoto schématu vyplývá, že metoda AM zrychluje celý proces a umožňuje testování více komponent v kratším čase. [4, 5]



Obr. 1: Jednotlivé kroky procesu [4]

V dnešní době je tento typ metody obecně znám pod názvem 3D – tisk, který staví na poznacích metody Rapid Prototyping. Technologie kladení vrstvy na vrstvu je závislá na vývoji mnoha dalších doprovodných technologií jako je program CAD („Computer Aided Design“), CAM („Computer Aided Manufacturing“) a CNC („Computer Numerical Control“). Tyto tři technologie kombinované dohromady umožňují tisk 3D objektů. [4]

Podle ASTM („American Society for Testing and Materials“) standardu F2792 jsou AM metody rozděleny do sedmi kategorií: materiálová extruze, fotopolymerace v nádobě, tavení práškového lože, nastřikování materiálu, stříkání pojiva, plošné laminování a přímé nanášení materiálu. [6]

V závislosti na použité technologii se v AM používají fotopolymery, termoplasty, speciálně upravený papír a kovové prášky, přehled vybraných technologií a některých použitých materiálů je v tab. 1. [7]

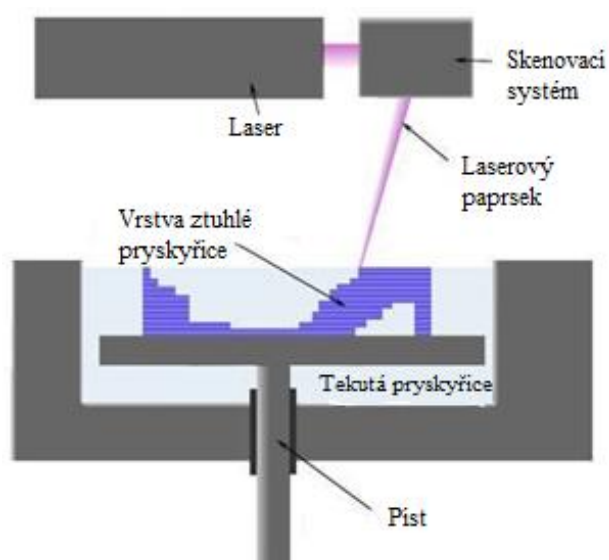
Tab. 1: Přehled vybraných technologií AM [7]

TECHNOLOGIE	ZKRATKA	MATERIÁL
Stereolitografie	SLA, SL	Fotopolymer, keramika
Solid Ground Cutting	SGC	Fotopolymer, nylon
Selective Laser Sintering/Melting	SLS/SLM	Polyamid, nylon, kovové prášky
Direct Metal Laser Sintering	DMSL	Kovové prášky
Laminated Object Manufacturing	LOM	Fólie s jednostranným pojivem
Fused Deposition Modelling	FDM	Termoplasty
Multi Jet Modelling	MJM	Termopolymer, akrylátový fotopolymer
Bound Metal Deposition	BMD	Kovové prášky a polymer
Selective Head Sintering	SHS	Termoplastický prášek
Electron Beam Melting	EBM	Kovový prášek

3 Přehled hlavních kategorií AM

3.1 Stereolitografie – SLA

Modely na bázi fotopolymerů jsou stavěny převážně v nádobě s kapalnou pryskyřicí, kde pod hladinou pryskyřice dochází k postupnému vytvrzení jednotlivých vrstev za působení ultrafialového laserového paprsku. Tloušťka jednotlivých vrstev se pohybuje v rozmezí 0,05 – 0,15 mm. Nejnovější metoda tzv. mikrostereografie pracuje s vrstvami o tloušťce 10 μm . Po vytvrzení každé vrstvy je nosná deska snížena právě o tloušťku vrstvy, aby mohla být nanášena vrstva další (obr. 2). Po ukončení procesu je součást povrchově upravena v UV komoře, kde se součásti dodá požadovaná integrita povrchu. Metoda SLA je nejvyužívanější v automobilovém průmyslu při výrobě modelů aut. Mezi výhody SLA patří možnost zhotovení objemných modelů, přesnost a široký výběr materiálů. Mezi nevýhody patří nutnost úpravy povrchu, odstranění podpor a sušení. [4, 7]

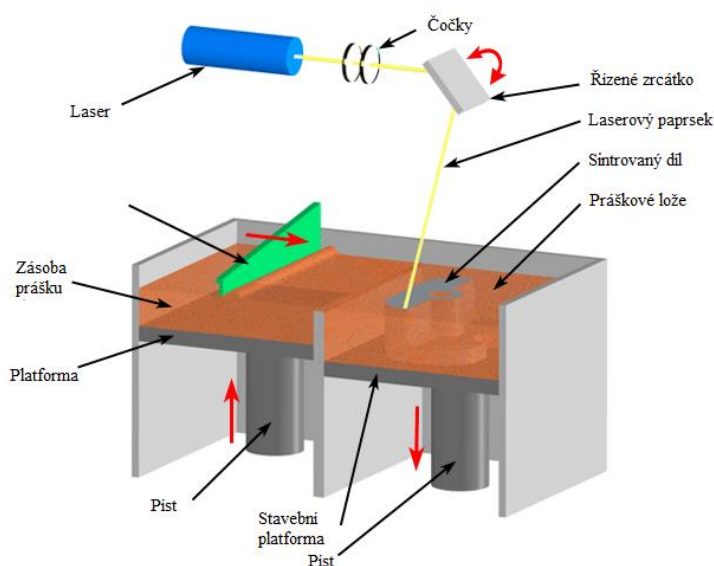


Obr. 2: Princip Stereolitografie [4]

3.2 Direct Metal Laser Sintering – DMLS

Jedná se o jednu z metod AM, která využívá materiál na bázi prášku, typicky jde o prášky z nerezové oceli EOS GP1, slitiny bronz nikel DM 20 a kobalt chrom EOS CC MP1, v neposlední řadě martenzitické oceli EOS MS1 a mnoho dalších. DMLS metoda je založena na postupném tavení kovového prášku pomocí výkonného laseru. Vrstva prášku je nanášena za pomoci keramického bříty na ocelovou stavěcí desku a následně tavena laserem, který kopíruje tvar součásti (obr. 3). Nově nanášená vrstva je laserem zcela roztavena v přesně daném místě a zároveň je v tomto místě natavena i vrstva předešlá, čímž dojde k slinování dvou vrstev. Celý proces probíhá v ochranné atmosféře tvořené dusíkem, popřípadě argonem, čímž je díl chráněn před oxidací. [7]

Po dokončení operace je nezbytnou součástí výroby odstranění podpor, tryskání, obrábění, broušení a leštění. Jednou z výhod této metody je výsledná pevnost materiálu. V tab. 2 jsou uvedeny některé procesní parametry a mechanické vlastnosti vzorků z různých materiálů vyrobených metodou DMSL. [7]



Obr. 3: Princip metody DMLS [7]

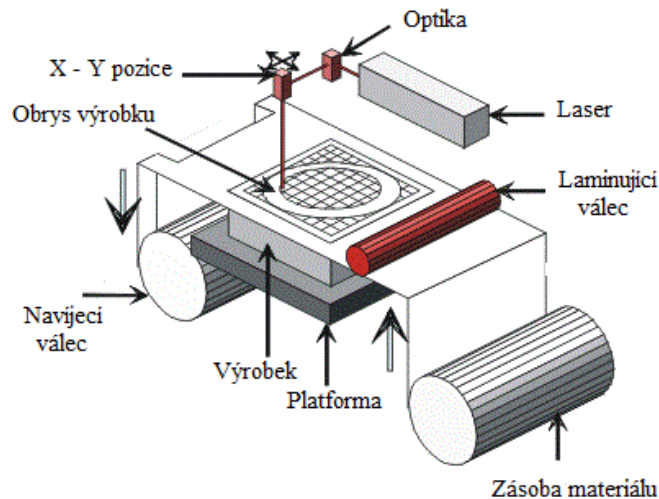
Tab. 2: Přehled mechanických vlastností vzorků vyrobených metodou DMLS [7]

	Nerezová ocel EOS GP1	Martenzitická ocel EOS MS1	Slitina bronz – nikl DM 20
Min. tloušťka stěny [mm]	0,4	0,4	0,6
Rychlost stavby [mm ³ /s]	2–5	2–4	10–20
Zbytková porozita [%]	-	-	8
Mez pevnosti [MPa]	900	1100	400
Mez kluzu [MPa]	500	1000	200
Modul pružnosti [GPa]	190	180	80
Tvrdość povrchu [HRC]	23–33	36–39	120
Max. pracovní teplota [°C]	550	400	400

3.3 Laminated Object Manufacturing – LOM

Modely vyrobené touto metodou jsou tvořeny z vrstev fólie. Fólie mají na jedné straně příslušný nátěr, který slouží ke slepení jednotlivých vrstev. Zařízení pro LOM sestává ze dvou válců, z prvního je fólie odmotána a na druhý namotána. Po odvinutí fólie je v procesní komoře vyřezán za pomoci laseru předem daný obrys součásti, navržený pomocí programu CAD. Následně je vyřezaná vrstva spojena s předchozí vrstvou za pomoci předehřátého válce, který přejede po právě vyřezané vrstvě (obr. 4).

Fólie jsou tvořeny z papíru, plastu, popřípadě z laminovaného kovu. Metoda LOM, tak jako většina metod AM, vyžaduje stavbu podpor součásti. Součásti vyrobené touto metodou jsou užívány převážně k vizualizaci a prezentaci nových výrobků. Výhodou této metody je široká škála materiálů, z něhož mohou být fólie vyrobeny (nejčastěji papír s adhezivním povlakem). Prvky vyrobené metodou LOM nesmějí být tenkostěnné a jejich pevnost je závislá na typu pojiva jednotlivých vrstev. [8]



Obr. 4: Princip metody LOM [7]

3.4 Bound Metal Deposition – BMD

Jedná se o jednu z metod AM, kterou nově vyvinula firma Desktop Metal. BMD je metoda založena na bázi extruze. Kovové komponenty jsou tvořeny vytlačováním termoplastického materiálu naplněného kovovým práškem. Kovový prášek spojen voskem a polymerním pojivem, je zahříván a extrudován na stavěcí desku, přičemž při samotném tisku není taven kovový prášek, pouze polymerní pojivo. Jednotlivé extrudované vrstvy jsou na sebe nanášeny pomocí tiskové hlavy, opisující předem danou geometrii součásti. Vytisknutá součást je následně ponořena do přístroje obsahující speciální kapalinu, ve které je odstraněno primární pojivo (vosk a polymerní pojivo). V dalším kroku je součást připravena k slinování (obr. 5c), to probíhá v peci, kde se díl zahřeje těsně pod bod tání, čímž je vytvořena homogenní struktura bez zbytkového napětí a s relativní hustotou až 99,8 %. Mezi materiály zpracovávané metodou BMD se řadí Inconel 625, AlSi 4140, Cu slitiny a mnoho dalších. Výhodami této metody je absence ochranné atmosféry a dobrá manipulovatelnost se vstupním materiálem. [9]

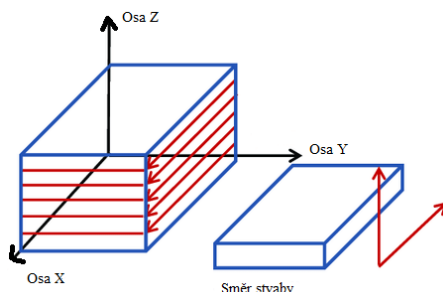


Obr. 5: Metoda BMD a) 3D – tisk modelu, b) odstranění primárního pojiva, c) slinování v peci [9]

4 Selektivní laserové tavení – SLM

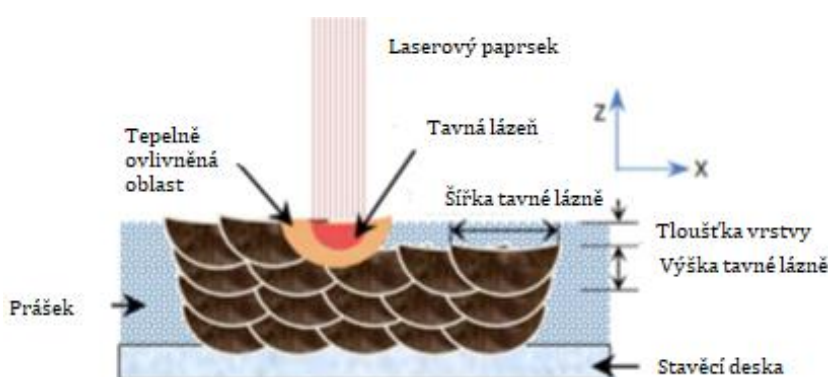
Selektivní laserové tavení („Selective Laser Melting“ – SLM) je jedna z metod AM, která se využívá převážně pro rychlou výrobu prototypů a odlehčených komponent se složitou geometrií. Tato metoda je známá od roku 1995, kdy byl zahájen její vývoj v německém Fraunhofer Institute ILT v Aachen. V dnešní době, je hlavní společností zabývající se touto metodou, společnost SLM Solution GmbH sídlící ve městě Lünebeck. Metoda SLM se vyznačuje přesností, rychlostí a minimem zbytkového materiálu. Zbytkový materiál z jednoho procesu lze využít při dalším zpracování, a to v podstatě bez ztráty původních vlastností. Vstupní materiál vhodný pro metodu SLM je jemný kovový prášek. [1, 10]

Celý proces lze rozdělit do několika kroků, kdy prvním krokem je vytvoření 3D modelu dané součásti a zároveň návrh vhodných podpěr, za pomoci programu CAD. Takto vytvořený model je převeden do souboru STL (standartní teselační soubor), který model „rozřeže“ na 2D vrstvy XY, po kterých bude konstrukce součásti probíhat, viz obr. 6. Stavba součásti je vedena v ose Z, postupným kladením jednotlivých vrstev prášku na sebe. [3]



Obr. 6: Směr stavby [12]

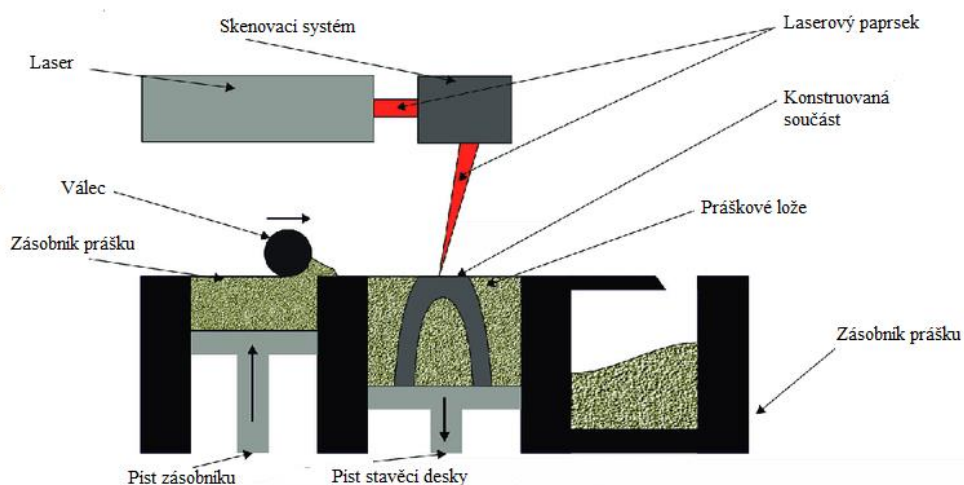
Stavba součásti je zahájena nanesením vrstvy prášku (20 – 100 μm) na předehřátou stavěcí desku. Bezprostředně poté probíhá skenování pomocí laseru po přesně dané trajektorii v rovině XY. V místě působení laseru je prášek roztaven a díky vysoké rychlosti odvodu tepla dojde k rychlému tuhnutí obr. 7. [1, 11]



Obr. 7: Vyobrazení stavby součásti metodou SLM [14]

Po dokončení skenování jedné vrstvy sjede píšť, umístěný pod stavěcí deskou, přesně o tloušťku vrstvy směrem dolů. Pomocí válce (popřípadě gumové stěrky) je nanášena nová vrstva prášku ze zásobníku, která se opět skenuje laserem, ten rozpustí nově nanášenou vrstvu prášku a částečně nataví i předešlou vrstvu, čímž dojde ke spojení dvou na sobě ležících vrstev, viz obr. 8. Po ukončení tisku je potřeba odstranit zbylý, okolní prášek, ten se odstraňuje manuálně.

Nevyužitý prášek je proset skrze síta, pro odstranění velkých prachových částic. Takto pročištěný materiál je uschován a následně znovu využit pro tisk. Díky této vlastnosti je metoda SLM považována za velmi ekologickou. [1, 11]



Obr. 8: Schéma metody SLM [13]

Velikost komponent, které je možné tisknout, je závislá na velikosti pracovní komory a stavěcí desky. Velikost součásti se pohybuje okolo $280 \times 280 \times 365 \text{ mm}^3$ a větší $500 \times 280 \times 365 \text{ mm}^3$. Během tisku je nutné zajistit dobrý odvod tepla, proto je potřeba správně zvolit naklonění a usazení součásti. Také je potřeba výběr vhodné inertní atmosféry, pro většinu materiálů se využívá dusík, popřípadě argon (pro Ti slitiny) anebo neon. Při procesu SLM jsou velmi důležité procesní parametry, mezi které patří výkon laseru, rychlost skenování, tok plynu, rozsah šrafování laseru a další. [1, 15, 16]

5 Mikrostruktura

Pro materiály zpracované metodou SLM, jsou typické půlkruhové SLM buňky s jemnou strukturou (obr. 9). Jednotlivé SLM buňky jsou tvořeny převážně kolumnárními zrny ve vnitřním prostoru a fúzní hranicí podél jejich okrajů. Mikrostruktura u materiálů zpracovaných metodou SLM je závislá na délce interakce mezi práškem a laserovým paprskem. U laserového paprsku je významná jeho hustota energie Ψ , definována v rovnici (1). [1, 17]

$$\Psi = \frac{P}{u \cdot h \cdot t} \text{ [J/mm}^3\text{]}, \quad (1)$$

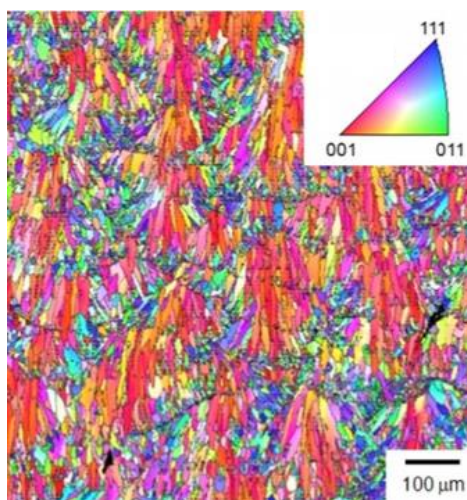
kde je P výkon laseru [W], u rychlost skenování [mm/s], h vzdálenost šrafů [mm] a t tloušťka vrstvy [mm].

Vztah mezi hustotou energie a dobou interakce mezi laserem a materiálem je definován operačním režimem SLM procesu, který je dán teplotním gradientem G a rychlostí tuhnutí R . V rovnici (2) je dána změna teploty s časem $\frac{dT}{dt}$ v závislosti na teplotním gradientu a rychlosti tuhnutí. [1]

$$\frac{dT}{dt} = G \cdot R \text{ [K/s]}, \quad (2)$$

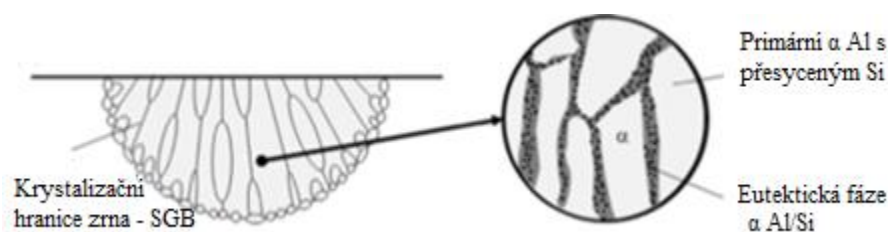
Bylo zaznamenáno [18], že nárůst G/R pozvolně mění režim tuhnutí z dendritické na buňkově – dendritickou strukturu a v důsledku toho na čelní planární růst. Dále pak bylo zjištěno, že vyšší rychlost tuhnutí ($G \cdot R$) znamená větší podchlazení, a tedy vznik jemnější mikrostruktury. Lze říct, že teplotní gradient a rychlost tuhnutí (G a R) řídí typ a velikost zrn.

Delší interakce laseru s materiálem, popřípadě vyšší výkon laseru, má za následek přehřátí tavné lázně, což vede k vysoké povrchové teplotě. Za takových podmínek začne tavenina tuhnout až po delší době, což vede k hrubnutí zrna. [1, 18]



Obr. 9: Mikrostruktura slitiny AlSi10Mg – EBSD [19]

Tvar tavné lázně/SLM buněk závisí na parametrech procesu SLM. Jestliže je hustota energie menší než kritická hodnota, a zároveň je dodatek tepla dostatečný k roztavení prášku, potom tavná lázeň získá půlkruhový tvar (obr. 10), v důsledku vysokého povrchového napětí. Styková plocha mezi dvěma takovými vrstvami bude menší, čímž bude menší rychlost ochlazování. [1]



Obr. 10: Struktura SLM buňky slitiny AlSi10Mg [19]

5.1 Epitaxní (rovnoosé) tuhnutí v SLM

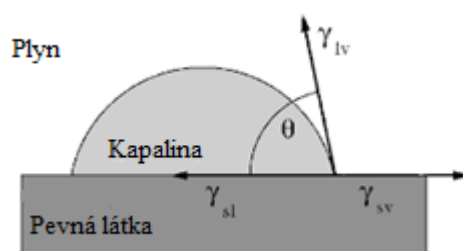
U kovů může být metoda SLM přirovnána k fúznímu svařování. [20, 21] Při fúzním svařování není základní a svařovací kov, na rozdíl od metody SLM, zcela identický. Fúzní svařování je založeno na principu úplného smáčení fúzní hranice, a to částečně nataveného základního materiálu a přídavného materiálu. Spojení materiálu základního a přidaného je předpoklad pro dobrou svařovací integritu. Během spojování nastává růst zrn na rozhraní pevná fáze/tavenina, mezi základním kovem a taveninou, tedy na fúzní hranici. Lze tedy mluvit o heterogenní nukleaci s následným růstem zrna. [1]

Volná energie (W_α) pro iniciaci nukleace je funkcí úhlu smáčení mezi substrátem a vznikající taveninou obr. 11, jak je popsáno rovnicemi (3) a (4). [1]

$$W_\alpha = (\gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL}) = \gamma_{LV} (1 + \cos \theta) \text{ [J/m}^2\text{]}, \quad (3)$$

$$\cos \theta = \left(\frac{W_\alpha}{\gamma_{LV}} \right) - 1 \text{ [-]}, \quad (4)$$

kde γ_{SV} je mezifázová energie mezi pevnou a plynnou fází, γ_{LV} mezi kapalnou a plynnou fází, γ_{SL} mezi pevnou a kapalnou fází a θ je kontaktní úhel.



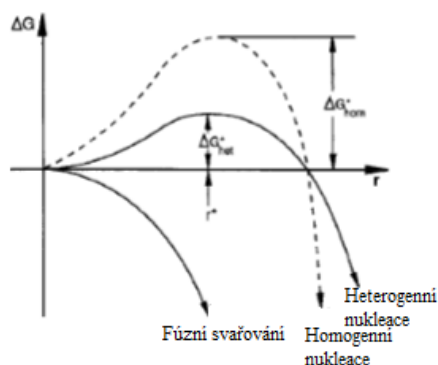
Obr. 11: Rovnováha tří fází pro částečně smáčivou soustavu [1]

Během epitaxního tuhnutí je kontaktní úhel θ a volná energie ΔG_{het} rovna téměř nule (5). Díky tomu, proběhne nukleace a růst zrna na fúzní hranici velmi snadno (obr. 12). [1]

$$\Delta G_{het} = S(\theta) \cdot (-V_s \cdot \Delta G_v + A_s \cdot \lambda_{SL}) \text{ [J]}, \quad (5)$$

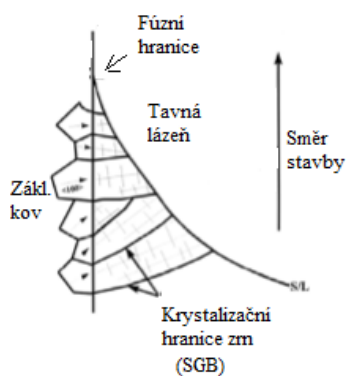
kde $S(\theta)$ je tvarový faktor závislý na úhlu smáčení (6), V_s objem zárodku [m^3], ΔG_v je změna volné energie [J/m^3] a A_s nově vzniklá plocha povrchu rozhraní mezi zárodky pevné a kapalně fáze [m^2].

$$S(\theta) = \frac{(2 + \cos \theta) \cdot (1 - \cos \theta)^2}{4} [-], \quad (6)$$



Obr. 12: Porovnání velikostí volných energií [1]

Zárodky pevné fáze vznikají na fúzní hranici s následným růstem do středu taveniny. Epitaxní růst je popsán tvorbou sítí hranic zrn, složených z krystalizačních hranic zrn („Solidification Grain Boundary“ – SGB), které jsou prodloužením zrn ležících na fúzní hranici tepelně ovlivněné oblasti, obr. 13. Růst zrn je zahájen epitaxní nukleací na povrchu základního materiálu, kdy je z taveniny přemístěn atom na již existující krystalický substrát, díky tomuto mechanismu nedochází ke změně krystalografické orientace. Dalším krokem je konkurenční růst zrn směrem do středu tavné lázně (směr gradientu proudění tepla). [1, 22]



Obr. 13: Epitaxní nukleace a konkurenční růst [1]

6 Metalurgické vady

Vady vyskytující se v součástech vyrobených metodou SLM jsou obdobné, jako vady vyskytující se u součástí vyrobených konvenční metodou – odléváním. Mezi nejčastější vady patří póry, trhliny, oxidické vměstky a ztráta legujících prvků. Tyto vady nastávají v důsledku kontaminace oxidy, rozdílného tepelného gradientu napříč součástí a Marangoniho konvekcí, která brzdí vznik tavné lázně pro dosažení vazby se substrátem. [1]

6.1 Porozita

Póry vznikají u metody SLM několika způsoby, při nedostatečném roztavení prášku, při turbulentním zachycení plynů a v důsledku smrštění materiálu. Póry vytvořené v důsledku nedostatečného natavení se nejčastěji vyskytují podél hranic vrstev prášku, mají nepravidelný tvar a obsahují neroztavené částice prášku („lack of fusion porosity“). Tento typ póru je nejvíce ovlivněn výkonem laseru, tloušťkou vrstvy a rychlostí skenování. Porozita je přičítána nedostatečnému rozptýlení hustoty laserové energie do celé hloubky vrstvy prášku, čímž není dostatečně natavena předešlá vrstva a nedochází k tvorbě koherentní vazby. [1, 23]

Dalším typem pórů jsou plynové bubliny, které se mohou zachytit v mezivrstvách prášku během laserového skenování. Zachycení plynových bublin má za následek nestabilní a nejednotnou skenovací stopu, kvůli neustále se měnícímu umístění plynových bublin. [1]

Vodík je jediný plyn, který je značně rozpustný v Al slitinách, proto se porozita zapříčiněná plyny v slitinách hliníku připisuje právě vodíku. Během procesu SLM je Al slitina velice náchylná k absorpci vodíku, přičemž rozpustnost vodíku roste exponenciálně s teplotou. Limit rozpustnosti vodíku v roztaveném čistém Al (0,65 ml / 100 g) je přibližně 20× vyšší než rozpustnost v pevném Al (0,034 ml / 100 g) při teplotě tání. Během tavení u procesu SLM je teplota tavné lázně velmi vysoká, a proto zde je obsah rozpuštěného vodíku výrazně vyšší než u jiných metod (např. obloukového svařování). [23]

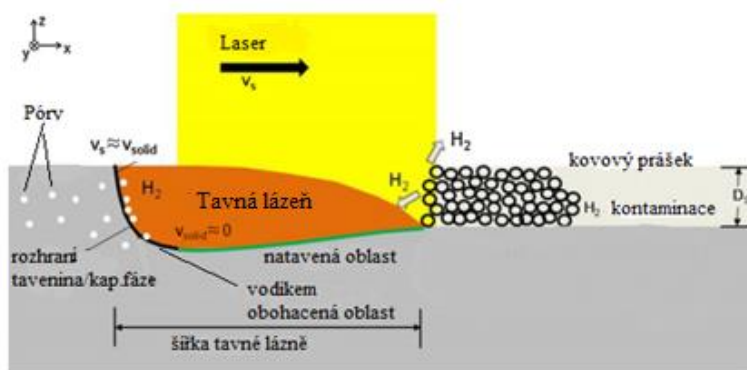
Během tuhnutí roztaveného Al je rozpuštěného vodíku mnohem víc, než je rozpustnost vodíku v tuhém materiálu, a proto je odváděn na rozhraní pevná látka/kapalina, což má za následek tvorbu bublin. Část bublin unikne na povrch taveniny – viz rovnice (7) a část vytvoří póry ve ztuhlém kovu. Obecně je známo, že se vodíkové póry tvoří, pokud koncentrace vodíku překračuje určitou hodnotu, která je funkcí složení slitiny a rychlosti chlazení. To znamená, že se zvyšující se rychlostí chlazení se také zvyšuje kritická koncentrace vodíku pro tvorbu pórů. Z toho vyplývá, že díky vysoké rychlosti chlazení u metody SLM lze očekávat výskyt malých bublin (mikropórů), nižší počet pórů a objemových frakcí. [23, 24]

Výpočet rychlosti unikání bublin na povrch (7) [24]

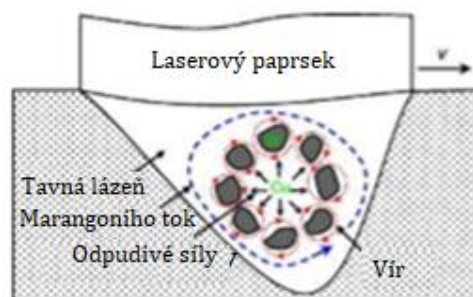
$$v_t = \left(\frac{2 \cdot g}{9 \cdot n}\right) \cdot r_p^2 \text{ [mm/s]}, \quad (7)$$

kde r_p je vzdálenost pórů [mm], n je kinematická viskozita [mm²/s] a g je gravitační zrychlení [mm/s²].

Na obr. 14 je znázorněn rozptýl jemných pórů uvnitř ztuhlého materiálu a vyšší koncentrace pórů na rozhraní pevná fáze/kapalina. Pokud se na rozhraní pevná fáze/kapalina vyskytují oxidy, popřípadě jiné kontaminace započne tzv. Marangoniho konvekce (obr. 15). [1, 24]



Obr. 14: Vznik pórů při procesu SLM [24]



Obr. 15: Marangoniho konvekce [1]

Marangoniho konvekce je přesun hmoty mezi dvěma kapalinami na základě gradientu jejich rozdílných povrchových napětí. Je-li koeficient povrchového napětí záporný, směr toku taveniny na povrchu tavné lázně směřuje směrem od středu k okraji tavné lázně. Tok taveniny významně ovlivňuje lokální obsah vodíku podél rozhraní tavenina/kapalná fáze. Změnu koeficientu povrchového napětí lze ovlivnit skenovací rychlostí, v závislosti na ní se mění tok taveniny, který směřuje ode dna tavné lázně k povrchu, kde vodík může unikat z materiálu. Stručně řečeno, tvorba pórů může být omezena snížením obsahu vodíku a použitím adekvátních procesních parametrů. [24, 26]

6.2 Trhliny

Hliníkové slitiny jsou velice náchylné na tvorbu trhlin, z důvodu značného rozsahu teplot tuhnutí (vliv legujících prvků), velké roztažnosti a smrštivosti. U součástí, vyrobených metodou SLM lze předpokládat výskyt trhlin likvačních a krystalizačních.

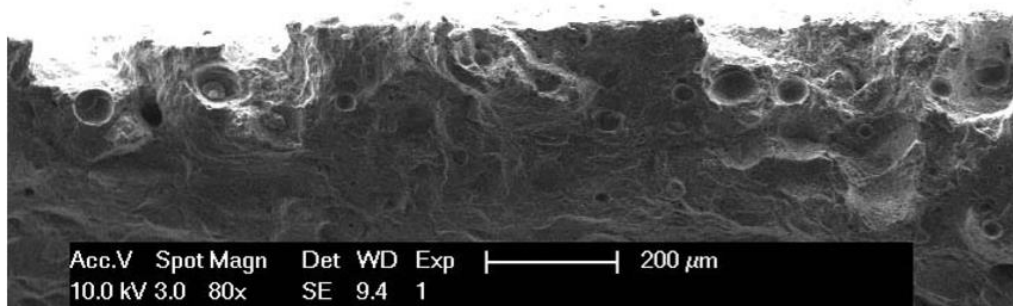
Likvační trhliny vznikají v důsledku vysokého obsahu legujících prvků, které jsou přítomny v tepelně zpracovatelných slitinách, v nichž precipituje nízko-tavitelná eutektická fáze. Během tuhnutí legující prvky a nečistoty segregují na hranicích zrn, čímž vzniknou likvační filmy. Tvorba likvačních trhlin, při procesu SLM může být omezena minimalizací rozptylu hustoty energie na substrátu. [1]

Krystalizační trhliny se vyskytují na rozhraní pevné a kapalné fáze, jejich vznik je přičítán vysokému pnutí, které se na tomto rozhraní vyskytuje v důsledku tuhnutí. Na rozhraní pevné a kapalné fáze zároveň dochází k mikrosegregaci legujících prvků a nečistot, které se vylučují jako nízko-tavitelná fáze. Ta je dostatečně tekutá, aby zaplnila první vyskytující se trhlinky a tím pnutí snížila. Analýzy o náchylnosti ke krystalizačním trhlinám u Al slitin zpracovaných metodou SLM potvrzují, že krystalizační trhliny vznikají častěji při chemickém složení 0,8 % Si v Al-Si, 1–3 % Cu v Al-Cu, 1 – 1,5 % Mg v Al-Mg a 1 % Mg₂Si a v Al-Mg-Si. [1, 23]

6.3 Oxidické vměstky

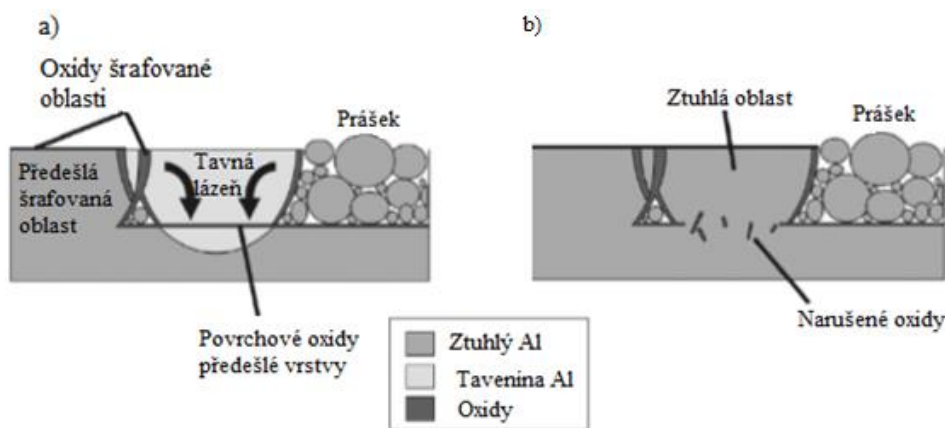
Oxidické vměstky jsou nejčastěji se vyskytující typy vměstků u Al slitin. Oxidický film vytvořený na povrchu lázně zabraňuje dokonalému smáčení povrchové vrstvy a podporuje vznik kulových částic. Oxidy pronikají do materiálu jednak s legujícími prvky během primárního procesu (tzv. staré oxidy) nebo se zachytí v nedokonalě čisté inertní atmosféře v důsledku turbulentního proudění (tzv. mladé oxidy). [1]

Oxidické filmy v Al slitinách mají dvě strany, a to nespojitou vnitřní (suchou) a smáčivou vnější stranu. [25] Oxidické filmy jsou vždy kladeny suchou stranou k suché straně. Smáčivé strany oxidického filmu během procesu SLM u Al slitin nukleují na intermetalických fázích za vzniku trhlin (obr. 16). Dalším důvodem vzniku trhlin je mezera mezi dvěma suchými stranami oxidického filmu, nesmáčené suché strany filmu se stanou potenciálním místem pro porozitu. Možné umístění oxidů je také na hranicích zrn, protože dendrity nemohou bez smáčení nukleovat na suché straně oxidického filmu. [1, 27]



Obr. 16: Slitina AlSi10Mg, hranice oxidů indikující trhlinu [3]

Při laserovém šrafování dvou vrstev prášku po sobě zanechá laser na povrchu tuhé i kapalně fáze oxidický film. Z oxidických filmů na horním povrchu taveniny vznikají páry, na rozdíl od spodního povrchu, který zůstane nedotčen (obr. 17). Díky Marangoniho silám, které míchají tavnou lázeň v důsledku rozdílu povrchových napětí taveniny, je část oxidického filmu rozpuštěna, což je mechanismus, který snižuje míru praskání oxidických filmů. Mechanismus neplatí pro celý objem tavné lázně, proto se vytváří po stranách lázně stěny oxidů. [1, 28]



Obr. 17: a) Marangoniho konvekce v tavenině, b) porušení oxidů a tuhnutí taveniny [1]

6.4 Ztráta legujících prvků

Vysoký výkon laseru použitý při skenování může vyvolat místní vypaření legujících prvků, s teplotou tavení nižší, než má hliník. Atomy prvků s nižší teplotou tavení, než hliník jsou v první řadě transportovány k povrchu tavné lázně. Na povrchu jsou tyto atomy odpařeny z materiálu a odneseny inertními plyny. Selektivní vypaření legujících prvků degraduje funkční vlastnosti např. vypaření hořčíku může vést ke ztrátě možnosti precipitačního zpevnění, což má za následek snížení tvrdosti, meze kluzu, tažnosti a tvařitelnosti. Ochuzení o legující prvky také vede k nestabilitě skenovací stopy a zvýšení porozity. Změna chemického složení součásti při výrobě pomocí metody SLM je funkcí rychlosti vypařování a objemu tavné lázně. Změna chemického složení je nejvýznamnější při nízké hustotě energie v důsledku malého objemu (velkému povrchu) tavné lázně. K zabránění ztráty legujících prvků je potřeba použít optimální podmínky procesu. [1, 23]

7 Vliv parametrů SLM na mikrostrukturu

Vhodné nastavení pracovních parametrů u metody SLM je klíčové k dosažení dobrého výsledku. Mezi nejdůležitější parametry ovlivňující mikrostrukturu finálního produktu se řadí procesní parametry, typ metody skenování a v neposlední řadě vlastnosti vstupního práškového materiálu.

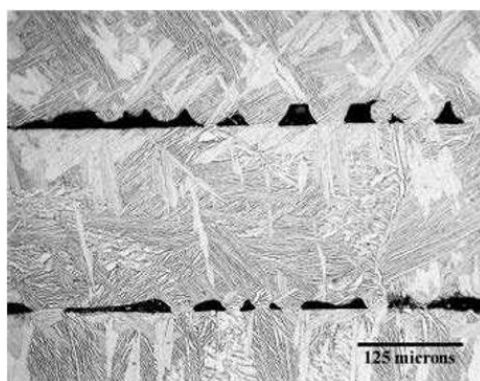
7.1 Vliv vlastností prášku

U kovových prášků probíhá poměrně snadná kontaminace vlhkostí, adsorpcí plynů z okolí a následnou oxidací základního materiálu. Znečištění prášku má za následek špatnou smáčivost, ta pak způsobuje tvorbu kulových částic („balling effect“) v materiálu. Mezi další důsledky znečištění patří nízká hustota materiálu a slabé vazby mezi vrstvami, to vše negativně ovlivňuje mechanické vlastnosti.

Mezi charakteristiky prášku patří viskozita, povrchové napětí, tvar částic, tepelná vodivost, měrné teplo, teplota tavení materiálu, poměr prvků a v neposlední řadě chemické složení. Viskozita je důležitá pro těsné uspořádání částic prášku. Tvar částic významně ovlivňuje tvorbu oxidů na povrchu. Nepravidelné částice zachytí více plynů, než částice hladké a kulaté. U nepravidelných částic je také vyšší pravděpodobnost praskání oxidační vrstvy, které je spojené s jejím růstem. [1]

7.2 Vliv procesních parametrů

Jak bylo zmíněno v kapitole 4, procesními parametry jsou výkon laseru, rychlost skenování, typ ochranné atmosféry a tok plynu, délka vektoru skenu, vzdálenost šrafů a v neposlední řadě předehřev stavěcí desky. Všechny tyto parametry se podílí na výsledném produktu a je potřeba je správně nastavit, pro co nejlepší výsledek. Úspěšný proces SLM u kovů vyžaduje, aby zvolená tloušťka vrstvy byla vhodná pro použité procesní parametry. Při velké tloušťce vrstvy prášku nepronikne energie do správné hloubky a tavení částic není dokonalé v důsledku nedostatečné laserové penetrace na spodní část vrstvy naneseného prášku, což má za následek vznik pórů obr. 18. [1]

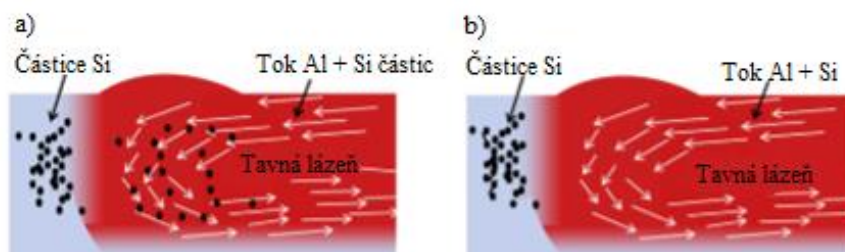


Obr. 18: Nedostatečné znova natavení substrátu u slitiny Ti-6Al-4V [1]

Nejvýznamnějším parametrem metody SLM, ovlivňující zhutňování součástí je hustota energie laserového paprsku, která je definovaná rovnicí (1). Z rovnice (1) vyplývá, že hustota energie pro SLM proces roste s vyšším výkonem laseru, sníženou rychlostí skenování, menší vzdáleností šrafů a menší tloušťkou vrstvy.

Hustotu vzorku dále významně ovlivňují parametry jako je vzdálenost jednotlivých šrafů laseru, tloušťka vrstvy prášku, výkon laseru a rychlost skenování. [29, 30] Vyšší rychlost

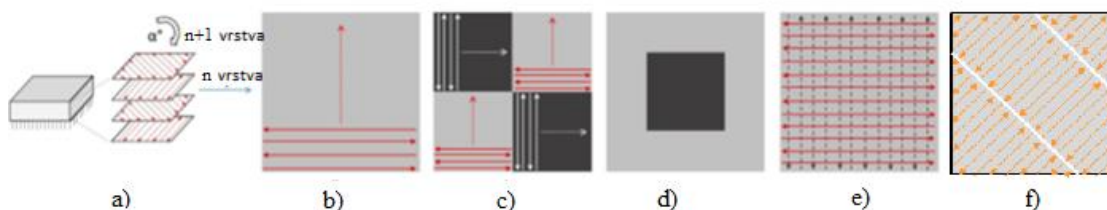
laserového skenování vede k nižší hustotě energie. Obr. 19 znázorňuje rozdíl dvou rychlostí skenování aplikovaných na eutektickou slitinu Al-Si (AlSi12). Na obr. 19a jsou znázorněny neroztavené částice Si v důsledku vyšší rychlosti skenování (1 m/s), na obr. 19b se tyto neroztavené částice neobjevují, a to díky dostatečně dlouhé interakci laseru s materiálem. Při skenovací rychlosti 0,5 m/s, jsou Si částice schopny kompletní tavby a promíchání s matričním materiálem. [17, 31]



Obr. 19: Schéma tavné lázně u slitiny AlSi12 a) rychlost skenování 1 m/s, b) rychlost skenování 0,5 m/s [31]

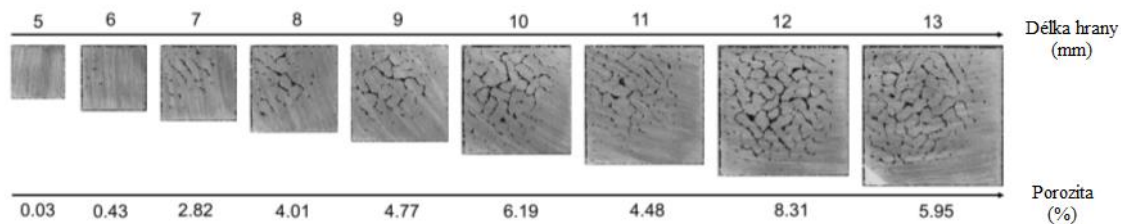
7.3 Vliv metody skenování

Mezi nejvýznamnější parametry ovlivňující porozitu patří metoda skenování jednotlivých vrstev prášku. Obr. 20 znázorňuje typy skenování na čtvercové základně. Metody „Meander“, „Chessboard“ a „Hull and Core“ byly aplikovány na Al slitinu EN AW 2618 a následně byla hodnocena porozita připravovaného materiálu. [10, 33]



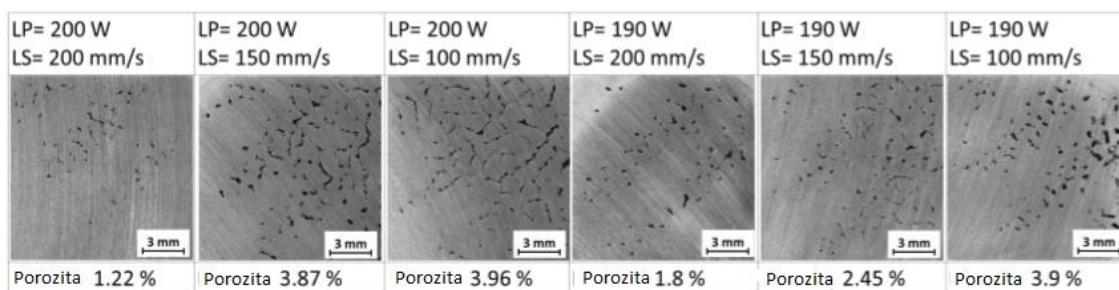
Obr. 20: Metody skenování a) jednotlivé skenované vrstvy a jejich rotace, b) metoda „Meander“, c) metoda „Chessboard“, d) metoda „Hull and Core“, e) metoda „Pre-sintering“, f) metoda „Stripe“ [10, 33]

Obr. 20a zobrazuje rotaci laseru při skenování mezi jednotlivými vrstvami v tomto případě $\alpha = 73^\circ$. Metoda „Meander“ je základní strategie využívaná při laserovém skenování. Laser při této metodě šrafuje vymezenou plochu, přičemž směr chodu laseru v následující stopě je vždy opačný ke směru předešlé stopy. Nevýhodou této metody je výskyt zbytkového pnutí z důvodů rozdílu teplot v opačných koncích skenovaných stop. Při porovnání porozity, na plochách o různých velikostech, skenovaných metodou „Meander“, bylo zjištěno, že tato metoda není příliš vhodná pro větší plochu skenování, z důvodu relativně vysoké porozity. Porovnání velikosti vzorků a hodnot porozity je uvedeno na obr. 21. [10, 32]



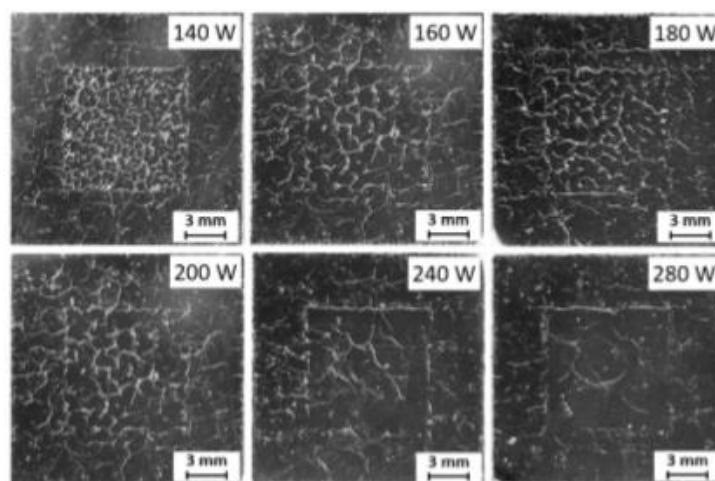
Obr. 21: Porovnání rozdílných velikostí vzorků v závislosti na porositě, metoda skenování „Meander“ [10]

Dělení plochy na několik menších lokálních oblastí kombinovaných s rozdílným stylem skenování zmenšuje vnitřní pnutí díky přehřátí lokálních plošek. Metoda „Chessboard – šachovnice“ je uvedena na obr. 20c, kdy skenování na tmavých polích (dle obr. 20c) je vždy potočeno o 90° vůči světlým polím. Při použití této metody porozitu ovlivňuje zejména výkon laseru a rychlost skenování, přičemž čím je vyšší výkon laseru a vyšší skenovací rychlost, tím je porozita nižší obr. 22. [10]



Obr. 22: Vliv výkonu laseru (LP) a rychlosti skenování (LS) na porozitu u metody skenování „Chessboard“ [10]

Další metoda skenování je „Hull and Core“, kdy je skenovaná plocha rozdělena do dvou částí, a to na vnitřní část „jádro“ a vnější část „obálku“ viz. obr. 20d. Pro každou z těchto ploch jsou sestaveny specifické parametry skenování, pro dosažení lepší distribuce energie. Obr. 23 znázorňuje porovnání míry porozity v závislosti na výkonu laseru, který byl použit na skenování „obálky“. Pro skenování „jádra“ byl zvolen výkon laseru 200 W a rychlost skenování 200 mm/s, a to pro všechny vzorky. Nejlepší výsledek byl zaznamenán při nejvyšším výkonu laseru (280 W), kde byla porozita pouze 0,38 %. [3, 10]



Obr. 23: Porozita u vzorku skenovaného metodou „Hull and Core“ [10]

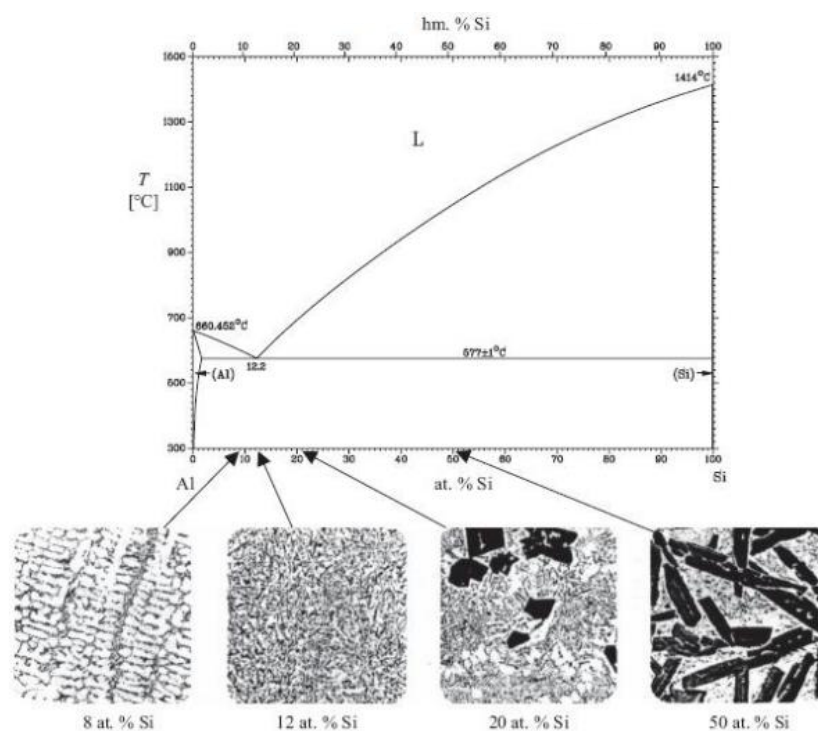
Metoda skenování „Pre-sintering“ byla vyvinuta pro odstranění defektů z materiálu. Je označována také jako metoda „Re-melting“, kdy se jedna vrstva prášku skenuje dvakrát. Poprvé s nižším výkonem, kdy se prášek netaví, pouze spéká. Druhý sken, s vyšším výkonem laseru, prášek zcela roztaví. Tato metoda je nadále ve vývoji. [10]

Jednou z dalších velmi využívaných metod je metoda „Stripe“, znázorněná na obr. 20f. U této metody je plocha rozdělena do menších pásků, jednotlivé skeny jsou kratší a četnější než u metody „Meander“. Mezi přednosti této metody patří homogenní distribuce zbytkového pnutí a možnost skenování velkých ploch. [33]

8 Vlastnosti vybraných Al slitin

Čistý hliník je velmi lehký kov a dobrý vodič, díky tomu je široce používán v elektrotechnice. Ve formě slitin je využíván nejen v leteckém a automobilovém průmyslu, ale i v mnoha dalších odvětvích. Mezi jeho přední vlastnosti patří relativně dobrá pevnost, tvárnost, dobrá svařitelnost a výborná odolnost vůči korozi. Hustota čistého hliníku je 2770 kg/m^3 , teplota tavení se pohybuje okolo teploty 660 °C a modul pružnosti je $71,7 \text{ GPa}$. Hliník se vyznačuje svými antistatickými vlastnostmi a také tím, že není magnetický. V přírodě se vyskytuje ve formě sloučenin, a to převážně jako bauxit. Jeho výroba je ovšem velmi komplikovaná a provádí se pomocí elektrolýzy směsi čistého bauxitu a kryolitu, která probíhá při teplotě 950 °C . [34]

Slitiny Al-Si jsou obecně děleny na pondektické ($<12 \text{ \%Si}$), eutektické ($=12 \text{ \%Si}$) a nadeutektické ($>12 \text{ \%Si}$). Nejlepší slévárenské vlastnosti vykazují eutektické siluminy (Al-12Si), eutektikum v binárních siluminech představuje směs tuhého roztoku α (Al) a krystalů téměř čistého Si, ty zvyšují odolnost vůči otěru. Binární diagram Al-Si s přehledem mikrostruktury v litém stavu pro daný obsah Si je znázorněn na obr. 24. [35]



Obr. 24: Binární diagram Al-Si s přehledem mikrostruktur v litém stavu [35]

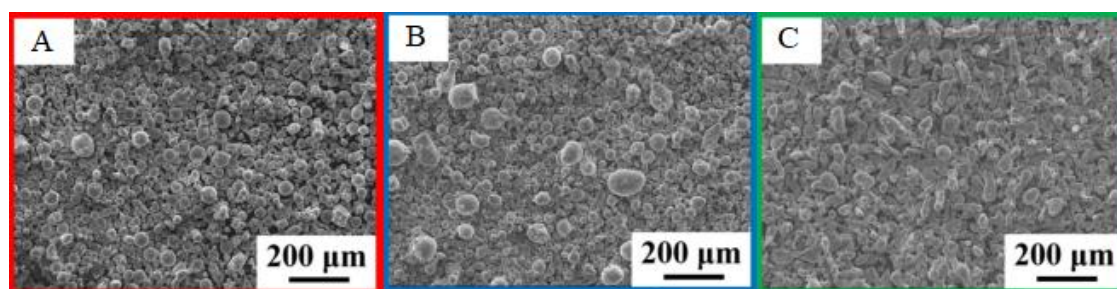
8.1 Al-Si

Pro metodu SLM je nejvhodnější eutektická slitina Al-Si, a to díky nízké tepelné roztažnosti a rovnoměrné distribuci oxidů na povrchu částic. Výsledné vlastnosti materiálu připraveného metodou SLM ovlivňuje již výroba prášku. Prášek používaný pro metodu SLM se nejčastěji vyrábí atomizací. V [36] se autoři zabývali vlastnostmi prášků připravovanými různými způsoby. Byly porovnány tři typy prášků s označením A, B, C, kdy prášky A a B byly připraveny atomizací v argonu a prášek C byl připraven atomizací v proudu vzduchu. Na obr. 25 jsou uvedeny analyzované prášky, kdy prášek, který byl připraven atomizací v proudu

vzduchu, vykazuje značnou nepravidelnost částic. Prášek připraven atomizací v argonu má pravidelné, kulaté částice s občasným výskytem spečenin. Chemické složení prášků je uvedeno v tab. 3.[36]

Tab. 3: Chemické složení prášků [36]

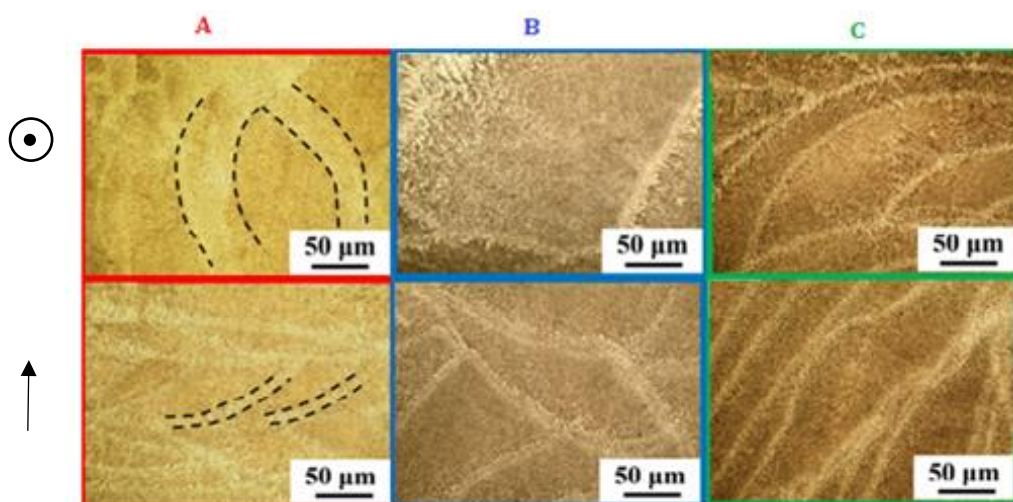
	Prvek [Hm. %]				Plyn [Hm. %]	
	Al	Si	Fe	Cu	O	N
A	86,63	12,48	0,64	0,24	0,079	0,0010
B	86,28	13,13	0,47	0,05	0,066	0,0008
C	85,35	13,16	0,93	0,46	0,096	0,0016



Obr. 25: Porovnání částic prášků A, B a C [36]

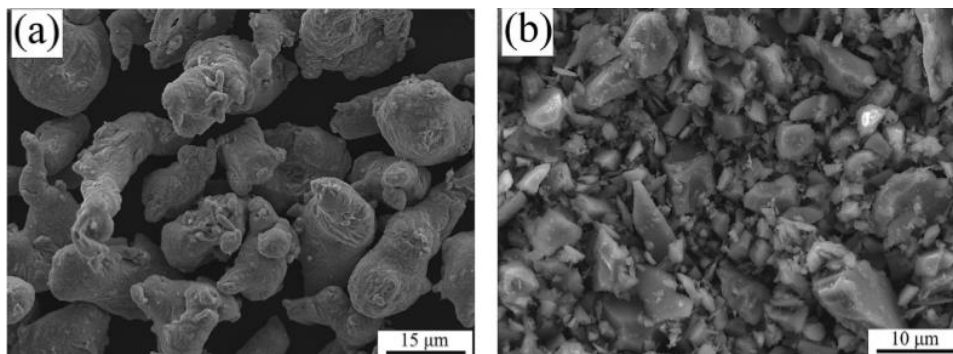
Ze získaných prášků byly připraveny vzorky SLM procesem, kdy parametry stavby byly totožné pro všechny tři materiály, a to výkon laseru 200 W, tloušťka vrstvy prášku 50 µm, doba interakce laseru s práškem byla 400 µs a vzdálenost šrařů 75 µm. Relativní hustota jednotlivých materiálů po ukončení procesu, byla stanovena u prášku A na hodnotu $99,4 \pm 0,3$ %, u prášku B na $95,6 \pm 1,6$ % a u prášku C na $94,4 \pm 2,3$ %. Z uvedených hodnot plyne, že relativní hustota materiálu souvisí s morfologií vstupního prášku, kdy materiál vyrobený z prášku s pravidelným tvarem částic má nižší výslednou porozitu, ve srovnání s materiálem vytvořeného z prášku s nepravidelným tvarem částic. Tento fakt, je připisován tzv. „balling effect“, který se častěji vyskytuje u prášku s nepravidelnými částicemi.

Na obr. 26 je uvedena mikrostruktura vzorků vytvořených pomocí metody SLM z výše uvedených prášků, a to ve dvou řezech. První řez, byl proveden rovnoběžně se směrem stavby (osa Z) a druhý byl proveden kolmo na směr stavby (rovina XY). Mikrostruktura vykazuje typickou strukturu materiálu zpracovaného metodou SLM. Vzorky mají nehomogenní strukturu, zvláště jsou zde fúzní hranice (u materiálu A vyšrafovaná místa). [36]



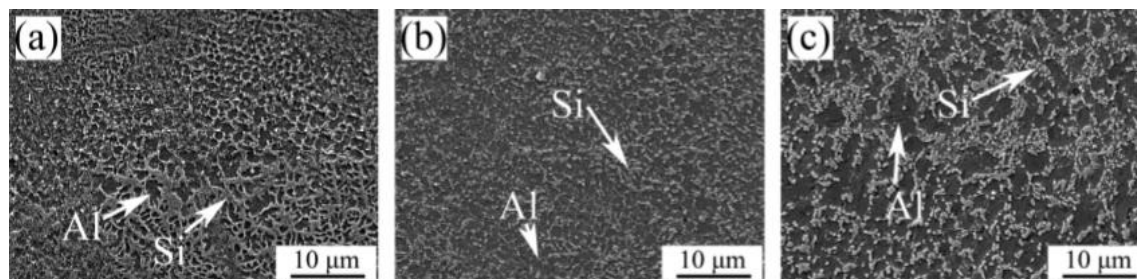
Obr. 26: Mikrostruktura slitin A, B a C rovnoběžně (↑) a kolmo (⊙) na směr stavby [36]

Méně časté jsou eutektické slitiny AlSi12, smíchané z čistého Al a Si, tedy v poměru 88 hm. % Al a 12 hm. % Si. Velikost částic Al prášku [31] se pohybovala okolo 42 μm a velikost Si částic prášku cca 6 μm (obr. 27). SLM zpracování bylo realizováno na zařízení s maximálním výkonem laseru 300 W a skenovací rychlosti 500 mm/s. Nejvyšší relativní hustoty 99 % bylo dosaženo při experimentech s výkonem laseru 300 W. [1, 31]



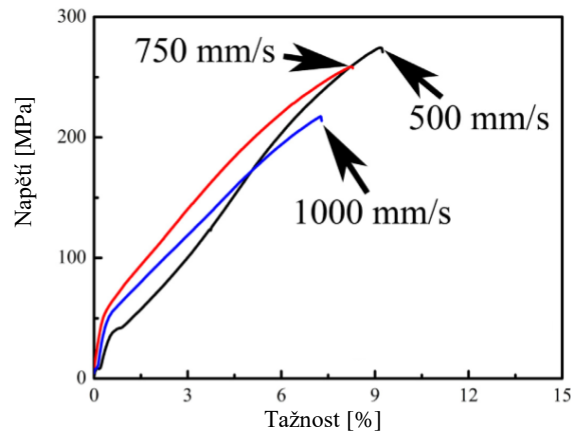
Obr. 27: Morfologie a) Al – prášku, b) Si – prášku [31]

Mikrostruktura materiálu vytvořeného z výše uvedené směsi prášků čistých prvků zpracovaného procesem SLM je tvořena fází α (Al) a čistým Si. Zrna Al jsou přibližně 5 μm velká a mají sférickou morfologii. Distribuce Si zrn o velikosti cca 0,1 μm je ovšem závislá na výkonu laseru, při 180 W je výskyt Si značně nehomogenní a dochází k seskupování částic (obr. 28a). Při výkonu laseru 240 W je výskyt Si částic homogennější (obr. 28b). S rostoucím výkonem laseru roste také velikost zrn Al, to si lze vysvětlit tak že vysoký výkon laseru roztaví velkou část prášku, čímž vznikne velké množství taveniny, která chladne pomaleji. [31]



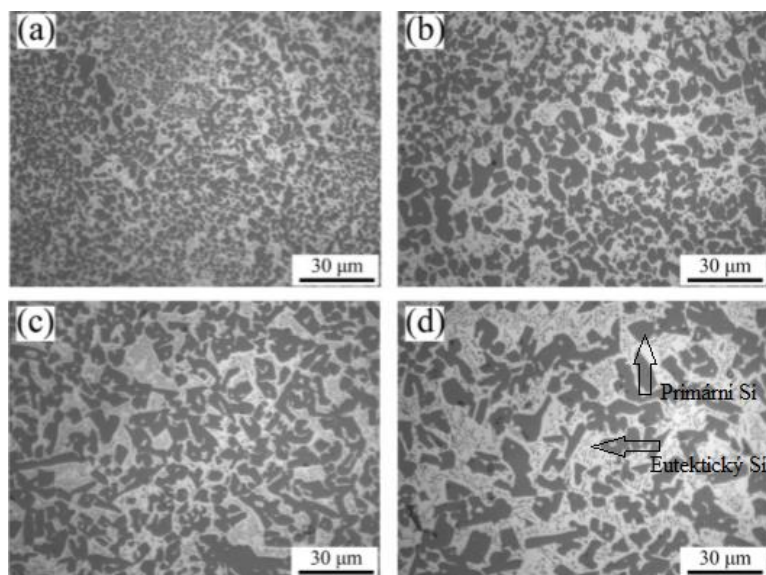
Obr. 28: Mikrostruktura AlSi12 vytvořená s výkonem laseru a) 180 W, b) 240 W a c) 300 W [31]

Pro zjištění mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška za pokojové teploty. Zkouška byla provedena na vzorcích, které byly zpracovány se stejným výkonem laseru (300 W) ale rozdílnými rychlostmi skenování. Výsledky zkoušek jsou uvedeny v grafu na obr. 29. Ze záznamů je zřejmé, že rychlost skenování má významný vliv na mez pevnosti, kdy se snižující se rychlostí skenování roste pevnost v tahu. [31]



Obr. 29: Záznam tahové zkoušky eutektické slitiny Al-Si po zpracování SLM se třemi různými rychlostmi skenování [31]

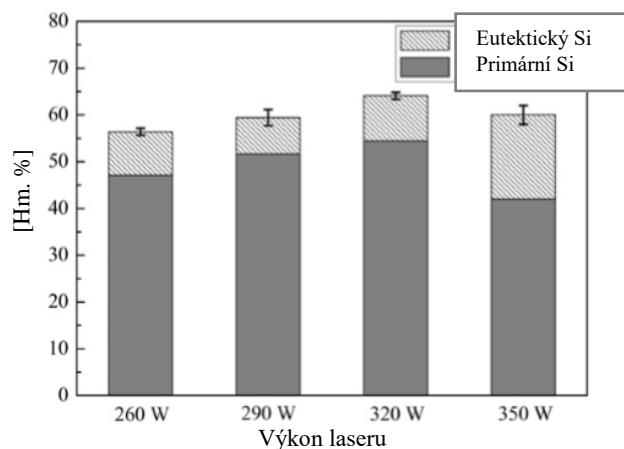
Další často používanou slitinou je nadeutektická slitina Al-Si s poměrem Al:Si = 50:50 (hm. %). Tato slitina byla zpracována rozdílnými výkony laseru [37] a) 260 W, b) 290 W, c) 320 W, d) 350 W, ostatní parametry byly totožné pro všechny vzorky, a to rychlost skenování 500 mm/s, vzdálenost šraťů 45 μm a výška vrstvy prášku 50 μm . Vliv výkonu laseru na porozitu byl jednoznačný, kdy docházelo k snižování porozity s rostoucím výkonem laseru. V mikrostruktuře se vyskytoval primární a eutektický Si, přičemž jeho rozložení se měnilo v závislosti na výkonu laseru viz obr. 30. [37]



Obr. 30: Mikrostruktura nadeutektické slitiny Al-Si zpracované s rozdílnými výkony laseru a) 260 W, b) 290 W, c) 320 W, d) 350 W [37]

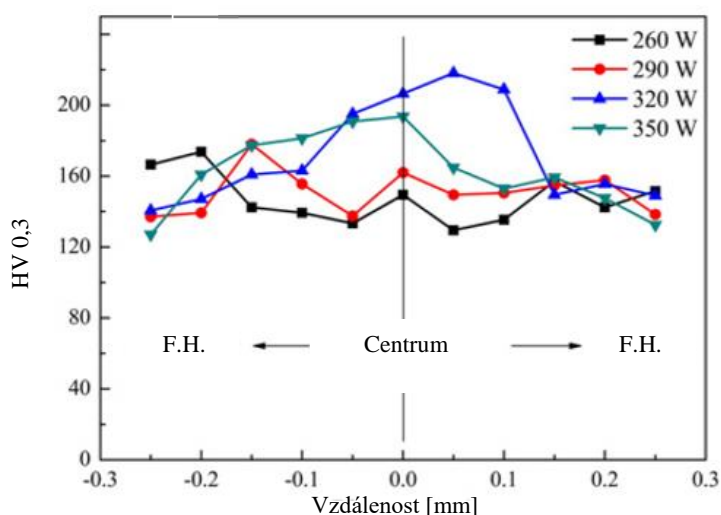
Primární Si vykazuje ve všech případech mikrostruktury materiálu homogenní distribuci. Z obr. 30a je patrné, že primární Si vykazuje velmi jemnou částicovou morfologii. V tomto případě byla naměřena průměrná velikost částic primárního Si 3,12 μm , ta se zvyšuje s rostoucím výkonem laseru. Při výkonu laseru 350 W dosahovaly částice primárního Si průměrné velikosti 7,57 μm . Poměr eutektického a primárního Si v jednotlivých případech je uveden na obr. 31. Tyto výsledky byly získány metodou EDS a obrazovou analýzou. Všechny vzorky zpracované vyšším výkonem laseru vykazují vyšší celkový obsah Si než počáteční prášková směs. Tento fakt, lze přikládat odpaření částic Al během procesu. Objem eutektického na úkor primárního Si se zvyšuje s výkonem

laseru, protože vysoký výkon laseru roztaví velké množství prášku, a to má za následek nízkou rychlost ochlazování. [37]



Obr. 31: Poměr primárního a eutektického Si při různých parametrech zpracování [37]

Na výše uvedených vzorcích byla měřena tvrdost dle Vickerse (HV 0,3). Nejlepších výsledků (nejvyšší tvrdosti) dosahoval vzorek vyrobený výkonem laseru 320 W (cca 188 HV). Na hodnotách tvrdosti se podílí dva faktory, porozita a velikost částic primárního Si. Menší částice primárního Si vedou k vyšší tvrdosti, vysoká porozita zase tvrdost snižuje, a to kvůli snížení skutečné plochy dotyku mezi indentorem a vzorkem. Na obr. 32 jsou zaznamenány výsledky měření pro jednotlivé vzorky, kde centrum značí střed SLM buňky a F.H. značí fúzní hranici. Výrazné nehomogenní rozložení tvrdosti je dáno právě porozitou, a to kvůli jejímu náhodnému umístění. [37]



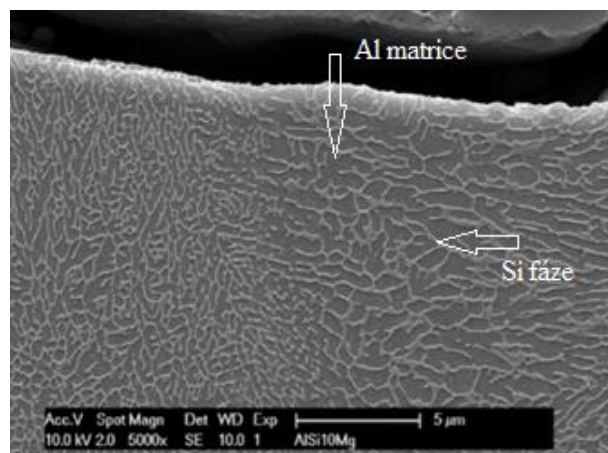
Obr. 32: Porovnání mikrotvrdosti jednotlivých vzorků [37]

8.2 AlSi10Mg

Další, často používanou slitinou je AlSi10Mg, kdy zpracování této slitiny pomocí laseru je poměrně snadné díky téměř eutektické kompozici Al a Si. V [3] se autoři zabývali srovnáním materiálů zpracovaných technologií SLM a odléváním. Parametry SLM procesu byly navrženy tak, aby bylo dosaženo minimální porozity (výkon laseru 200 W, rychlost skenování 1400 mm/s a vzdálenost mezi skeny 105 μm). Minimalizace porozity byla dosahována tím, že jedna vrstva

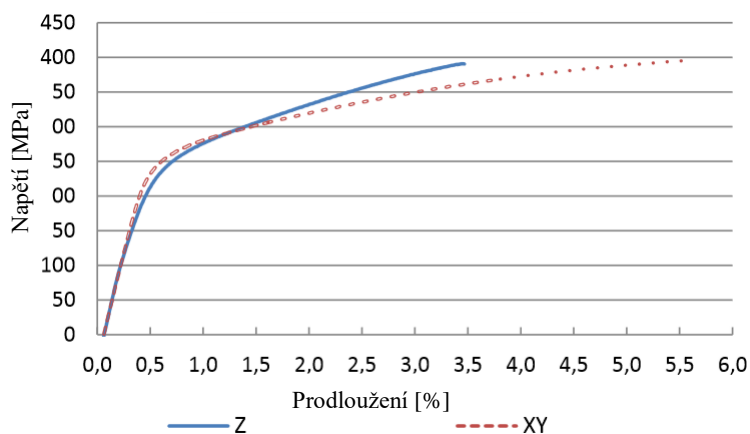
prášku byla skenována dvakrát, kdy druhý sken byl otočen o 90° vůči prvnímu. Tímto mechanismem byla snížena porozita na hodnotu 0,2 % (relativní hustota vzorku byla 99,8 %).

Mikrostruktura takto vytvořené slitiny byla tvořena buněčně-dendritickou Al matricí s jemnou Si fází, obr. 33. Hořčík ve slitině Al-Si precipituje ve formě Mg₂Si, tímto způsobem zpevní matrici bez negativního vlivu na ostatní mechanické vlastnosti. Množství Mg ve slitině bylo 0,45 – 0,6 hm. %. [3]



Obr. 33: Mikrostruktura AlSi10Mg (SEM), řez kolmý ke směru stavby [3]

Mechanické vlastnosti byly určovány tahovou zkouškou na vzorcích s různou orientací ve vztahu ke směru stavby (směr kolmý na směr stavby – rovina XY a směr rovnoběžný se směrem stavby – osa Z), viz obr. 34 a tab. 4, kde jsou uvedeny také výsledky měření tvrdosti vč. srovnání s vlastnostmi materiálu v litém stavu. [3]



Obr. 34: Výsledky tahové zkoušky u vzorku AlSi10Mg připraveného metodou SLM [3]

Tab. 4: Přehled výsledků mechanických zkoušek slitiny AlSi10Mg [3]

	R_m [MPa]	A [%]	HV 0,5
SLM – zatížení XY	391 ± 6	5,55 ± 0,4	127
SLM – zatížení Z	396 ± 8	3,47 ± 0,6	-
Litý stav	300 – 317	2,5 – 3,5	86

Při porovnání pevnostních charakteristik a tvrdosti je zřejmé, že vyšších hodnot, ve srovnání s litým stavem, dosahoval materiál vyrobený pomocí metody SLM. Materiál dle [3] vykazuje mírnou anizotropii vlastností v jednotlivých směrech.

8.3 Al-Cu-Mg

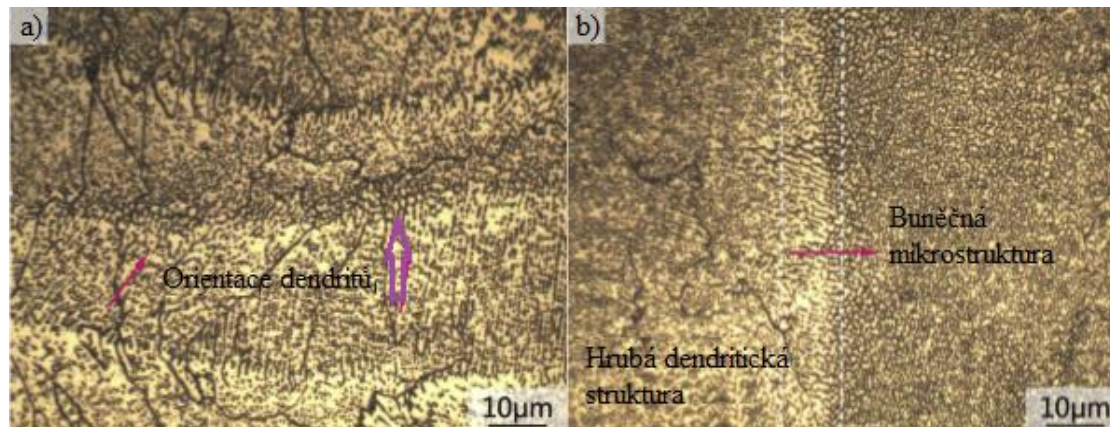
Slitina Al-Cu-Mg vyráběná konvenčními technologiemi, je velmi často používána pro své dobré pevnostní vlastnosti jak v automobilovém, tak leteckém průmyslu. V současné době je tato slitina ve formě práškového materiálu také dodávána pro zpracování pomocí metody SLM. V odborné literatuře existuje jen velmi omezené množství prací zabývajících se touto skupinou slitin z důvodu problematického zpracování laserovou technologií.

V [38] byly zjišťovány charakteristiky slitiny Al-Cu-Mg o chemickém složení uvedeném v tab. 5 (pro srovnání je uvedeno chemické složení prášku a chemické složení slitiny po zpracování metodou SLM). [38]

Tab. 5: Chemické složení použitého materiálu [38]

	Cu [Hm. %]	Mg [Hm. %]	Mn [Hm. %]	Al [Hm. %]
Prášek	4,24	1,97	0,56	Matrice
Slitina	4,47	1,95	0,55	Matrice

SLM zpracování probíhalo tak, že nově vytvářená vrstva (její skenování) byla vždy pootočená o 90° oproti předešlé vrstvě. Procesní parametry byly zvoleny následovně: výkon laseru 200 W, skenovací rychlost 5, 8, 10, 15 a 20 m/min a tloušťka vrstvy prášku 40 μm. Struktura materiálu po SLM procesu je tvořena maticí tuhého roztoku α, s výskytem fází Al₂Cu a Al₂CuMg. Obr. 35a zobrazuje jednotlivé SLM buňky, v mikrostruktuře jsou patrné trhliny po hranicích kolumnárních zrn. Na obr. 35b je uvedena fúzní hranice mezi jednotlivými SLM buňkami. Hrubá dendritická struktura odpovídá fúzní hranici a velmi jemná buněčná mikrostruktura se vyskytuje uvnitř SLM buňky. [38]



Obr. 35: a) SLM buňka s vyznačením orientace dendritů – směr stavby, b) detail fúzní hranice [38]

Průměrná tvrdost tohoto materiálu byla určena na 111 HV 0,2 a z tahových zkoušek byly zjištěny hodnoty $R_m = 402$ MPa, $R_{p0,2} = 276$ MPa a $A = 6 \pm 1,4$ %. Při porovnání s hodnotami určenými pro litý stav materiálu o stejném chemickém složení bylo zjištěno, že vzorky po procesu SLM mají výrazně vyšší meze pevnosti a kluzu, stejně tak i vyšší hodnoty tvrdosti, na rozdíl od hodnot tažnosti, které jsou po procesu SLM nižší než u litého stavu. [38]

9 Rozšířené cíle práce

V rámci diplomové práce budou připraveny a testovány slitiny smíchané ze dvou vstupních slitin AlSi12 a AlCu2Mg1,5Ni v různých poměrech. Hlavním cílem je dosáhnout minimální pórovitosti a redukovat tvorbu trhlin.

Parciální cíle práce:

- Určit základní mechanické charakteristiky zkouškou tahem za pokojové teploty.
- Zjistit lokální mechanické charakteristiky a změny lokálního chemického složení (se zaměřením na oblasti přechodu SLM buněk a fúzních hranic).
- Popsat mikrostrukturu studovaných slitin s využitím technik LM, SEM, EBSD.
- Srovnat dosažené výsledky s dostupnými literárními údaji.

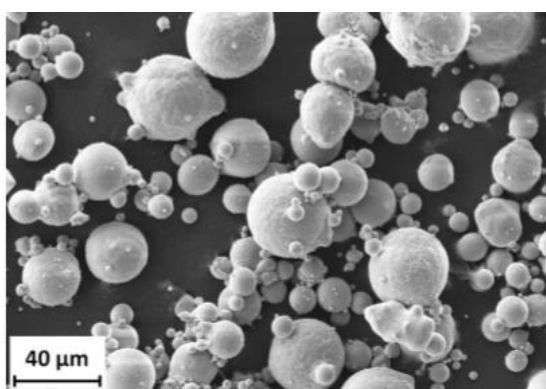
10 Experimentální část

10.1 Studovaný materiál

Jako základní materiál pro experimenty byla zvolena Al slitina AlCu2Mg1,5Ni/EN AW 2618 (pro přehlednost bude dále používáno označení 2618) ve formě prášku o chemickém složení uvedeném v tab. 6, to bylo určeno pomocí spektrometru ICP-OES Therm iCAP 6500-ICP. Prášek byl zhotoven atomizací v prostředí inertního plynu firmou TLS Technik GmbH, morfologie částic prášku je uvedena na obr. 36 (dokumentace prováděna pomocí elektronového rastrovacího mikroskopu Zeiss Ultra Plus). Z obr. 36 je patrné, že částice prášku jsou kulovitěho charakteru.

Tab. 6: Chemické složení prášku AlCu2Mg1,5Ni

Prvek	Fe	Si	Ni	Ti	Cu	Mg	Al
Hm. %	1,00	0,15	1,22	0,20	2,66	1,39	Zbytek

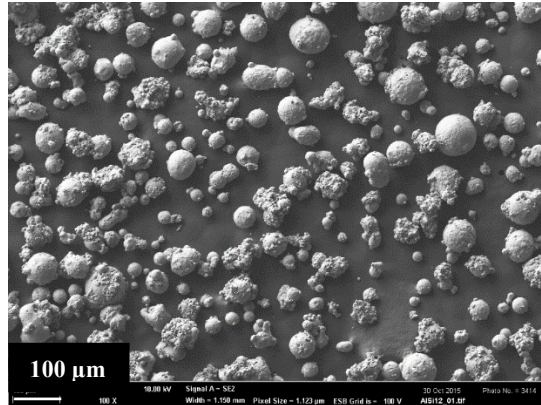


Obr. 36: Částice prášku slitiny AlCu2Mg1,5Ni (SEM)

Slitina 2618 je při zpracování metodou SLM náchylná na tvorbu trhlin, kdy tato skutečnost úzce souvisí se specifickým chemickým složením této Al slitiny. Z toho důvodu bylo přistoupeno na změnu chemického složení, a to záměrným zvyšováním obsahu křemíku, kdy slitina 2618 ve formě prášku, byla smíchána v různých hmotnostních poměrech s práškem slitiny AlSi12. Prášek slitiny AlSi12 byl vyhotoven obdobným způsobem jako slitiny 2618. Nominální chemické složení slitiny AlSi12 je uvedeno v tab. 7. Částice slitiny byly převážně kulovitěho charakteru s častým výskytem spečenin, jak je vidět na obr. 37.

Tab. 7: Chemické složení prášku AlSi12 [39]

Prvek	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Cr	Ni	Mn	Ti	Zr	Al
Hm. %	11,8	0,13	<0,01	<0,01	0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,01	<0,005	Zbytek



Obr. 37: Morfologie částic prášku slitiny AlSi12 (SEM)

Vlastní míchání použitých Al slitin bylo provedeno v celkem třech variantách, a to 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 a 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618. Jednotlivé směsi slitin byly mechanicky promíchávány, pomocí mísiče TWINROLL, ve válcové nádobě rotující mezi dvěma válci po dobu 24 hodin.

Po promíchání bylo u jednotlivých směsí slitin vypočteno chemické složení, tab. 8. Označení směsi je vždy uvedeno v hmotnostních procentech, a to v poměru AlSi12/2618, tedy např. označení 75/25 značí 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, atp.

Tab. 8: Chemické složení jednotlivých připravených směsí slitin

	Si [Hm. %]	Fe [Hm. %]	Cu [Hm. %]	Mg [Hm. %]	Ni [Hm. %]	Al [Hm. %]
75/25	9,04	0,85	0,89	0,42	0,30	Zbytek
50/50	6,08	0,90	1,48	0,75	0,61	Zbytek
25/75	3,10	0,95	2,07	1,06	0,91	Zbytek

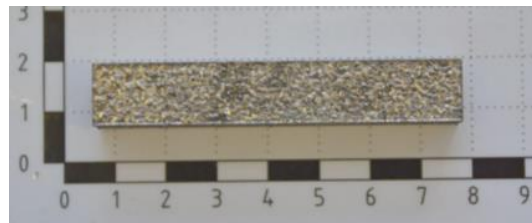
10.2 Experimentální technika a postup prací

Z jednotlivých směsí byly vyrobeny masivní vzorky (biletý) na stroji SLM 280 HL (SLM Solution GmbH, Německo). Stroj je vybaven 400 W YLR vláknovým laserem s 3D skenovací optikou a pracovní komorou 280 × 280 × 350 mm (obr. 38a). Parametry stavby byly pro všechny směsi totožné, a to výkon laseru 400 W, rychlost skenování 1200 mm/s, vzdálenost jednotlivých skenů 0,09 mm, tloušťka vrstvy prášku 50 µm a strategie skenování „Stripe“ (popsána v kapitole 7.3). Celý proces probíhal v ochranné atmosféře dusíku. Z každé směsi byly vytištěny čtyři totožné biletý (obr. 38b), pod označením 1 – 4 o rozměrech 12 × 12 × 70 mm, ty byly stavěny na stavěcí desku pod úhlem 0° (osa biletu rovnoběžná s rovinou stavěcí desky). Vzorky nebyly po SLM procesu dále tepelně zpracovány, tj. byly ve stavu „as-built“

a)

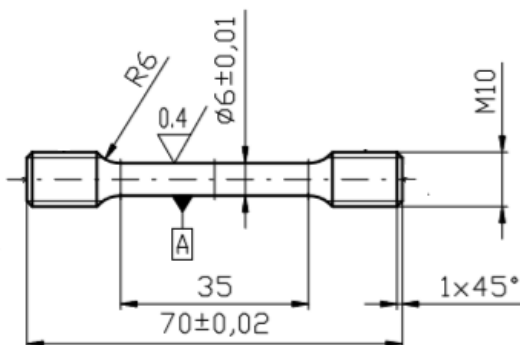


b)



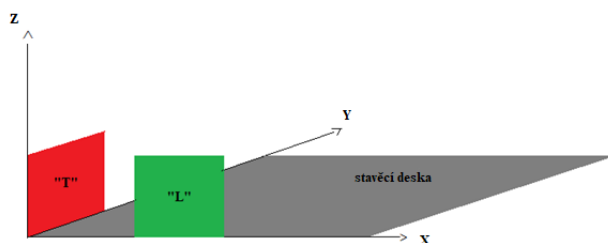
Obr. 38: a) Přístroj SLM 280 HL [7], b) bilet po odřiznutí od stavěcí desky

Z biletů 1 – 3 (všech slitin) byly vyrobeny válcové vzorky pro zkoušku tahem za pokojové teploty. Vzorky pro tahovou zkoušku měly průměr válcové části $d_0 = 6$ mm, a měrnou délku $L_0 = 30$ mm (poměrné zkušební tyče – závitové hlavy), (obr. 39). Bilet č. 4 byl použit pro metalografickou analýzu, ta byla prováděna jak v příčném řezu (vztaženo k ose biletu pod označením „T“ – rovina YZ) tak podélném řezu pod označením „L“ (rovina XZ), (obr. 40 a, b).

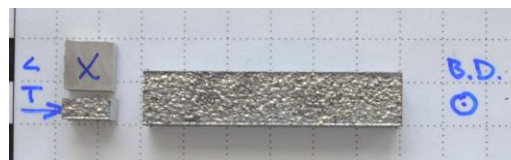


Obr. 39: Vzorek pro zkoušku tahem

a)



b)



Obr. 40: a) Schéma stavby biletů, b) podélný „L“ a příčný „T“ řez biletu (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

Vzorky pro metalografickou analýzu byly lisovány za tepla na poloautomatickém lisu Leco PR-4X do lisovací hmoty Clarofast. Následně bylo v několika krocích provedeno broušení

za mokra na brusných papírech o zrnitosti v posloupnosti 220, 500 a 800 po dobu minimálně 5 min na každém. Leštění probíhalo po dobu 15 minut na leštících plátnech, nejprve s využitím 3 μm diamantové pasty a posléze 15 minut s využitím 1 μm diamantové pasty, pro celý proces leštění byl použit ethanol jako smáčedlo. Celý proces přípravy byl prováděn na zařízení Pedemin DAP-7 od firmy Struers.

Pro určení mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška za pokojové teploty na zkušebním stroji Zwick Z250 s využitím extenzometru MultiXtens při rychlosti zatěžování 2 mm/min. Dále pak byla provedena zkouška tvrdosti dle Vickerse na tvrdoměru LECO LM247AT. Tvrdost byla měřena při různých zatíženích, a to 0,01 kg (HV 0,01) a 0,3 kg (HV 0,3) po dobu 10 s.

Struktura slitin v neleptaném i leptaném stavu (leptadlo Fuss) byla pozorována a dokumentována pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51. Na vzorcích v neleptaném stavu byla určována porozita s využitím programu ImageJ. Pro určení velikosti SLM buněk byla využita lineární metoda, kdy byla délka použité úsečky podělena počtem protnutých SLM buněk. Tento postup byl několikrát zopakován, pro co nejpřesnější vyhodnocení velikosti SLM buněk, a to vždy na vzorcích v podélném řezu „L“. Detailnější mikrostrukturní analýza byla provedena pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra Plus (SEM). Byly získány informace o mikrostruktuře s využitím analýzy EBSD, a liniové EDS chemické mikroanalýzy. Pomocí SEM byla prováděna také fraktografická analýza na vzorcích porušených při tahové zkoušce.

11 Výsledky

11.1 Slitina I (směs prášků 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618)

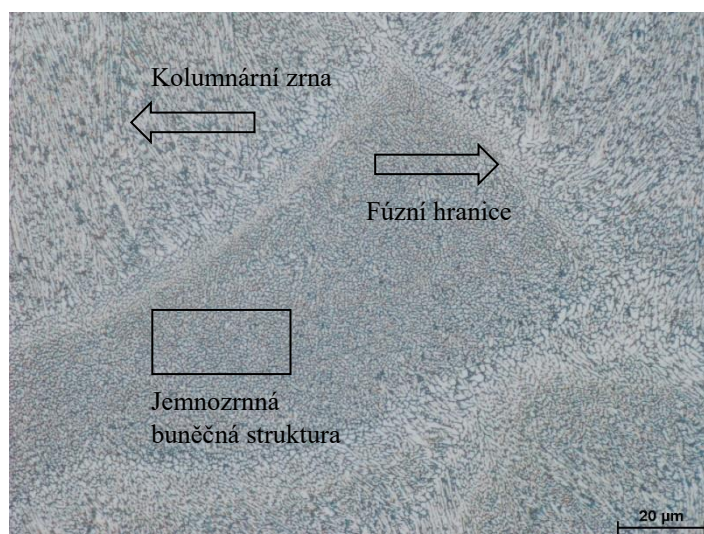
11.1.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza

a) Metalografická analýza

Na obr. 41 až obr. 44 je uvedena typická mikrostruktura Al slitin zpracovaných procesem SLM. Mikrostruktura byla dokumentována při různých celkových zvětšeních, a to 100×, 500× a 1000×. Šířka SLM buněk, stanovená pomocí lineární metody (na řezu „L“), byla 120 μm a výška SLM buněk 65 μm. Odhadnutá šířka fúzních hranic byla cca 12 μm. Mikrostruktura analyzovaných vzorků vykazuje velmi nízkou úroveň porozity. Při větším zvětšení je patrná odlišná struktura fúzních hranic a středů SLM buněk. Lze pozorovat oblasti s výskytem jemných zrn, ale také oblasti s výskytem kolumnárních zrn (obr. 42). Mikrostruktura vzorku je obdobná jak v podélném, tak příčném řezu (viz obr. 43 a 44).



Obr. 41: Mikrostruktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, podélný řez „L“



Obr. 42: Detail mikrostruktury slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, podélný řez „L“



Obr. 43: Mikrostruktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 s výskytem podlouhlých SLM buněk, příčný řez „T“



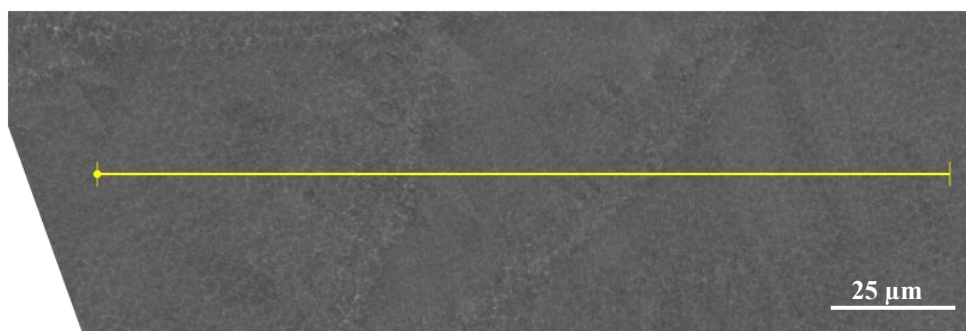
Obr. 44: Mikrostruktura SLM buňky s patrnými kolumnárními zrny a jemnozrnnou fúzní hranicí slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, příčný řez „T“

b) Liniová EDS mikroanalýza

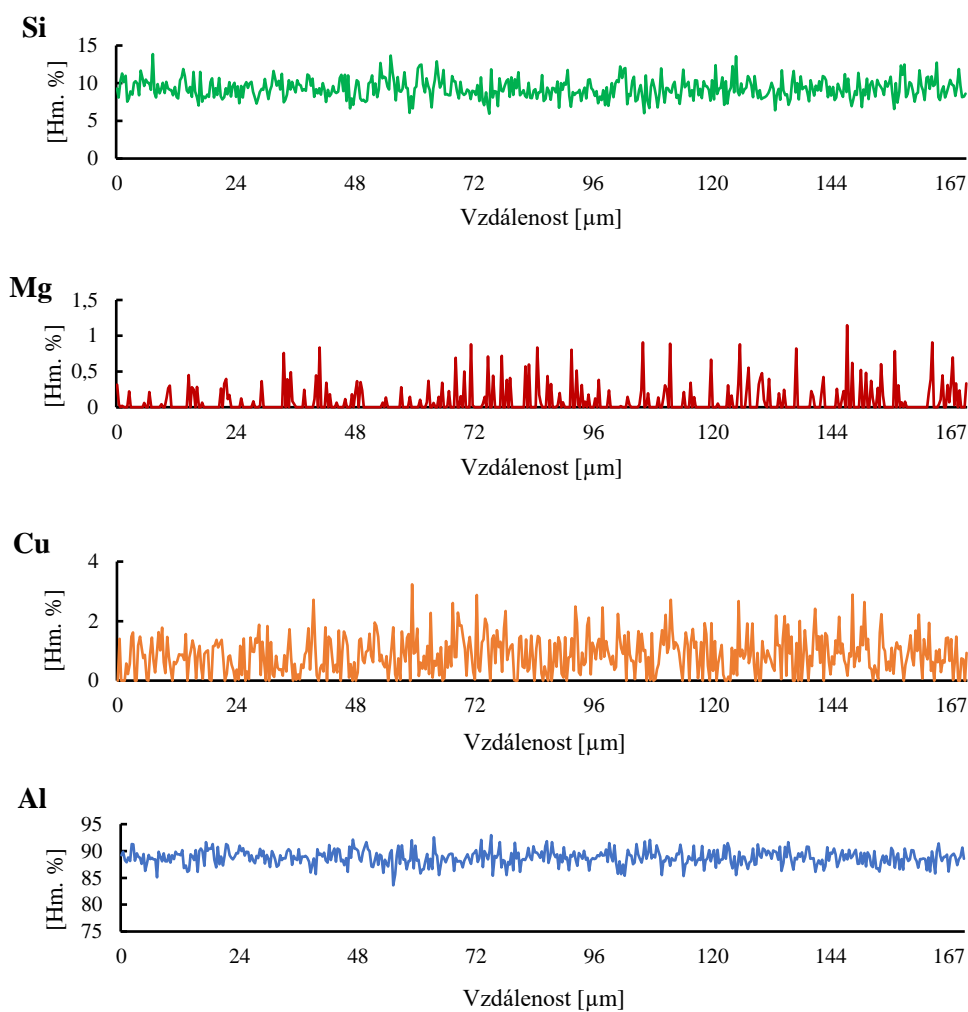
Pro posouzení možných změn lokálního chemického složení v jednotlivých částech mikrostruktury SLM zpracovávaných materiálů byla prováděna liniová EDS mikroanalýza. Zkoumána byla oblast zahrnující několik fúzních hranic a SLM buněk, jak je vidět z obr. 45. Výsledky liniové EDS mikroanalýzy ukazují typický lokální rozptyl množství jednotlivých sledovaných prvků – obr. 46. V tab. 9 jsou uvedeny střední hodnoty obsahu přítomných prvků v hm. %, a to i se směrodatnou odchylkou.

Tab. 9: Chemické složení slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

Al	Si	Cu	Ti	Fe	Ni	Mg
[Hm. %]						
$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$
88,86 ± 1,34	9,00 ± 1,25	0,89 ± 0,63	0,13 ± 0,17	0,42 ± 0,38	0,40 ± 0,41	0,29 ± 0,24



Obr. 45: Oblast liniové EDS mikroanalýzy slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618



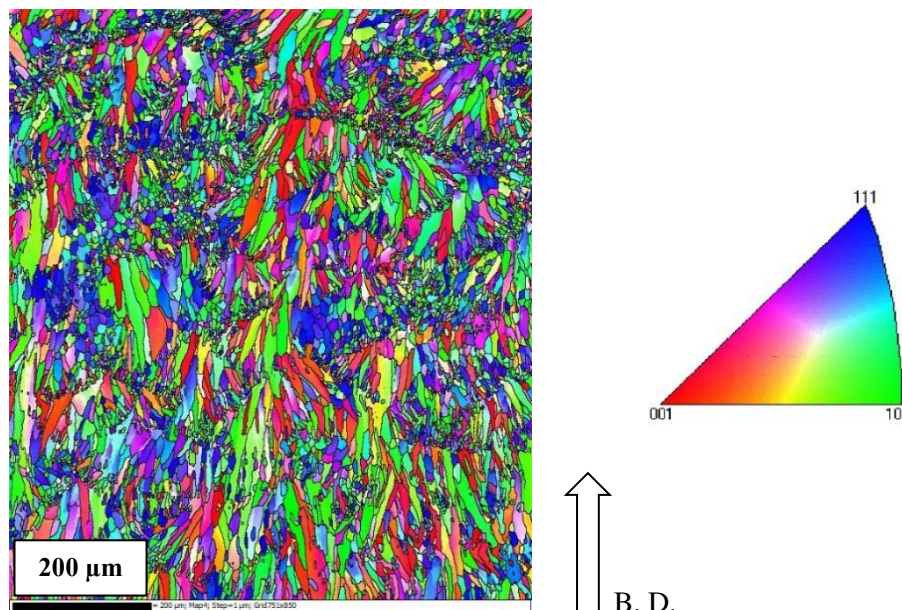
Obr. 46: Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

Analýzou výsledků liniové EDS mikroanalýzy nebyl zjištěn výrazný rozdíl průměrného chemického složení vnitřní části SLM buněk a fúzních hranic. Lokální změny chemického složení je tak třeba připisovat výskytu intermediárních fází, náhodně rozmístěných ve struktuře materiálu.

c) Analýza EBSD

Na obr. 47 je uvedena mapa inverzního pólového obrazce, vč. základního stereografického trojúhelníku. Z mapy je zřejmé, že mikrostruktura SLM buněk je tvořena převážně kolumnárními zrny, přičemž jejich orientace je i v rámci jedné SLM buňky odlišná. Mikrostruktura zrn v oblasti

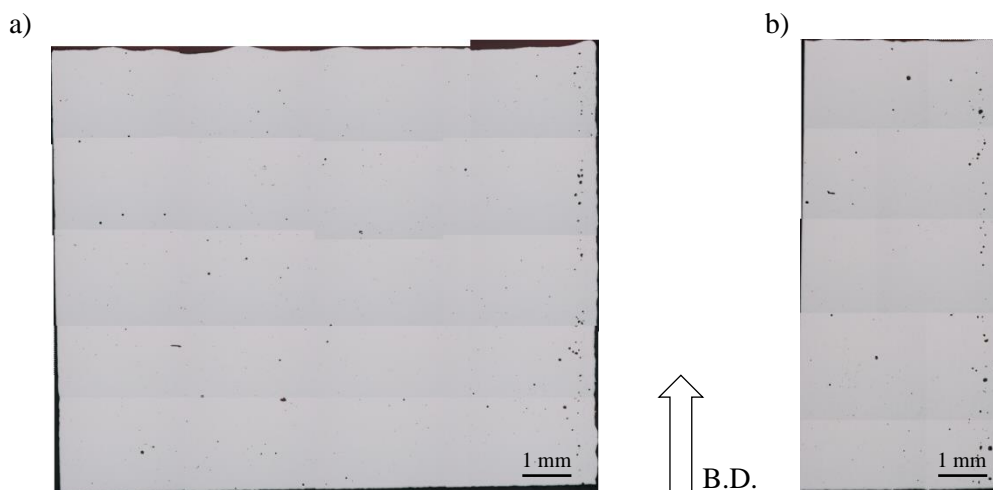
fúzních hranic je ve srovnání s SLM buňkami odlišná, přičemž zrna fúzních hranic jsou několikanásobně menší než zrna uvnitř SLM buněk. Z hodnot EBSD analýzy byla vypočtena střední velikost zrna na $8,88 \pm 5,9 \mu\text{m}$, tato hodnota byla vypočtena ze všech viditelných zrn.



Obr. 47: IPF mapa slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, příčný řez „T“
(B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

d) Porozita

Vzorky v neleptaném stavu byly dokumentovány pro určení plošné porozity jak v podélném, tak v příčném směru. V podélném řezu (obr. 48a) byla zjištěna porozita 0,68 % a v příčném řezu 1,6 % (obr. 48b). Průměrná porozita tohoto vzorku tedy je 1,14 %, relativní hustota vzorku je tak téměř 99 %.



Obr. 48: Struktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 v neleptaném stavu a) podélný řez „L“
b) příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

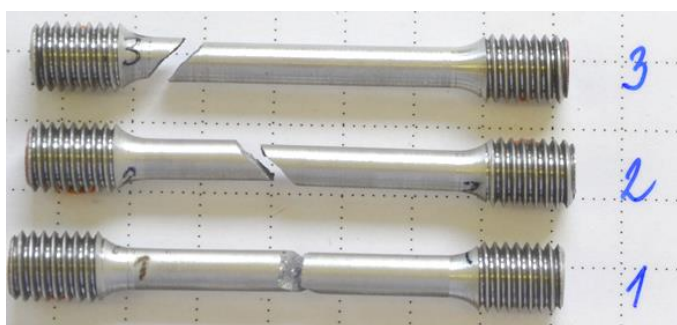
11.1.2 Mechanické vlastnosti

a) Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena za pokojové teploty na třech zkušebních vzorcích. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tab. 10, ze které je patrný velmi malý rozptyl hodnot pevnostních charakteristik jednotlivých vzorků. Určitý rozdíl je vidět pouze u tažnosti, která byla u vz.1 9,16 % a u vz.3 pouze 6,52 %. Příloha 1 obsahuje protokol z provedené tahové zkoušky. Porušené vzorky (obr. 49) nevykazují známky krčku, což je typické pro hliníkové slitiny.

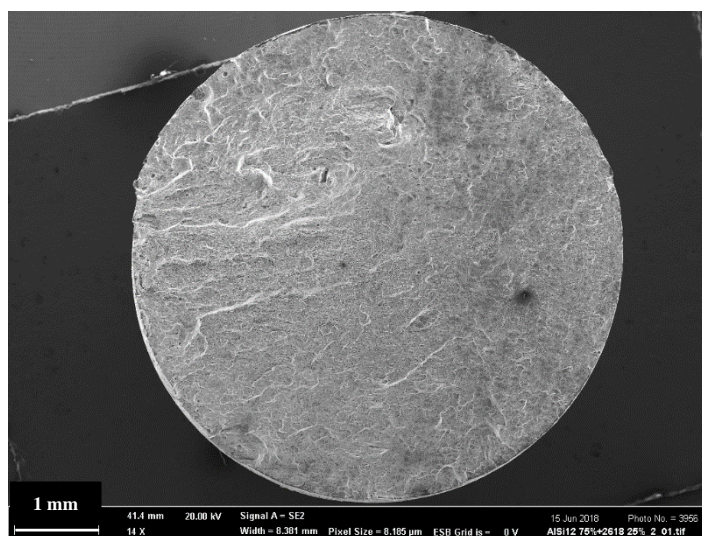
Tab. 10: Výsledky tahové zkoušky slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

75/25	d ₀ [mm]	L ₀ [mm]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _{5,65} [%]
Vz.1	5,97	30,03	456,15	244,88	9,16
Vz.2	6,00	30,02	451,98	242,55	7,53
Vz.3	6,00	30,02	451,45	243,10	6,52

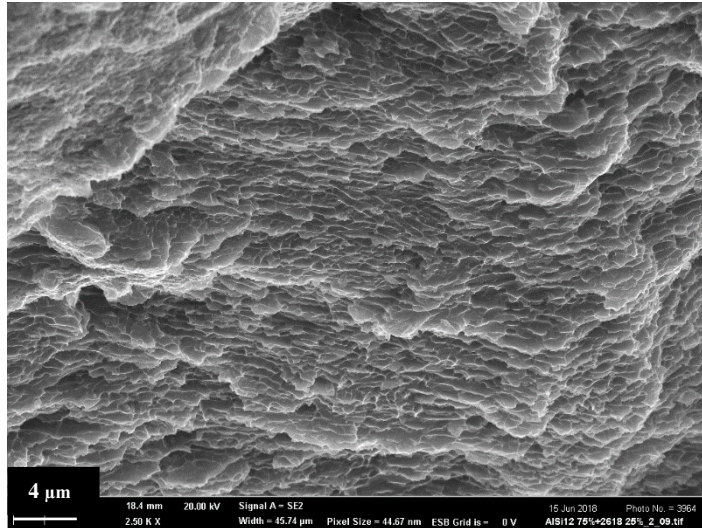


Obr. 49: Vzorky po tahové zkoušce slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

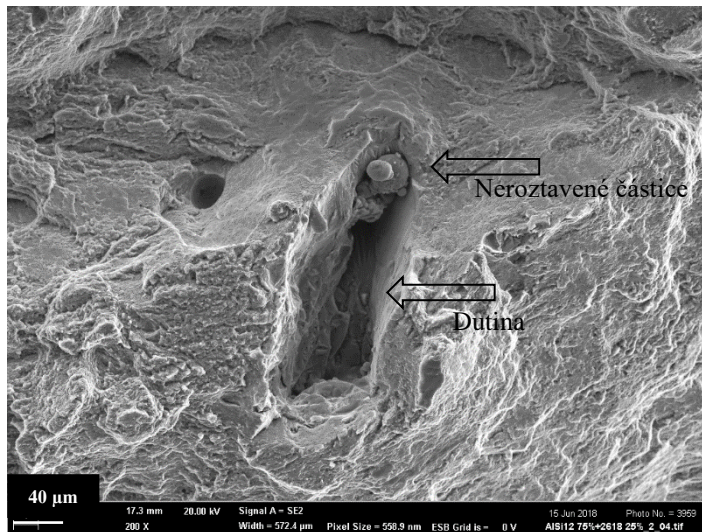
Na všech vzorcích byla po tahové zkoušce provedena fraktografická analýza, obr. 50 až 52. Lomové plochy vykazují známky transkrystalického porušení, nízkoenergetického tvárného mechanismu jamkové morfologie (obr. 51). Na lomové ploše bylo možno pozorovat vady typu dutin, lokálně s neroztavenými částicemi prášku uvnitř („lack of fusion porosity“) – obr. 52. Lomové plochy všech analyzovaných vzorků byly obdobného charakteru.



Obr. 50: Lomová plocha vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618



Obr. 51: Tvárný lom s jamkovou morfológií vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618



Obr. 52: Dutina s neroztavenými částicemi prášku vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

b) Tvrđost

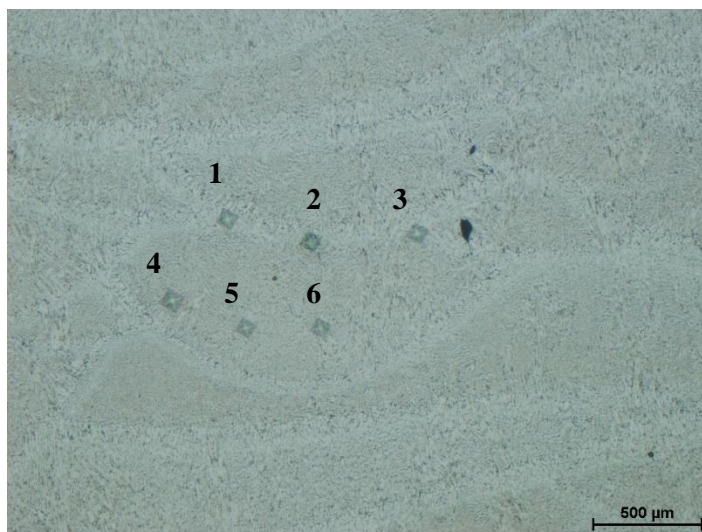
Orientační měření tvrdosti dle Vickerse HV 0,3 (tab. 11) bylo realizováno na metalografickém vzorku připraveném v příčném řezu (rovina YZ) v neleptaném stavu. Střední hodnota tvrdosti určená ze tří měření byla $124 \pm 4,49$ HV 0,3. Pro zjištění lokálních mechanických charakteristik bylo prováděno měření tvrdosti HV 0,01 v mírně leptaném stavu pro definování vnitřního prostoru SLM buněk a oblasti fúzních hranic. Hodnoty naměřených tvrdostí jsou uvedeny v tab. 12 měření 1 až 3 byla prováděna v oblasti fúzní hranice, zatímco měření 4 až 6 v oblasti vnitřního prostoru SLM buněk (viz také obr. 53). Hodnoty mikrotvrdosti zjištěné pro fúzní hranici jsou srovnatelné s hodnotami určenými v oblasti vnitřního prostoru SLM buňky.

Tab. 11: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3

Vtisk	1	2	3	$\bar{x} \pm \sigma$
HV 0,3	118	127	128	$124 \pm 4,49$

Tab. 12: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01 (označení vtisků koresponduje s umístěním – obr. 53)

HV 0,01				
Fúzní hranice	1	2	3	$\bar{x} \pm \sigma$
	140	136	141	$139 \pm 2,16$
Střed buňky	4	5	6	$\bar{x} \pm \sigma$
	155	150	123	$143 \pm 14,05$



Obr. 53: Umístění vtisků HV 0,01, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

11.2 Slitina II (směs prášků 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618)

11.2.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza

a) Metalografická analýza

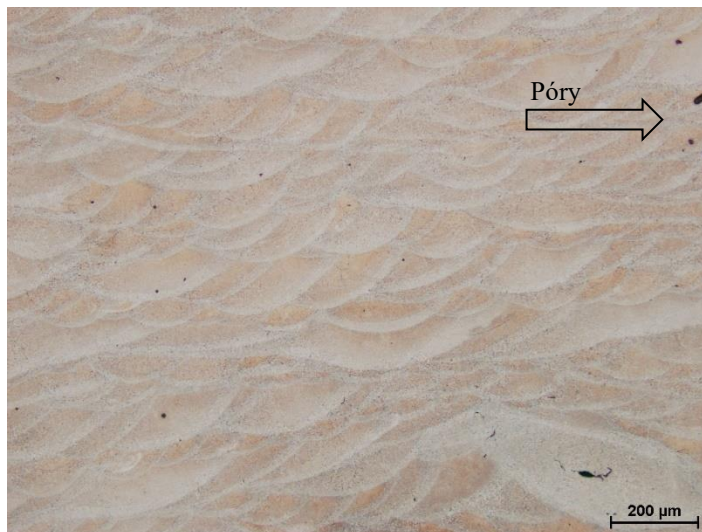
Na obr. 54 až 57 je uvedena mikrostruktura analyzované Al slitiny při různých zvětšeních (dokumentováno při celkovém zvětšení 100×, 200×, 500× a 1000×) v podélném a příčném řezu. Lineární metodou byla určena na podélném („L“) řezu šířka 153 μm a výška 70 μm SLM buněk. Odhadnutá šířka fúzní hranice byla cca 25 μm. Na obr. 56 jsou patrné póry různé velikosti, které se v této slitině vyskytují.



Obr. 54: Mikrostruktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, podélný řez „L“



Obr. 55: Detail fúzních hranic slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, podélný řez „L“



Obr. 56: Mikrostruktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“



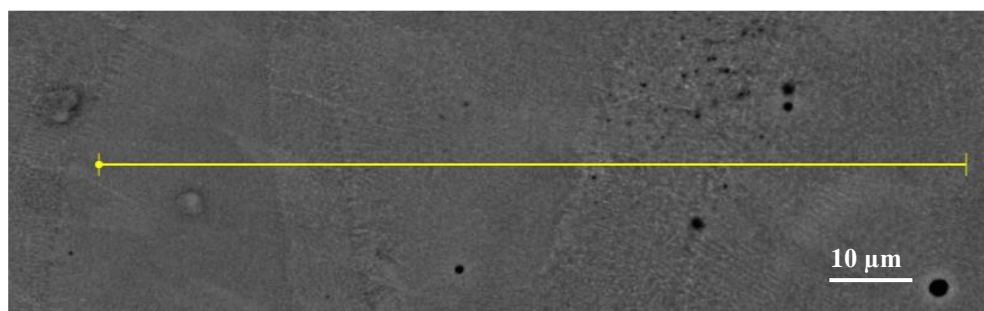
Obr. 57: Detail fúzních hranic s navazujícími kolumnárními zrny slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“

b) Liniová EDS mikroanalýza

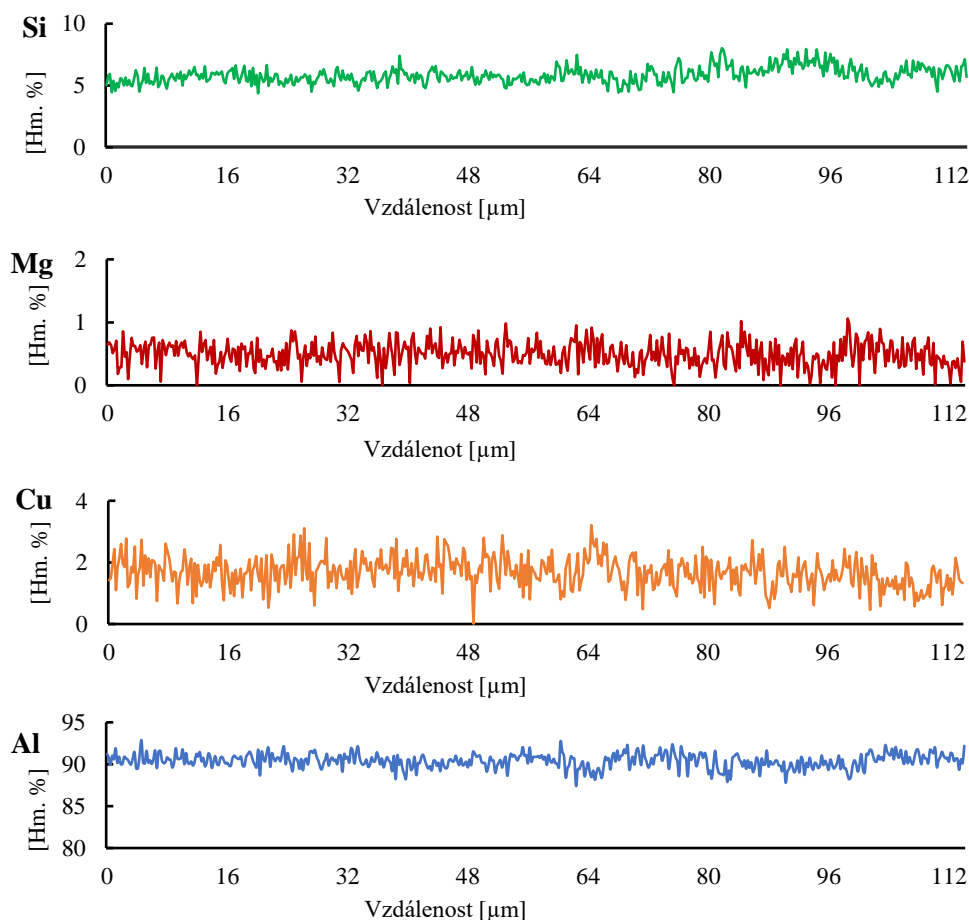
Pro posouzení změn lokálního chemického složení v jednotlivých částech mikrostruktury SLM zpracovaného materiálu byla provedena liniová EDS mikroanalýza, která byla provedena přes několik fúzních hranic a SLM buněk (obr. 58). Výsledky mikroanalýzy vykazují lokální rozptýl hm. % jednotlivých prvků, jak je vidět na obr. 59. V tab. 13 jsou uvedeny střední hodnoty obsahu přítomných prvků v hm. %, a to i se směrodatnou odchylkou.

Tab. 13: Chemické složení slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

Al	Si	Cu	Ti	Fe	Ni	Mg
[Hm. %]						
$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$
90,40 ± 0,85	5,84 ± 0,66	1,67 ± 0,50	0,17 ± 0,16	0,67 ± 0,32	0,74 ± 0,36	0,49 ± 0,20



Obr. 58: Místo liniové EDS mikroanalýzy slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

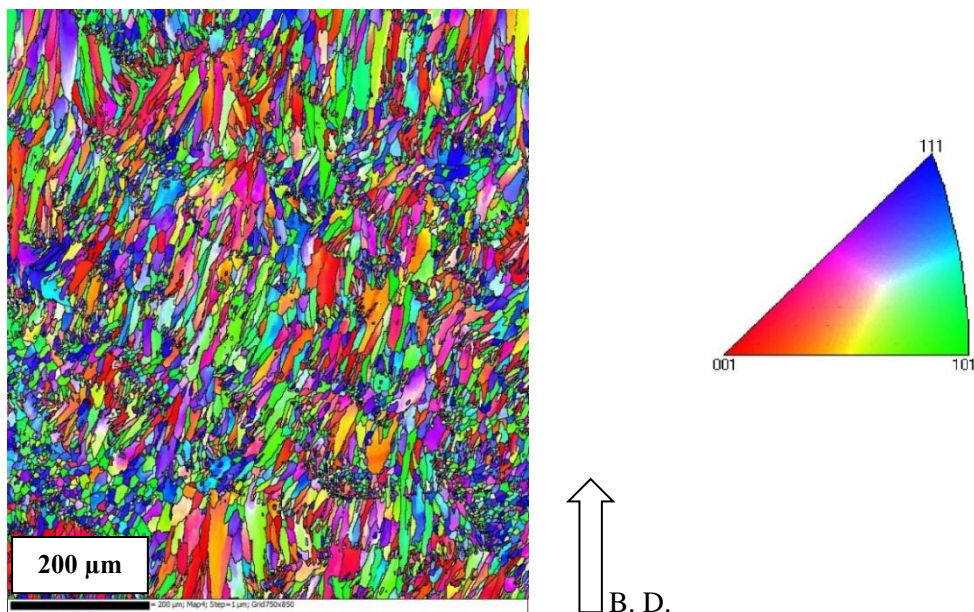


Obr. 59: Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

Liniovou EDS mikroanalýzou nebyl zjištěn výrazný rozdíl průměrného chemického složení přes sledované oblasti SLM buněk a fúzních hranic. Vyskytující se lokální změny chemického složení lze přisuzovat přítomnosti částic intermediárních fází ve struktuře materiálu.

c) Analýza EBSD

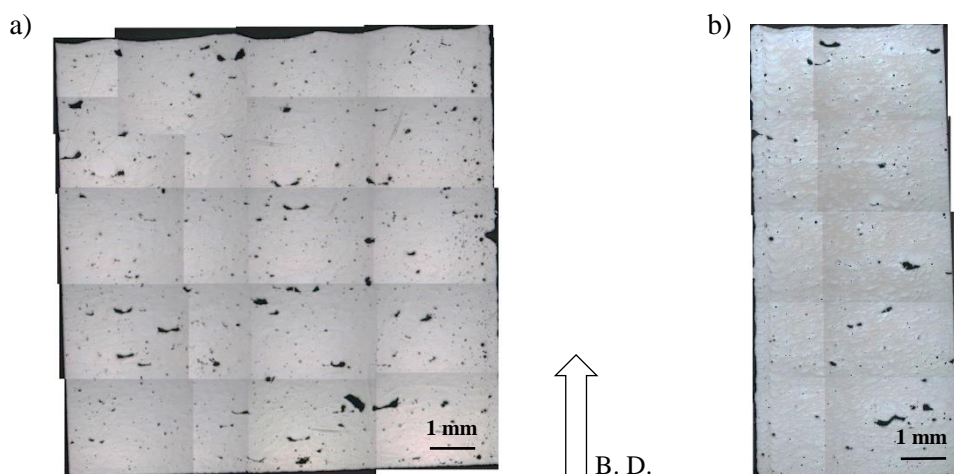
Na obr. 60 je uvedena mapa inverzního pólového obrazce se strukturou SLM buněk. Vnitřní prostor SLM buněk je tvořen převážně kolumnárními zrny, zatímco v oblasti fúzních hranic lze pozorovat jemnozrnnou strukturu. Zrna v oblasti fúzních hranic jsou, ve srovnání se zrny SLM buňky, několikanásobně menší. Z hodnot EBSD analýzy byla vypočtena střední velikost zrna $9,47 \pm 6,6 \mu\text{m}$, pro výpočet byla zahrnuta jak kolumnární zrna, tak zrna fúzních hranic.



Obr. 60: IPM mapa slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“
(B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

d) Porozita

Plošná porozita byla hodnocena jak v podélném, tak příčném směru. Pro podélný řez (obr. 61a) byla vypočtena porozita 3,86 % a pro příčný řez 2,43 % (obr. 61b). Průměrná porozita vzorku tedy je 3,19 %, relativní hustota je téměř 97 %.



Obr. 61: Struktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 a) podélný řez „T“ b) příčný řez „L“
(B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

11.2.2 Mechanické vlastnosti

a) Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena za pokojové teploty na třech zkušebních vzorcích. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tab. 14, ze které je patrný výrazný rozptyl naměřených hodnot meze pevnosti a tažnosti. Vzorky po provedené zkoušce tahem jsou zobrazeny na obr. 62. Protokol z provedené tahové zkoušky je uveden v příloze 2.

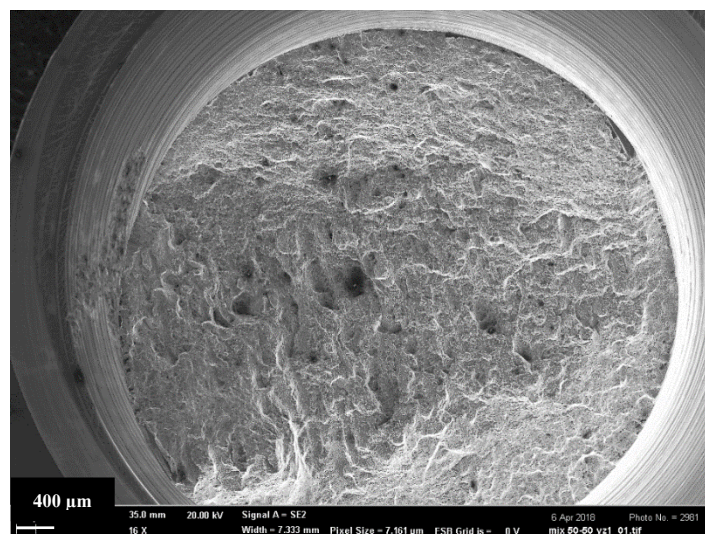
Tab. 14: Výsledky tahové zkoušky slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

50/50	d ₀ [mm]	L ₀ [mm]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _{5,65} [%]
Vz.1	5,99	30,01	468,26	283,47	6,44
Vz.2	6,00	30,02	408,75	282,73	2,89
Vz.3	6,00	30,01	324,52	266,51	1,26

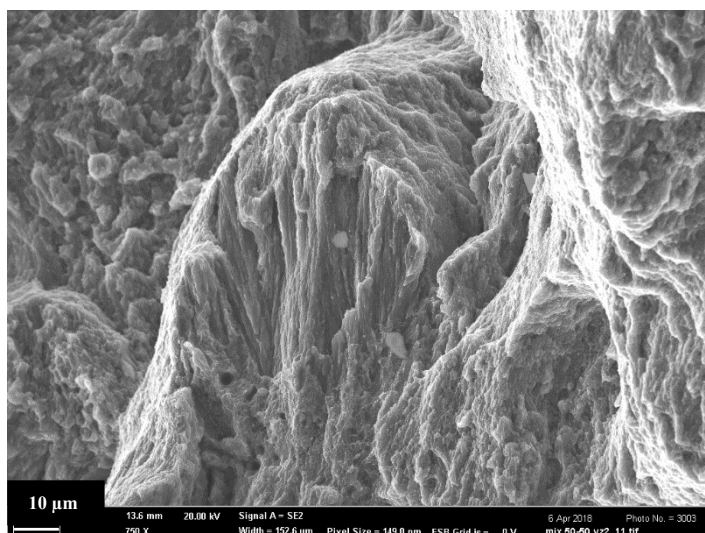


Obr. 62: Vzorky po tahové zkoušce slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

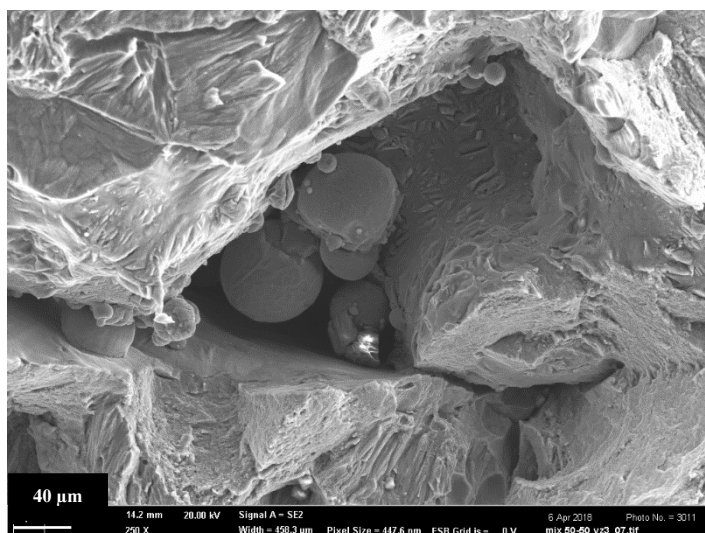
Na vzorcích po tahové zkoušce byla provedena fraktografická analýza, obr. 63 až 65. Lomové plochy vykazují transkrystalické porušení, nízkoenergetického tvárného charakteru. Na lomových plochách bylo možno pozorovat vady typu dutin s přítomnými neroztavenými částicemi prášku („lack of fusion porosity“), obr. 65. Lomová plocha vzorku č. 3 obsahovala největší množství dutin ze všech analyzovaných vzorků. Vyšší množství dutin na lomové ploše, redukující nosný průřez vzorku, je možno spojovat s nižšími hodnotami pevnosti v tahu.



Obr. 63: Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618



Obr. 64: Detail lomu s jamkovou morfológií a výskytom kolumnárných zrn vzorku č.2, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618



Obr. 65: Dutina s neroztavenými časticami vzorku č.3, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

b) Tvrđost

Na metalografickém vzorku („T“ – řez, neleptáno) bylo provedeno orientační měření tvrdosti HV 0,3 (tab. 15). Střední hodnota tvrdosti určená ze 3 měření byla $133 \pm 1,25$ HV 0,3. Pro zjištění lokálních mechanických charakteristik bylo provedeno měření tvrdosti HV 0,01 v mírně naleptaném stavu vzorku pro definování jednotlivých oblastí měření (vnitřní prostor SLM buněk a fúzní hranice), viz obr. 66. Výsledky měření jsou uvedeny v tab. 16, ze které je patrný rozdíl mezi tvrdostí v oblasti středu SLM buňky a fúzní hranicí, kdy střední hodnota tvrdosti vnitřní oblasti SLM buňky je vyšší a naměřené hodnoty vykazují nižší rozptyl.

Tab. 15: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3

Vtisk	1	2	3	$\bar{x} \pm \sigma$
HV 0,3	132	135	133	$133 \pm 1,25$

Tab. 16: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01

HV 0,01					
Fúzní hranice	1	2	3	4	$\bar{x} \pm \sigma$
	82,6	158	161	138	$135 \pm 31,40$
Střed buňky	5	6	7		$\bar{x} \pm \sigma$
	180	181	167		$176 \pm 6,37$



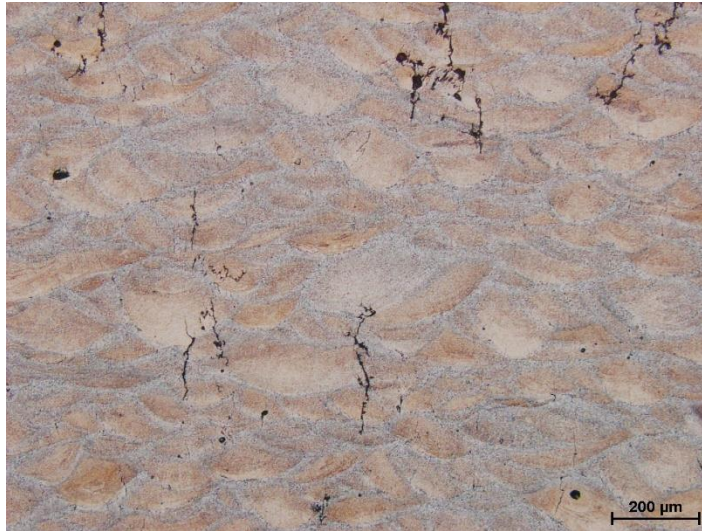
Obr. 66: Umístění vtisků HV 0,01, slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

11.3 Slitina III (směs prášků 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618)

11.3.1 Metalografická analýza a chemická mikroanalýza

a) Metalografická analýza

Na obr. 67 až 70 je uvedena mikrostruktura slitiny dokumentovaná při různých celkových zvětšeních v podélném (rovina XZ) a příčném řezu (rovina YZ). Na snímcích je patrná typická mikrostruktura SLM buněk se značným množstvím trhlin a pórů. Trhliny se vyskytují po hranicích kolumnárních zrn v rámci jednotlivých SLM buněk, ale lze pozorovat také rozsáhlé trhliny překonávající několik SLM buněk napříč fúzními hranicemi, ve směru rovnoběžném se směrem stavby. Velikost buněk určená lineární metodou na vzorcích v podélném směru byla – šířka SLM buněk 153 μm a výška SLM buněk 72 μm . Šířka fúzní hranice byla cca 37 μm .



Obr. 67: Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 s výskytem trhlin, podélný řez „L“



Obr. 68: Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, s trhlínami podél kolumnárních zrn i v oblasti fúzních hranic, podélný řez „L“



Obr. 69: Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 s trhlínami překonávajícími více vrstev, příčný řez „T“



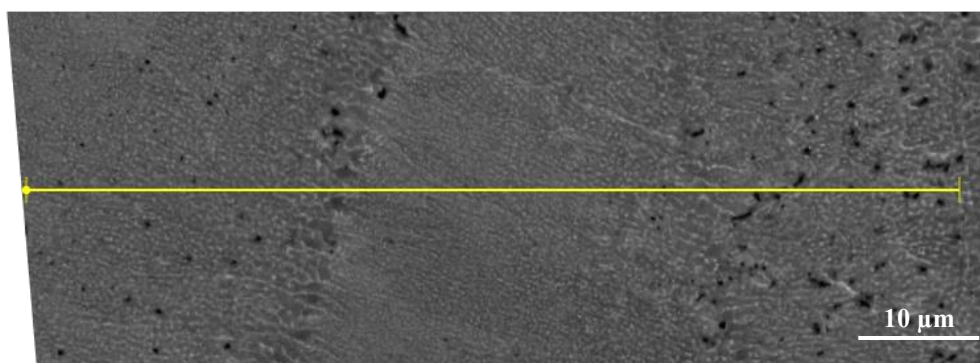
Obr. 70: Detail fúzní hranice slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, příčný řez „T“

b) Liniová EDS mikroanalýza

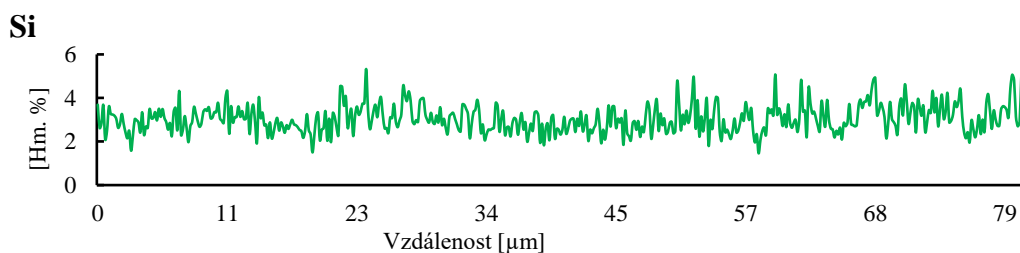
Možné lokální změny chemického složení byly hodnoceny pomocí liniové EDS mikroanalýzy, a to přes několik fúzních hranic a SLM buněk viz obr. 71. Výsledky liniové analýzy vykazují velmi malý rozptyl hm. % jednotlivých prvků v materiálu (obr. 72). V tab. 17 jsou uvedeny střední hodnoty obsahu přítomných prvků v hm. %, a to i se směrodatnou odchylkou.

Tab. 17: Chemické složení slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

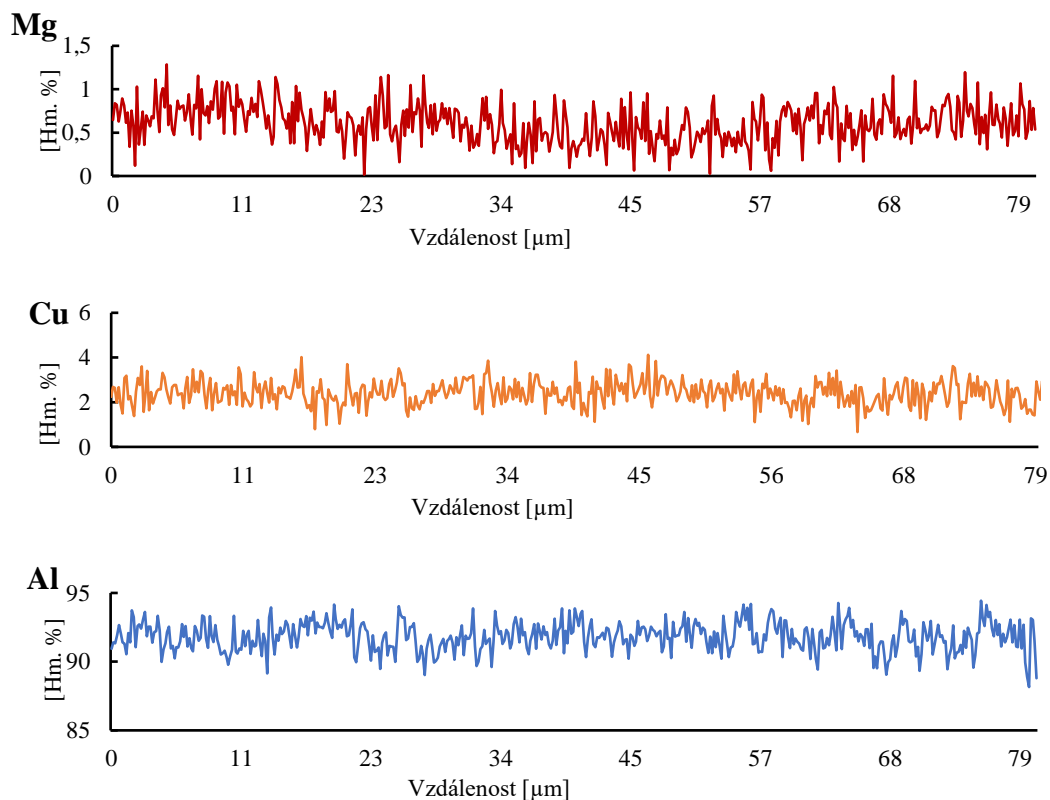
Al	Si	Ti	Fe	Ni	Cu	Mg
[Hm. %]						
$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$	$\bar{x} \pm \sigma$
91,82 ± 1,05	3,03 ± 0,64	0,21 ± 0,17	0,86 ± 0,33	1,03 ± 0,43	2,41 ± 0,56	0,60 ± 0,23



Obr. 71: Místo liniové EDS mikroanalýzy slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618



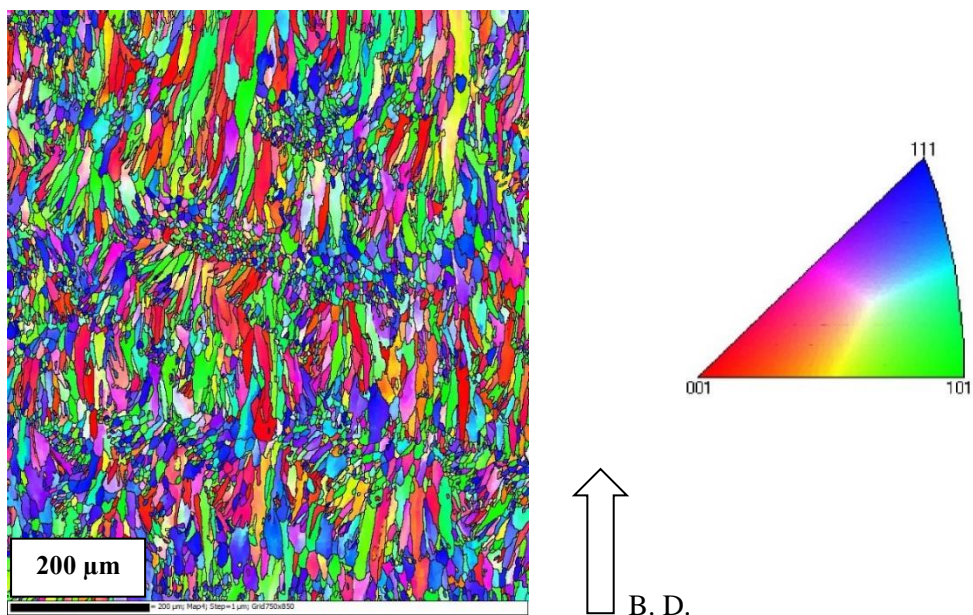
Obr. 72: Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618



Obr. 72: Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

c) Analýza EBSD

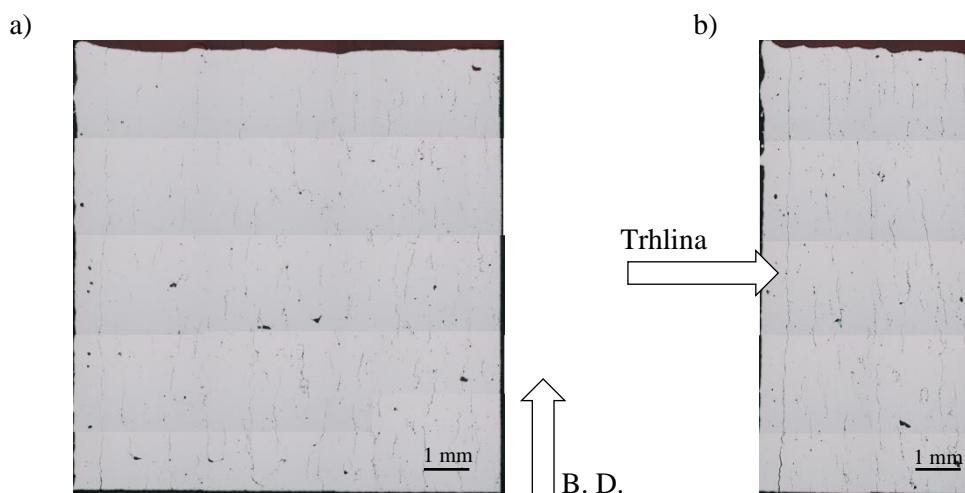
Mapa inverzního pólového obrazce uvedená na obr. 73 dokumentuje mikrostrukturu kolumnárních zrn s různou orientací v oblasti vnitřního prostoru SLM buněk a jemnozrnnou strukturu v oblasti fúzních hranic. Na základě EBSD dat byla určena střední velikost zrna $10,37 \pm 7,08 \mu\text{m}$, výpočet proveden pro všechna viditelná zrna.



Obr. 73: IPF mapa slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

d) Porozita

Struktura v nenaleptaném stavu byla hodnocena pro určení porozity jak v podélném, tak příčném směru (obr. 74). Přehledové snímky ukazují na značné množství trhlin a dutin. Velmi výrazná je trhlina vyskytující se přes celou výšku vzorku (levá strana – obr. 74b). Plošná porozita v podélném řezu (obr. 74a) byla naměřena na 3,48 % a v příčném řezu 4,82 % (obr. 74b). Průměrná porozita tohoto vzorku je tedy 4,15 % (relativní hustota téměř 96 %).



Obr. 74: Struktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 v nenaleptaném stavu a) podélný řez „L“, b) příčný řez „T“ vzorku (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)

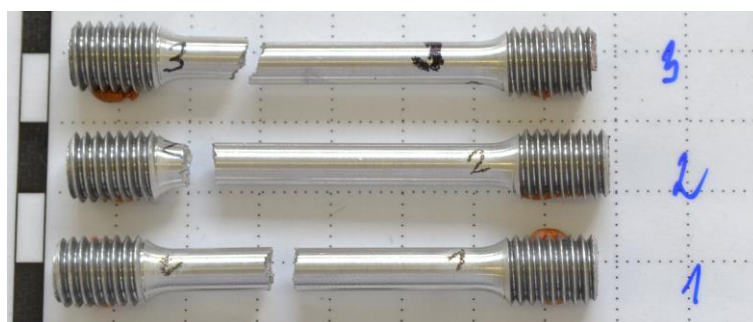
11.3.2 Mechanické vlastnosti

a) Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena za pokojové teploty na třech zkušebních vzorcích. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tab. 18. Pevnost v tahu u jednotlivých vzorků vykazovala určitý rozptyl, tažnost u vzorků této slitiny byla takřka nulová. Hodnotu meze kluzu $R_{p0,2}$ nebylo možné určit z důvodu porušení vzorků před jejím dosažením. V příloze 3 je uveden protokol z provedené tahové zkoušky. Jak je vidět na obr. 75, vzorek 2 se porušil v oblasti rádiusu, tj. mimo měrnou délku.

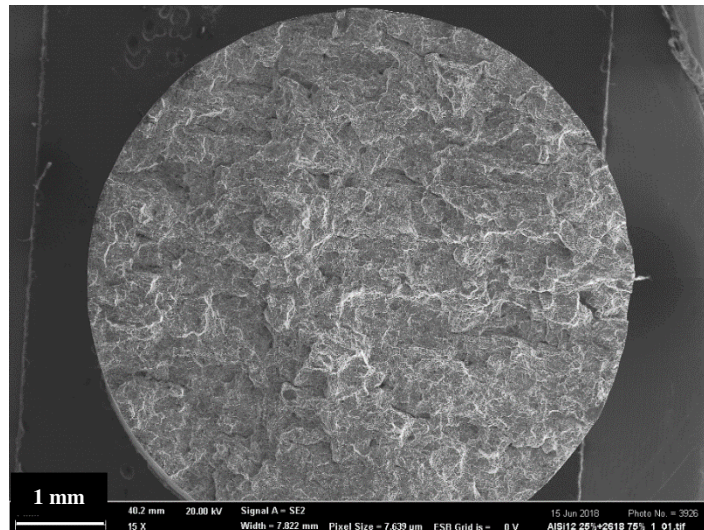
Tab. 18: Výsledky tahové zkoušky slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

25/75	d_0 [mm]	L_0 [mm]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$A_{5,65}$ [%]
Vz.1	6,01	30,01	195,08	-	0,06
Vz.2	6,01	30,02	197,73	-	0,06
Vz.3	6,01	30,02	183,16	-	0,09

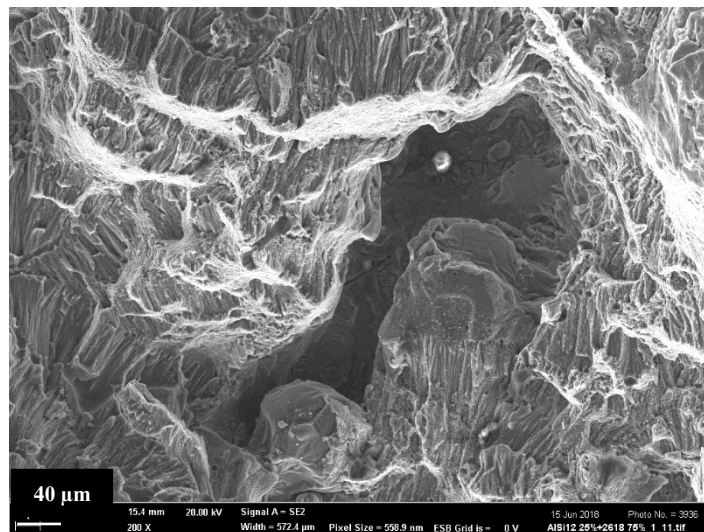


Obr. 75: Vzorky po tahové zkoušce slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

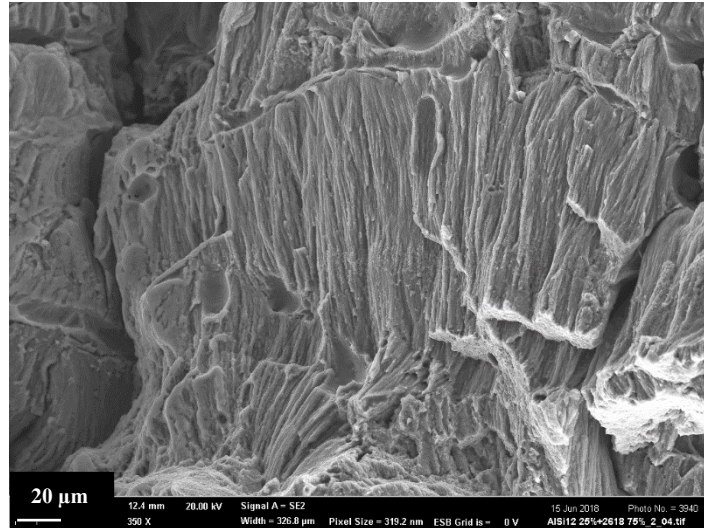
Na všech vzorcích byla po tahové zkoušce provedena fraktografická analýza. Lomové plochy analyzovaných vzorků (obr. 76 – 79) vykazují znaky nízkoenergetického tvárného porušení, kdy přítomné jamky jsou velmi drobné a ploššího charakteru. Na lomové ploše jsou také patrné trhliny a dutiny (obr. 77). Na obr. 78 jsou typická kolumnární zrna pro materiály vyrobené metodou SLM. Lomové plochy jsou také charakteristické poškozením podél hranic kolumnárních zrn, resp. celých SLM buněk (obr. 78).



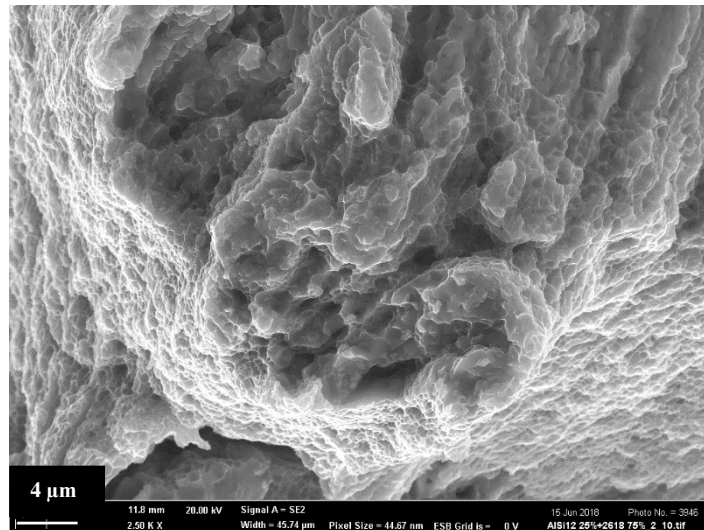
Obr. 76: Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618



Obr. 77: Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618



Obr. 78: Lomová plocha vzorku č.2, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618



Obr. 79: Jamková morfologie lomu, vzorek č. 2 slitiny 25 hm.% AlSi12 + 75 hm. % 2618

b) Tvrдость

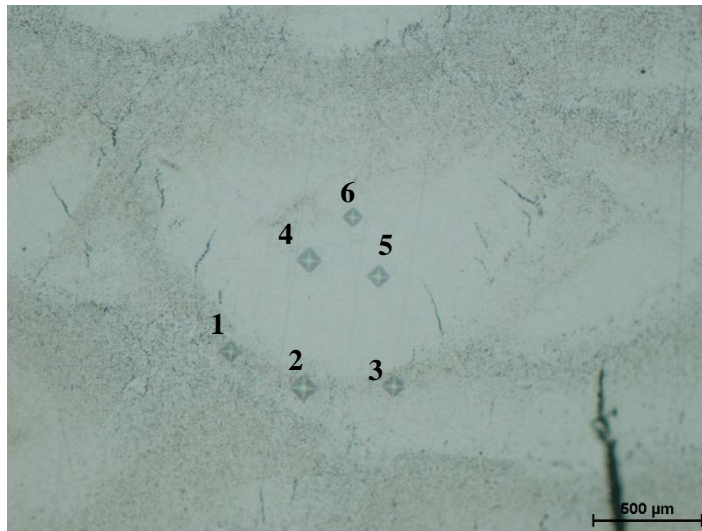
Orientační měření tvrdosti HV 0,3 bylo provedeno na vzorku připraveného v příčném řezu (rovina YZ) v nenaleptaném stavu. Střední hodnota tvrdosti určená ze tří měření (tab. 19) byla $132 \pm 2,86$ HV 0,3. Pro zjištění lokálních mechanických vlastností bylo provedeno měření tvrdosti HV 0,01 na mírně naleptaném vzorku, a to v oblasti fúzní hranice a v oblasti středu SLM buňky (obr. 80). Hodnoty naměřených tvrdostí jsou uvedeny v tab. 20, ze které je patrný rozdíl mezi tvrdostmi naměřenými v oblasti fúzní hranice a SLM buňky. Oblast středu SLM buňky vykazuje vyšší hodnoty tvrdosti než oblast fúzní hranice. V případě obou analyzovaných oblastí je patrný poměrně značný rozptyl naměřených hodnot.

Tab. 19: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3

Vtisk	1	2	3	$\bar{x} \pm \sigma$
HV 0,3	136	129	132	$132 \pm 2,86$

Tab. 20: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01

HV 0,01				
Fúzní hranice	1	2	3	$\bar{x} \pm \sigma$
	149	102	159	$137 \pm 24,80$
Střed buňky	4	5	6	$\bar{x} \pm \sigma$
	131	162	191	$161 \pm 24,49$



Obr. 80: Umístění vtisků HV 0,01, slitina 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

12 Diskuse

Vlastnosti komponent vytisknutých metodou SLM jsou závislé na mikrostruktuře a relativní hustotě materiálu. Mikrostruktura materiálu po procesu SLM je tvořena jednotlivými SLM buňkami, ohraničenými fúzními hranicemi.

Srovnání velikosti SLM buněk a šířky fúzních hranic u analyzovaných slitin jsou uvedeny v tab. 21, ze které je patrné, že průměrná šířka SLM buněk slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 je ze všech studovaných slitin nejmenší. Výška SLM buněk analyzovaných slitin je v podstatě totožná, a to z důvodu stejných parametrů stavby (totožná výška vrstvy prášku – 50 μm). S rostoucím obsahem Si a snižováním obsahu Cu (tab. 22) bylo pozorováno zmenšování šířky fúzních hranic.

Tab. 21: Velikosti SLM buněk studovaných slitin (75/25 = 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 atp.)

Směs	Šířka SLM buňky [μm]	Výška SLM buňky [μm]	Šířka fúzní hranice [μm]
75/25	120	65	12
50/50	153	70	25
25/75	153	72	37

Tab. 22: Srovnání obsahu Si a Cu pro jednotlivé slitiny

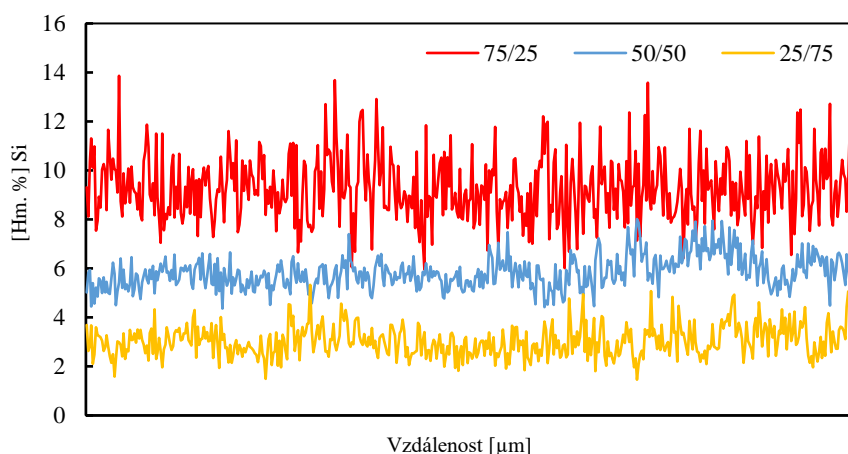
Slitina	AlSi12	75/25	50/50	25/75	2618
Si [Hm. %]	11,80	9,04	6,08	3,10	0,15
Cu [Hm. %]	0,01	0,89	1,48	2,07	2,66

Při vyhodnocování mikrostruktury vzorků v neleptaném stavu byly zaznamenány značné rozdíly v množství přítomných trhlin a pórů. Při porovnání relativních hustot jednotlivých vzorků vykázala nejlepší výsledky slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, kdy byla relativní hustota takřka 99 % (naměřená porozita 1,14 %). Tato slitina obsahovala minimální počet pórů a nevyskytovaly se zde takřka žádné trhliny. Výkon laseru u zpracování slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 byl 2 \times vyšší, a rychlost skenování byla 6 \times vyšší (1200 mm/s) při využití metody skenování „Stripe“ ve srovnání s [10], kdy bylo dosaženo obdobné porozity (1,22 %) pro slitinu 2618 stavěnou metodou „Chessboard“. Slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 vykazovala relativní hustotu téměř 97 % (porozita 3,19 %). U třetí slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 byla relativní hustota pod 96 % (porozita 4,15 %) u této slitiny se vyskytovaly četné trhliny v celém objemu vzorku. Jak je patrné z výsledků, množství Si a Cu významně ovlivňuje množství trhlin a pórů přítomných ve struktuře Al slitin zpracovaných SLM technologií.

Liniová EDS mikroanalýza neprokázala významnější rozdíl mezi obsahem prvků ve středu SLM buněk a oblastí fúzních hranic. Jako příklad je na obr. 81 uveden výsledek liniové EDS mikroanalýzy obsahu Si pro jednotlivé slitiny, kdy je patrné, že chemické složení není závislé na místě měření. Rozptyl je dán přítomností intermediárních fází (náhodně rozmístěných) v mikrostruktuře materiálu.

Analýza EBSD prokázala u všech slitin obdobný charakter mikrostruktury, kdy ve vnitřní oblasti SLM buněk byla struktura tvořena kolumnárními zrny a v oblasti fúzních hranic velmi jemnými ekvixiálními zrny. Orientace jednotlivých zrn byla odlišná, a to jak v rámci jedné SLM buňky, tak fúzní hranice. Z naměřených dat byla vypočtena střední velikost zrna, porovnání těchto hodnot je uvedeno v tab. 23, ze které je vidět nepatrný rozdíl velikostí zrn jednotlivých slitin

s poměrně velkou směrodatnou odchylkou, což je dáno zahrnutím velkých kolumnárních zrn přítomných v SLM buňkách i malých zrn v oblasti fúzních hranic do výpočtu.

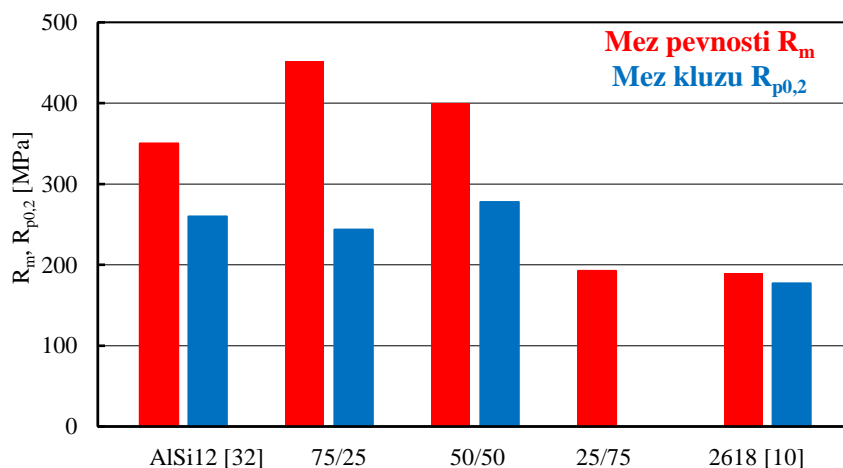


Obr. 81: Výsledky liniové EDS mikroanalýzy (75/25 = 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 atp.)

Tab. 23: Střední velikost zrna studovaných slitin

Slitina	75/25	50/50	25/75
d [μm]	8,88 ± 5,9	9,47 ± 6,6	10,37 ± 7,08

Pro určení mechanických vlastností byla provedena tahová zkouška za pokojové teploty. Porovnání mezi kluzu $R_{p0,2}$ a mezi pevnosti R_m je znázorněno na obr. 82 (uvedeny jsou střední hodnoty vypočtené ze tří měření), pro srovnání jsou také uvedeny hodnoty pro slitiny AlSi12 a 2618. [32, 10]

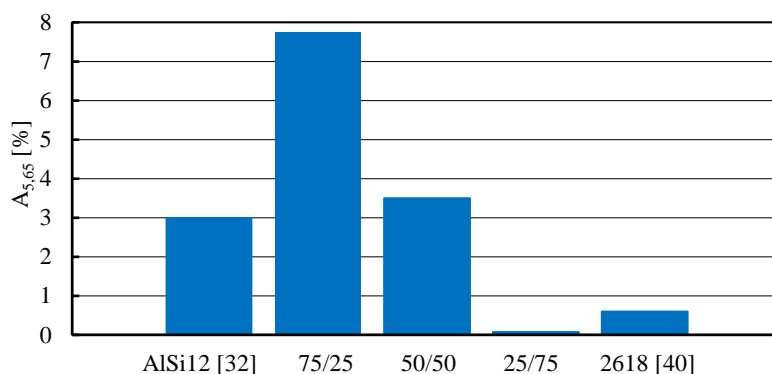


Obr. 82: Porovnání středních hodnot $R_{p0,2}$ a R_m jednotlivých slitin

Z obr. 82 je patrný rozdíl v jednotlivých hodnotách R_m , kdy nejvyšší střední hodnoty dosáhla slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, (453 ± 3 MPa). Druhá nejvyšší hodnota pevnosti v tahu ($400,5 \pm 59$ MPa) byla zaznamenána u slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, a to i přes významný výskyt pórů v mikrostruktuře (zejména u tělesa č. 3). Slitina 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 vykazuje obdobné pevnostní charakteristiky jako slitina 2618 z důvodu výskytu četných trhlin, které významně oslabují nosný průřez vzorku. [10]

Nejvyšší hodnoty meze kluzu vykazovala slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618. Mez kluzu slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 se blíží hodnotě meze kluzu slitiny AlSi12 [32] (244 ± 1 MPa vs. 260 MPa). U slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 nebylo možné naměřit $R_{p0,2}$ ani u jednoho ze vzorků, kdy dle záznamu z tahové zkoušky došlo k porušení vzorku před jejím dosažením (viz příloha č. 3). Na základě získaných výsledků, lze konstatovat, že nově vytvořené slitiny (s výjimkou 25/75) vykazují lepší vlastnosti než slitina 2618 i AlSi12 [10, 32].

Hodnoty tažnosti jednotlivých slitin jsou zaznamenány na obr. 83, pro porovnání je uvedena i tažnost slitiny AlSi12 a 2618. [32, 40] Nejvyšší hodnoty tažnosti vykazovala slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, a to i přesto že čistá slitina AlSi12 vykazuje tažnost pouze 3 %, srovnatelnou se slitinou 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 ($A_{5,65} = 3,5$ %). Slitina 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 vykazovala takřka nulovou tažnost (0,07 %). Vysokou hodnotu tažnosti slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 lze přikládat nejvyšší relativní hustotě vzorku s minimálním výskytem trhlin, což je možno vztahovat k minimálnímu obsahu Cu.

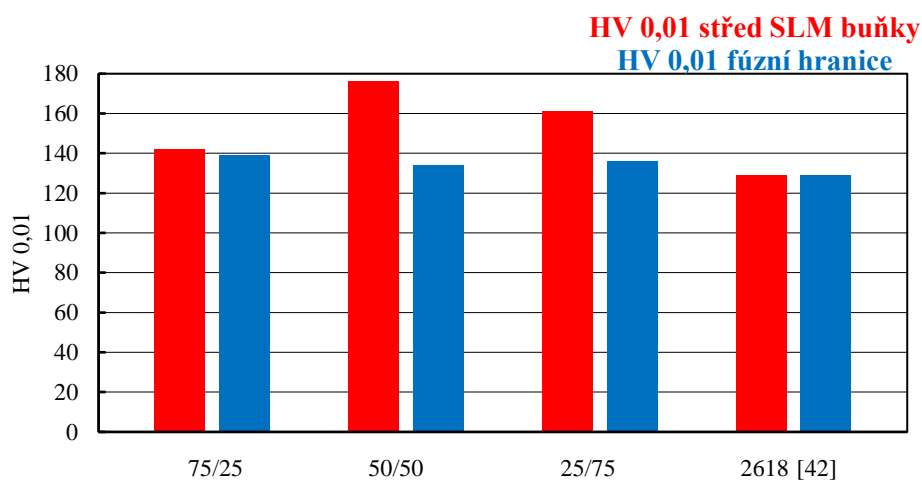


Obr. 83: Tažnosti jednotlivých slitin

Po tahové zkoušce byla provedena fraktografická analýza, která u všech studovaných slitin prokázala nízkoenergetický lom transkrystalickým tvárným mechanismem. Ten se u všech vzorků projevil morfologií jamek drobného a ploššího charakteru. Na lomových plochách bylo možno pozorovat také dekohezi podél SLM buněk (kolumnárních zrn i fúzních hranic), dále přítomnost nehomogenit typu dutin, a to jak plynových pórů, tak dutin nepravidelného tvaru obsahujících neroztavené částice vstupního prášku („lack of fusion porosity“). Nejnižší výskyt dutin s neroztavenými částicemi prášku byl zaznamenán u slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, kdy se jedná o slitinu s nejvyšším obsahem Si, který zvyšuje eutektičnost slitiny. [36] Tato zjištění korespondují s výsledky v [32], kde u eutektické slitiny AlSi12 byl na lomových plochách zjištěn minimální výskyt neroztavených částic prášku v dutinách, zatímco u slitiny 2618 zpracované procesem SLM byla zjištěna přítomnost výrazného množství dutin s neroztavenými práškovými částicemi. [10] Lze tedy předpokládat, že nejen obsah Si, ale také hodnota poměru Si/Cu je významným faktorem ovlivňujícím výslednou mikrostrukturu Al slitin zpracovávané procesem SLM.

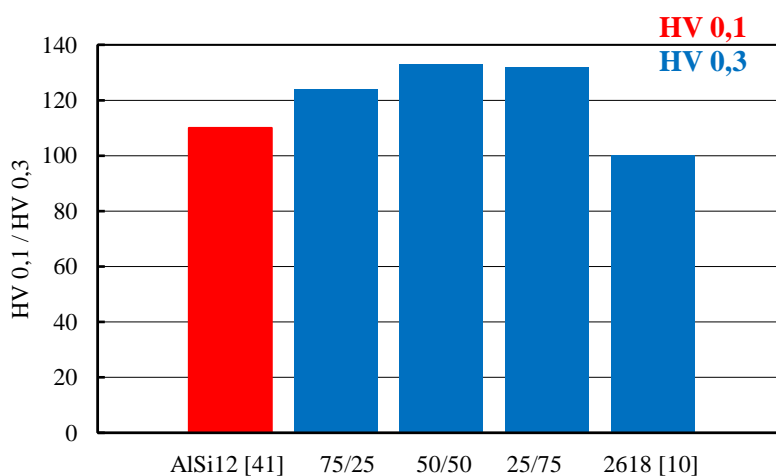
Pro určení tvrdosti bylo prováděno měření HV 0,01 v oblasti středu SLM buňky i v oblasti fúzních hranic, srovnání viz obr. 84. Střední hodnoty tvrdosti v oblasti fúzních hranic jsou u všech typů slitin srovnatelné, na rozdíl od hodnot naměřených v oblasti středu SLM buněk. Nejvyšších hodnot HV 0,01 v oblasti středu buňky dosahovala slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 a naopak nejnižších hodnot slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, tato slitina však vykazovala

nejnižší rozptyl hodnot tvrdosti (nezávisle na oblasti měření). U této slitiny se hodnoty tvrdosti středů SLM buněk a fúzních hranic lišily minimálně. Obdobného výsledku bylo dosaženo v případě slitiny 2618 zpracované technologií SLM. [42]



Obr. 84: Střední hodnoty tvrdosti HV 0,01 ve studovaných oblastech

U všech slitin byla také orientačně měřena tvrdost dle Vickerse HV 0,3 (pozice vtisků nebyla vztahována k žádné oblasti). Ze srovnání středních hodnot tvrdosti HV 0,3 (obr. 85) plyne, že nejnižší tvrdosti dosahuje slitina 2618 a nejvyšší tvrdosti slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618.



Obr. 85: Střední hodnoty tvrdosti HV 0,3 a HV 0,1 s využitím [10, 41]

13 Závěry

- V rámci diplomové práce byly připraveny slitiny smícháním kovových prášku slitin AlSi12 a 2618 v různých poměrech a následně připraven vzorkový materiál pomocí metody SLM.
- Mechanické vlastnosti, zejména pevnost v tahu výrazně ovlivňuje množství pórů a trhlin ve struktuře. Vzorky s vyšším výskytem trhlin a nehomogenit typu dutin, vykazovaly nejnižší hodnoty mechanických vlastností. Nejlepších mechanických vlastností bylo dosaženo u slitiny připravené ze směsi kovových prášků 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618. Hodnoty tvrdosti byly srovnatelné u všech studovaných slitin.
- Metalografickou a fraktografickou analýzou bylo zjištěno, že zvyšováním obsahu Si za současného snižování obsahu Cu dochází k potlačení výskytu trhlin a dutin s neroztavenými částicemi prášku v mikrostruktuře materiálu.
- EBSD analýzou byl určen charakter zrn přítomných v SLM struktuře – kolumnární zrna ve vnitřním prostoru SLM buněk a velmi jemná ekviaxiální zrna v oblasti fúzních hranic. Střední velikost zrna byla u všech studovaných slitin v rámci rozptylu měření stejná a pohybovala se v intervalu 8,88 až 10,37 μm .
- Liniovou EDS mikroanalýzou nebyl zjištěn rozdíl v průměrném lokálním chemickém složení v rozdílných oblastech – středu SLM buněk a v oblasti fúzních hranic.

14 Seznam literatury

- [1] OLAKANMI, E. O., COCHRANE, R. F., DALGARNO K. W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science*, 2015, vol. 74, s. 401–477. ISSN 0079-6425.
- [2] GUO, Nannan; LEU, Ming C. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2013, vol. 8, s. 215-24
- [3] KEMPEN, K., L. THIJIS a J. VAN HUMBEECK. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Scient Direct*. 2012, **2012**(39), 439 - 446. DOI: 10.1016/j.phpro.2012.10.059
- [4] WONG, Kaufui V. a Aldo HERNANDEZ. *A Review of Additive Manufacturing*. DOI: 10.5402/2012/208760. ISBN 2090-5130. Dostupné také z: <https://www.hindawi.com/archive/2012/208760/>
- [5] HOMOLA, Jan. Aditivní výroba. <https://www.3d-tisk.cz> [online]. 2013, 26.2.2013 [cit. 2019-03-07]. Dostupné z: <https://www.3d-tisk.cz/aditivni-vyroba/>
- [6] PINKERTON, A. J. Lasers in additive manufacturing. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 78, s. 25–32. ISSN 0030-3992
- [7] All about 3D printing [online]. _: All about 3D printing, 2019 [cit. 2019-23-05]. Dostupné z: <http://allabout3dprinting.com/types-of-3d-printing/>
- [8] Joon Park, Michael J. Tari, H. Thomas Hahn, (2000) "Characterization of the laminated object manufacturing (LOM) process", *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 6 Issue: 1, pp.36-50, <https://doi.org/10.1108/13552540010309868>
- [9] © 2018 Desktop Metal, Inc. *Desktop Metal* [online]. 63 Third Avenue, Burlington, MA 01803, 2018 [cit. 2018-10-05]. Dostupné z: <https://www.desktopmetal.com/article/deep-dive-bound-metal-deposition/>
- [10] KOUTNÝ, Daniel, David PALOUŠEK, Libor PANTĚLEJEV, Christian HOELLER a Rudolf PICHLER. Influence of Scanning Strategies on Processing of Aluminium Alloy EN AW 2618 Using Selective Laser Melting. *Materials*. 2018, **2018**(11), 2 - 18. DOI: 10.3390/ma11020298
- [11] YAP, C. Y., et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, s. 1 – 22. ISSN 19319401
- [12] SILVERSTEIN, Ravit a Dan ELIEZER. Hydrogen trapping in 3D-printed (additive manufactured) Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*. 2018, **144**, 297-304. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.07.029. ISSN 10445803. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S104458031831091X>
- [13] *Easycnc.cz* [online]. [cit. 2018-09-05]. Dostupné z: <https://www.easycnc.cz/inpage/informace-o-technologiech-3d-tisku/>
- [14] YAN, Ch., et al. Microstructure and mechanical properties of aluminium alloy cellular lattice structures manufactured by direct metal laser sintering. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 628, s. 238–246. ISSN 0921-509
- [15] *SLM Solution* [online]. *Eslandring* 4, 2018 [cit. 2018-10-29]. Dostupné z: <https://slm-solutions.com/>

- [16] Prvky. *Prvky* [online]. 2009-2017 [cit. 2018-10-29]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/22.html>
- [17] KIMURA, Takahiro a Takayuki NAKAMOTO. Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminium alloy fabricated by selective laser melting. *Science Direct*. 2015, **2016**(89), 1294-1301.
- [18] Steen WM. Laser materials processing London: Springer: 2003
- [19] TAKATA, Naoki, Hirohisa KODAIRA, Keito SEKIZAWA, Asuka SUZUKI a Makoto KOBASHI. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science & Engineering A. Japan*, 2017, **2017**(A 704), 218-228.
- [20] Nelson TW, Lippold JC, Mills MJ. Mature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. Part I – Nucleation and growth. *Weld* 1999, 78(10):329-37.
- [21] Das S. Physical aspects of process control in selective laser sintering of metals. *Adv. Eng Mater* 2003;5(10):701-11
- [22] Savage WF, Aronson AH. Preferred orientation in the weld fusion zone. *Weld J* 1966;45(2):85-9.
- [23] CAO, X., et al. Research and progress in laser welding of wrought aluminum alloys. II. Metallurgical microstructures, defects, and mechanical properties. *Materials and Manufacturing Processes*, 2003, vol. 18, s. 23-49. ISSN 10426914
- [24] WEINGARTEN, Christian, Damien BUCHBINDER a Norbert PIRCH. Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015, **2015**(221), 112-120.
- [25] CAMPBELL, J. *Castings Oxford: Butterword - Heinemann, 1991*.
- [26] Pirch, N., 1995. Randschichtlegieren von Aluminiumwerkstoffen mit Laser – strahlung: physikalische Prozesse, Modelle und Integrationsverfahren. RWTH, Aachen (RWTH Aachen Thesis).
- [27] NYAHUMVA, C., NR GREEN a J. CAMPBELL. The concept of the fatigue potential of cast alloy. *J Mech Behav* 1988;9:227-35.
- [28] LOUVIS, E., FOX, P., SUTCLIFFE, Ch. J. Selective laser melting of aluminium components. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, s. 275–284. ISSN 0924-0136.
- [29] GHOSH, S.K., K. BANDYOPADHYAY a P. SAHA. Development of an in-situ multi-component reinforced Al-based metal matrix composite by direct metal laser sintering technique — Optimization of process parameters. *Materials Characterization*. 2014, **2014**(93), 68 - 78
- [30] READ, N., W. WANG a K. ESSA. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*. 2015, **2015**(65), 417 - 424
- [31] KANG, Nan, Pierre CODDET, Lucas DEMBINSKI, Hanlin LIAO a Christian CODDET. Microstructure and strength analysis of eutectic Al-Si alloy in-situ manufactured using selective laser melting from elemental powder mixture. *Journal*

- of Alloys and Compounds*. 2017, **691**, 316-322. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.08.249. ISSN 09258388. Dostupné také z:
<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838816326470>
- [32] PRASHNATH, K.G., S. SCUDINO a J. ECKERT. Defining the properties of Al-Si12 parts produced by selective laser melting. *Acta Materialia*. 2017, **2016**, 25-35.
- [33] *Renishaw plc*. [online]. Staffordshire, 2019 [cit. 2019-04-01]. Dostupné z:
<https://www.renishaw.com/en/design-for-metal-am-a-beginners-guide--42652>
- [34] SILVERSTEIN, Ravit a Dan ELIEZER. Hydrogen trapping in 3D-printed (additive manufactured) Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*. 2018, **144**, 297-304. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.07.029. ISSN 10445803. Dostupné také z:
<https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S104458031831091X>
- [35] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [36] BAITIMEROV, Rustam, Pavel LYKOV a Dmitry ZHEREBTSOV. Influence of Powder Characteristics on Processability of AlSi12 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting. *Materials*. 2018, **2018**(11). DOI: 10.3390.
- [37] KANG, Nan, Pierre CODDET, Chaoyue CHEN a Yan WANG. Microstructure and wear behavior of in-situ hypereutectic Al-high Si alloys produced by selective laser melting. *Materials & Design*. 2016, **2016**(99), 120-126.
- [38] ZHANG, Hu, Haihong ZHU, Ting QI a . Selective laser melting of high strength Al-Cu-Mg alloy: Processing, microstructure and mechanical properties. *Materials Science a Engineering A*. 2016, **2016**(656), 47-54.
- [39] European Steel and Alloy Grades / Numbers Searchable Database. *EUROPEAN STEEL AND ALLOY GRADES* [online]. Kharkov, 61002, UKRAINE, 2019 [cit. 2019-05-17]. Dostupné z:
http://www.steelnumber.com/en/steel_alloy_composition_eu.php?name_id=1803.
- [40] PANTĚLEJEV, Libor, Daniel KOUTNÝ, David PALOUŠEK a Jozef KAISER. Mechanical and Microstructural Properties of 2618 Al-Alloy Processed by SLM Remelting Strategy. *Materials Science Forum*. 2017, **891**, 343-349. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.891.343. ISSN 1662-9752. Dostupné také z:
<https://www.scientific.net/MSF.891.343>.
- [41] RASHID, R., S.H. MASOD, D. RUAN a S. PALANISAMY. Effect of energy per layer on the anisotropy of selective laser melted AlSi12 aluminium alloy. *Science Direct*. 2018, **2018**(22), 426-439.
- [42] HRADIL, D. Mechanicko strukturní charakteristiky materiálů vyrobených metodou SLM. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 87 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D..

15 Seznam obrázků

- Obr. 1. Jednotlivé kroky procesu
- Obr. 2. Princip Stereografie
- Obr. 3. Princip metody DMLS
- Obr. 4. Princip metody LOM
- Obr. 5. Metoda BMD a) 3D – tisk modelu, b) odstranění primárního pojiva, c) slinování v peci
- Obr. 6. Směr stavby
- Obr. 7. Vyobrazení stavby součásti metodou SLM
- Obr. 8. Schéma metody SLM
- Obr. 9. Mikrostruktura slitiny AlSi10Mg – EBSD
- Obr. 10. Struktura SLM buňky slitiny AlSi10Mg
- Obr. 11. Rovnováha tří fází pro částečně smáčivou soustav
- Obr. 12. Porovnání velikostí volných energií
- Obr. 13. Epitaxní nukleace a konkurenční růst
- Obr. 14. Vznik pórů při procesu SLM
- Obr. 15. Marangoniho konvekce
- Obr. 16. Slitina AlSi10Mg, hranice oxidů indukující trhlinu
- Obr. 17. a) Marangoniho konvekce v tavenině, b) porušení oxidů a tuhnutí taveniny
- Obr. 18. Nedostatečné znovu natavení substrátu u slitiny Ti-6Al-4V
- Obr. 19. Schéma tavné lázně u slitiny Al-Si a) rychlost skenování 1 m/s, b) rychlost skenování 0,5 m/s
- Obr. 20. Metody skenování a) jednotlivé skenované vrstvy a jejich rotace, b) metoda „Meander“, c) metoda „Chessboard“, d) metoda „Hull and Core“, e) metoda „Pre-sintering“, f) metoda „Stripe“
- Obr. 21. Porovnání rozdílných velikostí vzorků v závislosti na porozitě
- Obr. 22. Vliv výkonu laseru (LP) a rychlosti skenování (LS) na porozitu u metody skenování „Chessboard“
- Obr. 23. Porozita u vzorku skenovaného metodou „Hull and Core“
- Obr. 24. Binární diagram Al-Si s přehledem mikrostruktur v litém stavu
- Obr. 25. Porovnání částic prášků A, B a C
- Obr. 26. Mikrostruktura slitin A, B a C rovnoběžně (↑) a kolmo (⊙) na směr stavby
- Obr. 27. Morfologie a) Al – prášku, b) Si – prášku
- Obr. 28. Mikrostruktura AlSi12 při výkonu laseru a) 180 W, b) 240 W a c) 300 W
- Obr. 29. Záznam tahové zkoušky eutektické slitiny Al-Si po zpracování SLM se třemi různými rychlostmi skenování
- Obr. 30. Mikrostruktura nadeutektické slitiny Al-Si při použitém výkonu laseru a) 260 W, b) 290 W, c) 320 W, d) 350 W
- Obr. 31. Poměr primárního a eutektického Si při různých parametrech zpracování
- Obr. 32. Porovnání mikrotvrdoti jednotlivých vzorků
- Obr. 33. Mikrostruktura AlSi10Mg (SEM), řez kolmý ke směru stavby
- Obr. 34. Výsledky tahové zkoušky u vzorku AlSi10Mg připraveného metodou SLM
- Obr. 35. a) Buňka tavné lázně s vyznačením směru dendritů, b) detail fúzní hranice
- Obr. 36. Částice prášku slitiny AlCu2Mg1,5Ni (SEM)
- Obr. 37. Morfologie částice slitiny AlSi12 (SEM)
- Obr. 38. a) Přístroj SLM 280 HL, b) bilet po odříznutí od základové desky
- Obr. 39. Vzorek pro zkoušku tahem

- Obr. 40. a) Schéma stavby biletů b) podélný „L“ a příčný „T“ řez biletu (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 41. Mikrostruktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, podélný řez „L“
- Obr. 42. Detail mikrostruktury slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, podélný řez „L“
- Obr. 43. Mikrostruktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 s výskytem podlouhlých SLM buněk, příčný řez „T“
- Obr. 44. Mikrostruktura SLM buňky s patrnými kolumnárními zrny a jemnozrnnou fúzní hranicí slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, příčný řez „T“
- Obr. 45. Oblast liniové EDS mikroanalýzy slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 46. Výsledky liniové EDS mikroanalýzy vzorku 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 47. IPF mapa slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618, příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 48. Struktura slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 v neleptaném stavu a) podélný řez „L“
b) příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 49. Vzorky po tahové zkoušce směsi 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 50. Lomová plocha vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 51. Tvárný lom s jamkovou morfologií vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 52. Dutina s neroztavenými částicemi prášku vzorku č.2, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 53. Umístění vtisků HV 0,01, slitina 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Obr. 54. Mikrostruktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, podélný řez „L“
- Obr. 55. Detail fúzních hranic slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, podélný řez „L“
- Obr. 56. Mikrostruktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“
- Obr. 57. Detail fúzních hranic s navazujícími kolumnárními zrny slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“
- Obr. 58. Místo liniové EDS mikroanalýzy slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 59. Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 60. IPM mapa slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618, příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 61. Struktura slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618 a) podélný řez „T“ b) příčný řez „L“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 62. Vzorky po tahové zkoušce slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 63. Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 64. Detail lomu s jamkovou morfologií a výskytem kolumnárních zrn vzorku č.2, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 65. Dutina s neroztavenými částicemi vzorku č.3, slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 66. Umístění vtisků HV 0,01, slitina 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Obr. 67. Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 s výskytem trhlin, podélný řez „L“
- Obr. 68. Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, s trhlínami podél kolumnárních zrn i v oblasti fúzních hranic, podélný řez „L“
- Obr. 69. Mikrostruktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 s trhlínami překonávajícími více vrstev, příčný řez „T“
- Obr. 70. Detail fúzní hranice slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, příčný řez „T“
- Obr. 71. Místo liniové EDS mikroanalýzy slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

- Obr. 72. Výsledky liniové EDS mikroanalýzy slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 73. IPF mapa slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618, příčný řez „T“ (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 74. Struktura slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618 v nenaleptaném stavu a) podélný řez „L“, b) příčný řez „T“ vzorku (B. D. – „Building Direction“ směr stavby)
- Obr. 75. Vzorky po tahové zkoušce slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 76. Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 77. Lomová plocha vzorku č.1, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 78. Lomová plocha vzorku č.2, slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 79. Jamková morfologie lomu, vzorek č. 2 slitiny 25 hm.% AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 80. Umístění vtisků HV 0,01, slitina 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Obr. 81. Výsledky liniové EDS mikroanalýzy (75/25 = 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 atp.)
- Obr. 82. Porovnání středních hodnot $R_{p0,2}$ a R_m jednotlivých slitin
- Obr. 83. Tažnosti jednotlivých slitin
- Obr. 84. Střední hodnoty tvrdosti HV 0,01 ve studovaných oblastech
- Obr. 85. Střední hodnoty tvrdosti HV 0,3 a HV 0,1 s využitím [10, 41]

16 Seznam zkratek a symbolů

Označení	Jednotka	Význam
AM		Additive Manufacturing
ASTM		American Society for Testing and Materials
BMD		Bound Metal Deposition
CAD		Computer Aided Design
CAM		Computer Aided Manufacturing
CNC		Computer Numerical Control
DMLS		Direct Metal Laser Sintering
EBS		Electron Backscatter Diffraction
EBM		Electron Beam Melting
EDS		Energy-Dispersive Spectroscopy
FCC		Face Centered Cubic
FDM		Fused Deposition Modeling
LOM		Laminated Object Manufacturing
MJM		Multi Jet Modeling
SEM		Scanning Electron Microscope
SGB		Solidification Grain Boundary
SGC		Solid Ground Cutting
SHS		Selective Head Sintering
SLA		Stereolitografie
SLM		Selective Laser Melting
SLS		Selective Laser Sintering
STL		Standartní teselační soubor
UV		Ultrafialové záření
3D		Trojrozměrný prostor
2D		Dvojměrný prostor
Ψ	[J/mm ³]	Hustota energie laseru
σ		Směrodatná odchylka
γ_{LV}		Mezifázová energie mezi kapalnou a plynnou fází
γ_{SL}		Mezifázová energie mezi pevnou a kapalnou fází
γ_{SV}		Mezifázová energie mezi pevnou a plynnou fází
A_s	[mm ²]	Nově vzniklá plocha povrchu
g	[mm/s ²]	Gravitační zrychlení
G		Teplotní gradient
ΔG_v	[J/m ³]	Změna volné energie
h	[mm]	Vzdálenost šrafů
n	[mm ² /s]	Kinematická viskozita
P	[W]	Výkon laseru
R		Rychlost tuhnutí
r_p	[mm]	Vzdálenost pórů
$S(\theta)$	[-]	Tvarový faktor
t	[mm]	Tloušťka vrstvy prášku
T	[K]	Teplota
u	[mm/s]	Rychlost skenování
v_t	[mm/s]	Rychlost unikání bublin k povrchu
V_s	[m ³]	Objem zárodku
W_α	[J/m ²]	Volná energie
\bar{x}		Aritmetický průměr
θ	[°]	Kontaktní úhel

17 Seznam tabulek

- Tab. 1. Přehled vybraných technologií AM
- Tab. 2. Přehled mechanických vlastností vzorků vyrobených metodou DMLS
- Tab. 3. Chemické složení prášků
- Tab. 4. Přehled výsledků mechanických zkoušek sliny ALSi10Mg
- Tab. 5. Chemické složení použitého materiálu
- Tab. 6. Chemické složení prášku AlCu2Mg1,5Ni
- Tab. 7. Chemické složení prášku AlSi12
- Tab. 8. Chemické složení jednotlivých směsí slitin
- Tab. 9. Chemické složení slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Tab. 10. Výsledky tahové zkoušky slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618
- Tab. 11. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3
- Tab. 12. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01 (označení vtisků koresponduje s umístěním – obr. 53)
- Tab. 13. Chemické složení slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Tab. 14. Výsledky tahové zkoušky slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618
- Tab. 15. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3
- Tab. 16. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01
- Tab. 17. Chemické složení slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Tab. 18. Výsledky tahové zkoušky slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618
- Tab. 19. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,3
- Tab. 20. Naměřené hodnoty tvrdosti HV 0,01
- Tab. 21. Velikosti SLM buněk studovaných slitin (75/25 = 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 atp.)
- Tab. 22. Srovnání obsahu Si a Cu pro jednotlivé slitiny
- Tab. 23. Střední velikost zrna studovaných slitin (75/25 = 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618 atp.)

18 Seznam příloh

Příloha 1: Protokol tahové zkoušky slitiny 75 hm. % AlSi12 + 25 hm. % 2618

Příloha 2: Protokol tahové zkoušky slitiny 50 hm. % AlSi12 + 50 hm. % 2618

Příloha 3: Protokol tahové zkoušky slitiny 25 hm. % AlSi12 + 75 hm. % 2618

19 Přílohy

Příloha 1:

