



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 AI SLITINY PŘIPRAVENÉ POMOCÍ PROCESU SLM

MECHANICAL PROPERTIES OF AI ALLOY PREPARED BY SLM PROCESS

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Ladislav Vitásek

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Bc. Ladislav Vitásek**
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství
Vedoucí práce: **doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**
Akademický rok: 2016/17

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 Al slitiny připravené pomocí procesu SLM

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V rámci práce budou zjišťovány mechanické vlastnosti Al slitiny 2618 A, kdy zkušební vzorky budou vyrobeny technikou SLM (selective laser melting). Získané výsledky budou srovnávány s vlastnostmi této slitiny vyráběné konvenčním způsobem (extrudováním) ve stavech "F" a "T6".

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.
- 4) V případě získání vyhovujících pevnostních vlastností materiálu zpracovaného procesem SLM, provedení únavových zkoušek v režimu řízené síly.

Seznam literatury:

Suresh, S. Fatigue of Materials. 2nd edition. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2003. 679 s. ISBN 0-521-57847-7.

Klesnil, M., Lukáš, P. Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání. 1. vyd. Praha : ČAV, 1975. 222 s.

Olakanmi, E. O., Cochrane, R. F., Dalgarno, K. W. Progress in Materials Science 74 (2015) 401–477.

Brandl, E., Heckenberger, U., Holzinger, V., Buchbinder, D. Materials & Design 34 (2012) 159–169.

Kempen, K., Thijs, L., Van Humbeeck, J., Kruth, J.-P. P. Physics Procedia 39 (2012) 439–446.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne 4. 11. 2016



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá vlastnostmi hliníkových slitin vyráběných procesem SLM. Rešeršní část práce je zaměřena na popis technologie selektivního laserového tavení, defekty mikrostruktury a mechanické vlastnosti hliníkových slitin připravených touto technologií. Experimentální část práce se zabývá volbou parametrů procesu SLM za účelem přípravy objemných vzorků. Základní mechanické charakteristiky byly určovány zkouškou tahem za pokojové teploty. V rámci práce byla také hodnocena mikrostruktura materiálů a prováděna fraktografická analýza pro posouzení mechanismů porušování. Získané materiálové charakteristiky byly porovnány s vlastnostmi materiálů stejných skupin vyráběných konvenčními technologiemi.

KLÍČOVÁ SLOVA

Selektivní laserové tavení (SLM), AlCu2Mg1,5Ni, AlSi9Cu3 a AlSi10Mg, mechanické vlastnosti

ABSTRACT

The master's thesis deals with properties of aluminium alloys prepared by SLM process. The theoretical part of thesis is focused on description of selective laser melting technology, metallurgical defects and mechanical properties of aluminium alloys processed by this technology. The experimental part of this thesis deals with selections of the SLM process parameters suitable for samples preparation in bulk. Tensile testing at room temperature was used for evaluation of basic mechanical properties. Metallographic and fractographic analyses were performed for evaluation of the microstructure and fracture mechanisms. The materials characteristics obtained on SLM samples were compared with the properties of the same materials grade produced by conventional technologies.

KEYWORDS

Selective laser melting (SLM), AlCu2Mg1.5Ni, AlSi9Cu3 and AlSi10Mg, mechanical properties

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

VITÁSEK, L. *Mechanické vlastnosti Al slitiny připravené pomocí procesu SLM*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 77 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Mechanické vlastnosti Al slitiny připravené pomocí procesu SLM* vypracoval samostatně s použitím odborné literatury, uvedené v seznamu, který tvoří součást této práce.

V Brně dne 26. 5. 2017.

.....
Bc. Ladislav Vitásek

Poděkování

Touto cestou bych rád poděkoval mému vedoucímu panu doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D. za odborný dohled a vedení v průběhu teoretické i experimentální části diplomové práce. Zejména bych ocenil jeho užitečné rady a trpělivost. Taktéž děkuji Ing. Petře Krajňákové, Ph.D. a Mgr. Janu Čuperovi za pomoc při realizaci experimentální části práce.

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
2.1	Rozdělení technologií AM podle výchozího stavu materiálu.....	17
2.1.1	Materiál v kapalném stavu.....	17
2.1.2	Materiál ve vláknitém (pastovitém) stavu	18
2.1.3	Materiál na bázi prášku.....	18
2.1.4	Materiál v kompaktním stavu (fólie).....	19
3	Selektivní laserové tavení (SLM).....	20
3.1	Mikrostruktura materiálů vyrobených metodou SLM	21
3.1.1	Heterogenní nukleace	23
3.2	Vliv čistoty prášku v procesu SLM	25
3.3	Zbytkové pnutí v procesu SLM	26
4	Hliník a jeho slitiny	27
5	Defekty struktury SLM dílců.....	29
5.1	Porozita	29
5.2	Trhliny	30
5.3	Oxidické vměšky	32
5.4	Ztráta legujících prvků.....	33
6	Mechanické vlastnosti hliníkových slitin vyrobených metodou SLM	34
6.1	Mechanické charakteristiky slitin skupiny Al-Si.....	34
6.2	Mechanické vlastnosti slitin skupiny Al-Cu.....	40
7	Rozšířené cíle práce.....	46
8	Experimentální část	47
8.1	Experimentální materiál.....	47
8.1.1	Materiál AlCu ₂ Mg _{1,5} Ni	47
8.1.2	Materiál AlSi ₉ Cu ₃	53
8.1.3	Materiál AlSi ₁₀ Mg.....	60
9	Diskuze výsledků.....	67
10	Závěr.....	70
11	Seznam použitých zdrojů.....	71
	Seznam použitých zkratk a symbolů	74
	Seznam obrázků.....	75
	Seznam tabulek.....	77

1 Úvod

V současné době probíhá velmi intenzivního vývoj strojírenského trhu a s tím související náročnější požadavky na výrobu nových součástí. Výrobní závody se snaží na zvýšené nároky odpovídat co nejrychleji vývojem inovativních technik a technologií, které jsou zároveň šetrnější k životnímu prostředí. Zákazníkům se snaží nabídnout co nejširší škálu nových produktů s vyšší kvalitou, aby uspokojily jejich potřeby a samy se staly v dnešní době perspektivně prosperujícími podniky. [1]

Samotní zákazníci jsou ti, kteří stojí za pokrokem nynějších technologií a zrychleným vývojem produktů. Důsledkem je vývoj nových inženýrských filosofí, obecně nazývaných rychlé odezvy na výrobu. Koncept vychází z výroby prototypů a využívá předem navrženého CAD („Computer-aided design“) modelu k vývoji nových nekonvenčních výrobních technologií. Nejčastěji se v současné době skloňují procesy aditivní výroby (AM). Za nejmodernější technologie AM se považuje selektivní laserové spékání (SLS) a selektivní laserové tavení (SLM), jakožto zlepšená varianta SLS. [1, 2]

SLM je proces AM, který byl vyvinut Dr. M. Fockelem a Dr. D. Schwarzem ze společnosti Stereolithographietechnik GmbH ve spolupráci s firmou Fraunhofer ILT zastoupenou Dr. W. Meinersem, Dr. K. Wissenbachem a Dr. G. Andersem. Technologie je patentována od roku 1997, nicméně patent byl zveřejněn až v následujícím roce [2]. Jedná se o proces AM, který je schopen připravit pomocí kladení vrstvy po vrstvě („layer-by-layer“) dokonalou repliku 3D CAD modelu. SLM technologií jsme schopni vyrobit i velmi složité součásti a geometrie těles, které by nebylo možno připravit prostřednictvím klasických konvenčních technologií. Další výhodou SLM ve srovnání s konvenčními technologiemi je rychlý odvod tepla z místa taveniny ($1 \times 10^5 \text{K/s}$) během procesu, což má za následek vznik jemnozrnné mikrostruktury a s tím související zlepšení mechanických vlastností. [3]

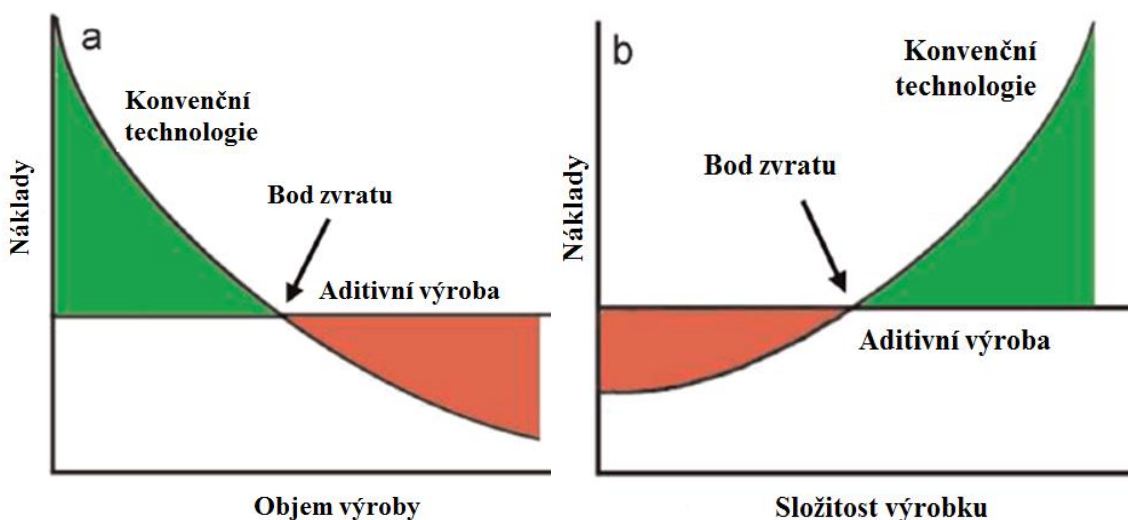
Technologií SLM jsme schopni připravit kovové materiály, plasty a dokonce i keramiku. Současný výzkum vlivu rozdílných parametrů procesu SLM, mezi které patří skenovací rychlost, výkon laseru, šrafovací vzdálenost, tloušťka nanášené vrstvy práškového materiálu a zvolená strategie skenování, je převážně zaměřen na studium mikrostruktury a hustoty kovových materiálů. Zajímá se o korozivzdorné a nástrojové oceli, titanové slitiny určené k biologickým aplikacím, slitiny niklu a zejména o slitiny hliníku, které nachází rozsáhlé použití v automobilním a leteckém průmyslu z důvodu nízké hmotnosti, vysoké pevnosti a výborné korozní odolnosti. [3, 4, 5]

Hliník (Al) a jeho slitiny jsou po oceli druhým nejpoužívanějším konstrukčním kovem. Slitiny hliníku se dělí na vytvrditelné, nevytvrditelné, resp. slévárenské a k tváření. Prvně byly vyráběny konvenčními technologiemi (např. litím, kováním a extruzí), ovšem tyto technologie vedou k nízkému odvodu tepla z taveniny a tím pádem k hrubozrnné struktuře, která se projevuje snížením mechanických vlastností. Konvenční technologie jsou finančně nákladné a časově náročné zejména pro malosériovou výrobu komplexně složitých výrobků. K tomuto účelu se nabízí použití technologie SLM. Výzkum se zde převážně zaměřil na výrobu hliníkových slitin AlSi10Mg a AlSi12 z důvodu dobré kombinace svařitelnosti a chování toku roztaveného materiálu. V podstatně menší míře jsou zkoumány slitiny na bázi Al-Cu. Slitiny Al-Cu-Mg vykazují komplexní strukturu a vysokou pevnost, a tudíž jsou obtížně vyrobitelné i konvenčními technologiemi. I proto se nabízí otázka, zda je možné slitiny řady 2000, konkrétně slitinu AlCu2Mg1,5Ni, připravit pomocí SLM s požadovanou vysokou relativní hustotou a zároveň s malou náchylností k tvorbě defektů. Výše uvedené problematice bude věnována experimentální část diplomové práce. [5, 6]

2 Aditivní výroba

Jedním z důvodů zavedení progresivních technologií AM je rozšíření limitních konstrukčních možností běžně používaných konvenčních technologií (odlévání, kování, extruze atd.). Prvotní vývoj metod aditivní výroby byl zahájen v roce 1980 a v současnosti se jedná o jednu z nejrychleji rozvíjejících se technologií. Někdy se místo názvu aditivní výroba používá název po prvně vyvinuté a dosud používané technologii výroby prototypů („Rapid Prototyping“). Podle technického výboru ASTM („American Society for Testing and Materials“) F42 se definuje AM jako proces spojování materiálů vrstvy po vrstvě, kdy informace o výrobku jsou brány z 3D CAD modelu. Procesy AM umožňují výrobu tvarově složitých komponent z jednoho dílu na rozdíl od konvenčních technologií, kde je výroba jednotlivých dílců omezena například tvarem formy, zápustky. Technologie aditivní výroby jsou navíc schopny produkovat komponenty bez nutnosti dalšího opracování a omezují tak spotřebu výchozího materiálu. [7, 8, 9]

Ve srovnání nákladů AM a konvenčních technologií je nutno zohlednit pořizovací náklady na zařízení, cenu materiálu, strojirenský čas, spotřebu energie, pracovní sílu a nepřímé náklady. Na obr. 1a lze pozorovat, jak se mění náklady s rostoucím objemem výroby, přičemž je zřejmé, že AM je výhodná zejména pro malosériovou výrobu. Obr. 1b ukazuje závislost nákladů na složitosti výrobku. Proces AM je finančně méně nákladný pro velmi složité komponenty. [7]



Obr. 1: Srovnání nákladů pro AM a konvenční technologie v závislosti na:
a) objemu výroby b) složitosti výrobku [7]

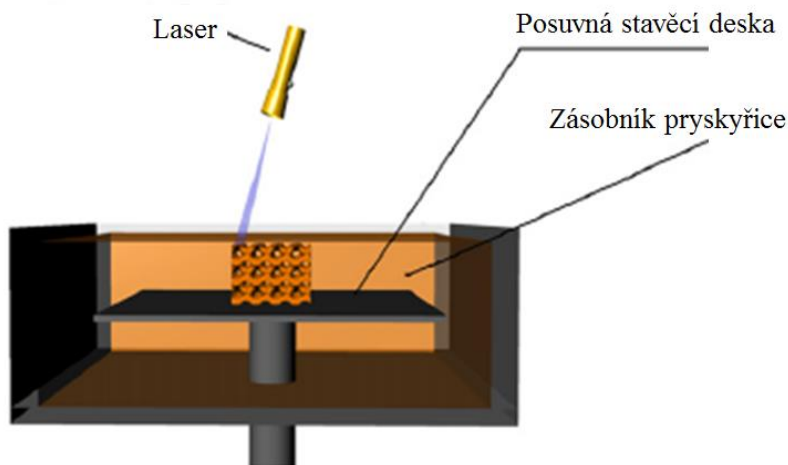
Procesy aditivní výroby vychází z CAD modelu. Problematika převodu CAD modelu na jednotlivé vrstvy je od roku 1987 realizována pomocí standardního teselačního souboru (STL), který byl původně vyvinut pouze pro stereolitografii. STL soubor nejprve převede povrchovou geometrii CAD modelu na síť malých trojúhelníků. Poloha trojúhelníků je popsána pomocí os kartézského souřadnicového systému a jednotkových normálových vektorů. Čím menší velikosti trojúhelníků jsme schopni dosáhnout, tím více se bude výpočtový model blížit reálnému modelu. STL soubor následně rozřeže souvislou konturu v rovině „xy“ na diskretní vrstvy, souřadnice osy „z“ udává tloušťku vrstvy. Výsledná komponenta se pak skládá z jednotlivě nanášených vrstev materiálu určité tloušťky, přičemž každá vrstva reprezentuje daný příčný řez CAD modelu. Spojení každé nově nanášené vrstvy s předešlou je realizováno skenováním nanášené vrstvy laserovým paprskem. [9, 10]

2.1 Rozdělení technologií AM podle výchozího stavu materiálu

Podle standardu ASTM F2792 lze procesy aditivní výroby rozdělit do těchto kategorií: přímá depozice materiálu, materiálová extruze, nastřikování materiálu, nastřikování pojiva, natavování práškového lože, fotopolymerace v nádobě a plošné laminování. Z pohledu materiálu v počátečním stavu lze procesy AM rozdělit do následujících čtyř kategorií: materiál v kapalném stavu, materiál ve vláknitém (pastovitém) stavu, materiál na bázi prášku, materiál v kompaktním stavu (fólie). [8]

2.1.1 Materiál v kapalném stavu

Stereolitografie byla vyvinuta roku 1987 a ihned se stala nejrozšířenější komerčně dostupnou technologií AM. Materiál je kladen po vrstvách a princip je založen na přeměně každé vrstvy (polymerizaci) kapalné fotosenzitivní pryskyřice na pevnou látku prostřednictvím selektivního působení ultrafialového (UV) záření, viz obr. 2. [8]



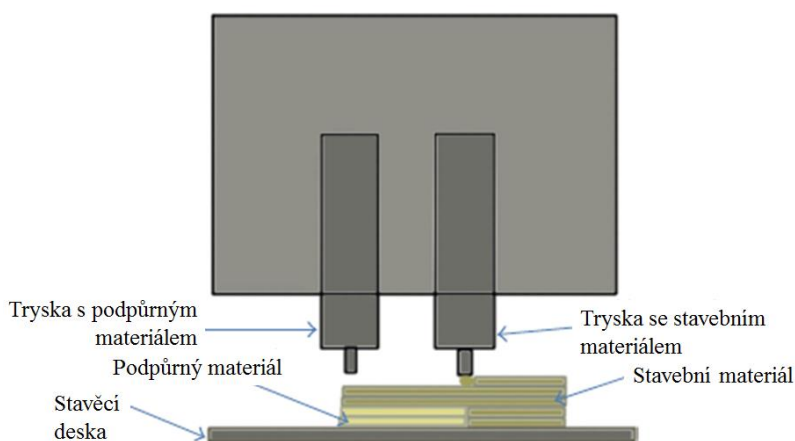
Obr. 2: Princip stereolitografie [11]

Nastřikování polymerního materiálu („Polyjet“) je dalším procesem AM vyvinutým k výrobě fyzikálního modelu. Princip spočívá v depozici fotopolymeru v důsledku pohybu inkoustové hlavy ve směru os „x“ a „y“. Takto nanesená vrstva je následně přeměněna na tuhou látku prostřednictvím UV záření. Tloušťky jednotlivě nanesených vrstev se pohybují okolo 16 μm . Nevýhodou procesu je dosažení menší pevnosti ve srovnání se stereolitografií či selektivním laserovým spékáním a používání podpor pro převislé prvky. [10]

Rychlé zmrazení prototypů je velice zajímavý, ale v současnosti nekomerční proces AM. Základním stavebním materiálem je voda s tím související šetrnost procesu k životnímu prostředí. Díky selektivní depozici vody po vrstvách a postupnému zmrazování jednotlivých vrstev se vytvoří ledový model. Nově vznikající vrstva je tvořena v důsledku odvodu tepla přes dříve zkrystalizovaný povrch. Realizace je technicky možná pouze za předpokladu, že teplota v pracovním prostředí je nižší než 0 °C. Ledové modely lze využít v konvenční technologii přesného lití. [8]

2.1.2 Materiál ve vláknitém (pastovitém) stavu

Materiálová extruze („Fused Deposition Modeling“) byla vyvinuta koncem 80. let minulého století. Jedná se o proces, ve kterém tenké vlákno plastického materiálu, zpravidla z polykarbonátu, akrylonitril-butadien-styrenu nebo polyfenylsulfidu, vstupuje do pohyblivé tiskové hlavy, kde se zahřívá nad teplotu tavení a následně se extruduje tryskou ve vrstvách na substrát. Tloušťky jednotlivých vrstev dosahují 0,25 mm. Za účelem přípravy materiálu s lepšími vlastnostmi byly vyvinuty tiskové hlavy s větším počtem trysek na výstupu, kdy každá tryska je schopna extrudovat jiný typ materiálu. Technologie extruze se zejména při výrobě tvarově složitých dílců neobejde bez tvorby podpor. Po skončení procesu je nutno podpory z méně pevného materiálu odstranit. Základní princip metody je znázorněn na obr. 3. [8, 10]

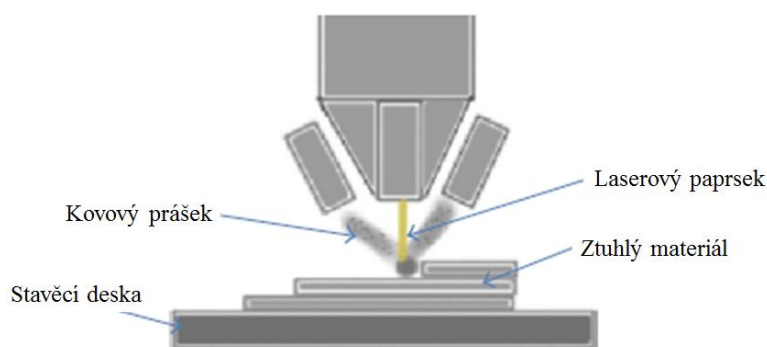


Obr. 3: Základní schéma materiálové extruze [10]

Robocasting je technologie AM založená na extruzi keramické suspenze skrz trysku. Opět se využívá principu kladení materiálu ve vrstvách. Mezi nanesením nové vrstvy musí být prodleva 10 až 15 s na zaschnutí předchozí vrstvy. Během procesu je třeba neustálá kontrola viskozity keramické kaše a tloušťky nanášených vrstev, aby bylo dosaženo požadované kvality výrobku. [8]

2.1.3 Materiál na bázi prášku

Laser Engineered Net Shaping je proces výroby nových komponent po vrstvách, kdy prostřednictvím laserového paprsku dojde k natavení kovového prášku a následnému tuhnutí v důsledku odvodu tepla. Proces je prováděn v komoře pod ochrannou atmosférou argonu. Materiál ve formě prášku je na přesně danou lokalitu dopravován tryskou, viz obr. 4. [8, 10]

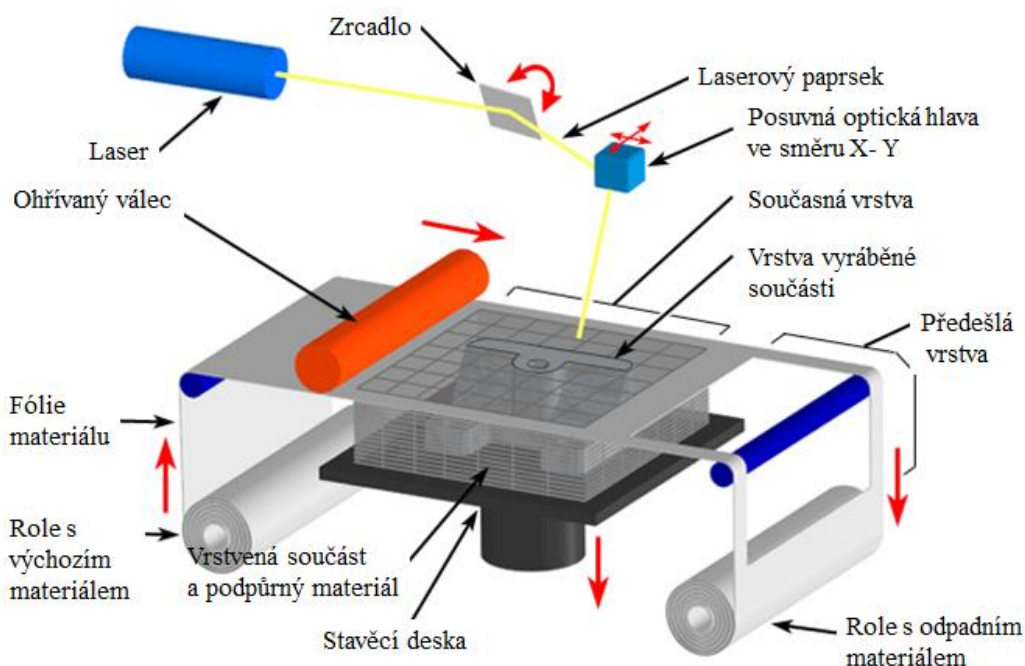


Obr. 4: Princip Laser Engineered Net Shapingu [10]

SLS je taktéž proces aditivní výroby využívající k výrobě nového výrobku laserový paprsek. Výchozím práškovým materiálem pro danou metodu mohou být polymery, vosky, sklokeramické kompozity, kovy a keramické prášky. Speciální požadavek je kladen na kovové a keramické prášky, kdy částice prášku musí obsahovat pojivové látky, zpravidla lze použít kovy s rozdílnými teplotami tavení nebo polymery. Celý proces probíhá pod ochrannou atmosférou v uzavřené pracovní komoře, vyhřáté na teplotu nepatrně nižší než je teplota tavení použitého materiálu. Princip spočívá v kladení materiálu po vrstvách, přičemž po nanesení každé vrstvy následuje skenování práškového lože laserovým paprskem. Po skenování každé vrstvy dojde pomocí pístu ke snížení práškového lože o tloušťku nanášené vrstvy, nanesení další vrstvy materiálu a opakování procesu tak dlouho, dokud se nevyrobí celá součást. V případě kovových a keramických prášků je spojení realizováno natavením pojiva. Touto metodou získáme polotovár, který vyžaduje následné zpracování (např. lisování za tepla) k získání plně spečené součásti. Technologie zpravidla nevyžaduje na rozdíl od extruze tvorbu pomocných podpěr. Podpěry jsou nahrazeny nespečeným kovovým práškem. Na podobném principu je založena technologie tavení elektronovým paprskem a SLM, která bude velmi podrobně vysvětlena v následující části této práce. [8, 10]

2.1.4 Materiál v kompaktním stavu (fólie)

Laminování („Laminated Object Manufacturing“) je kombinací AM a konvenčních technologií (řezání laserem). Vstupním materiálem v pevném stavu je fólie navinutá na válci. Technologií lze zpracovávat plasty, laminované kovy, dokonce i papír s adhezivním povlakem. Během procesu dochází k převíjení fólie z primárního válce na sekundární, přičemž fólie při převíjení prochází přes pracovní komoru. Laserovým paprskem se v pracovním prostoru vyřeže požadovaná geometrie součásti podle CAD modelu. Spoj s předchozí vrstvou je realizován válcem zahřátým na určitou teplotu, který se s předem definovaným tlakem odvaluje pracovní komorou. Následně dojde ke snížení stavěcí desky, odvinutí další části fólie a opakování procesu, viz obr. 5. Celý proces je relativně rychlý, není třeba laserového skenování místo vedle místa. [8, 10]

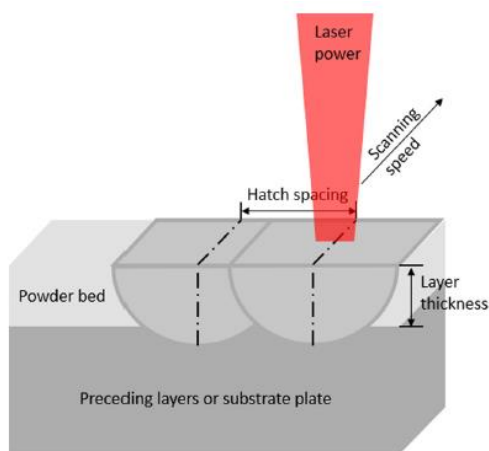


Obr. 5: Princip technologie laminace [12]

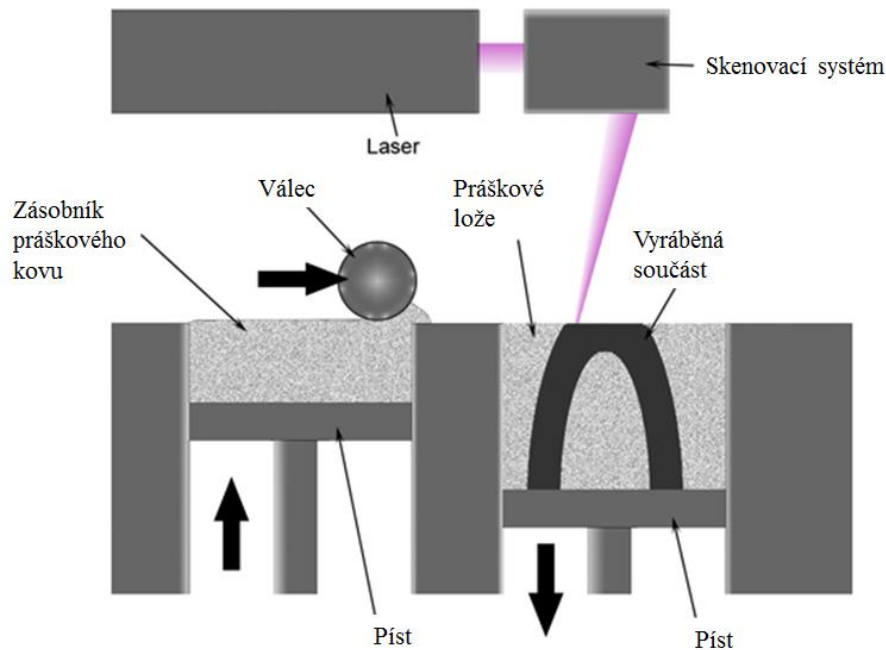
3 Selektivní laserové tavení (SLM)

Selektivní laserové tavení je proces aditivní výroby objevený na přelomu 80. let a 90. let minulého století. Ve srovnání s konvenčními technologiemi nabízí nespočetné množství výhod, zejména výrobu velmi složitých komponent z jednoho dílu a s tím související kratší dobu potřebnou k uvedení výrobku na trh. Díky technologii SLM odpadá problematika nakládání se zbytkovým materiálem. Veškerý nepoužitý práškový materiál při výrobě dané komponenty lze využít k výrobě následující, aniž by byl nějakým způsobem znehodnocen. Oproti technologii SLS dochází k úplnému natavení práškového materiálu a částečně i předchozí vrstvy, což umožňuje produkci výrobků o téměř 100% hustotě. Díky rychlému odvodu tepla z místa taveniny lze připravit materiály s jemnozrnnou strukturou. Kromě výše zmíněných výhod existuje taktéž řada problémů, které je nutno pochopit a pokud možno odstranit. Jedná se zejména o nerovnoměrný teplotní gradient, absorbtivitu jednotlivých materiálů, nízkou kvalitu povrchu a s tím související nutné úpravy leštěním nebo nátěrem. Vady mikrostruktury jsou obdobné jak u konvenčních technologií, nejčastěji lze v mikrostruktuře pozorovat póry, oxidické vměstky, trhliny, snížení obsahu legujících prvků („elements loss“), přítomnost zbytkových napětí a tvorbu kulových částic („balling“). [2, 6]

V prvním kroku se převede CAD model do STL souboru, v případě převyšujících částí součásti si software navrhne pomocné podpory, aby nedošlo k případnému zkroucení či deformaci. Výstupem je STL soubor tvořený údaji o každé vrstvě. Následně se nastaví parametry procesu SLM, mezi které řadíme výkon laseru, šrafovací vzdálenost, skenovací rychlost a tloušťku nanášené vrstvy (20 až 100 μm), viz obr. 6. Celý proces probíhá ve vakuované pracovní komoře naplněné ochranným plynem, zpravidla argonem nebo dusíkem, aby se zabránilo oxidaci. Prvním krokem je nanášení tenké vrstvy prášku na zpravidla předehřátou základní stavěcí desku. Kromě předehřevu stavěcí desky lze použít i předehřev celé komory. Následně probíhá skenování nanášené vrstvy materiálu laserem dle nastavených parametrů, kdy v místě působení laserového paprsku o určité hustotě energie dojde k roztavení výchozího prášku. V důsledku rychlého odvodu tepla z místa taveniny dochází k následnému tuhnutí. V dalším kroku se sníží stavěcí deska, rozprostře se nová vrstva práškového materiálu a opět dochází k jejímu skenování. Spojení vrstev je realizováno částečným přetavením předchozí vrstvy. Celý proces se opakuje tak dlouho, dokud není vyrobena celá součást, viz obr. 7. V závěrečném kroku dojde k odstranění přebytečného práškového materiálu a následnému oddělení hotového výrobku od stavěcí desky. [2]



Obr. 6: Definice procesních parametrů stavby SLM (Laser power = výkon laseru, Scanning speed = skenovací rychlost, Hatch spacing = šrafovací vzdálenost, Layer thickness = tloušťka vrstvy, Powder bed = práškové lože, Preceding layers or substrate plate = předchozí vrstvy nebo stavěcí deska) [2]



Obr. 7: Princip technologie SLM [13]

Kvalita produktů technologie SLM je ovlivněna řadou faktorů včetně vstupní charakteristiky materiálu, mezi které lze zařadit morfologii a velikost částic prášku a jejich distribuci. Důležitou vstupující veličinou je teplo přivedené laserem, které má za úkol správné natavení částic prášku. Lze jej vyjádřit jako funkci hustoty energie Ψ [J/mm^3], která je definována následujícím vztahem:

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

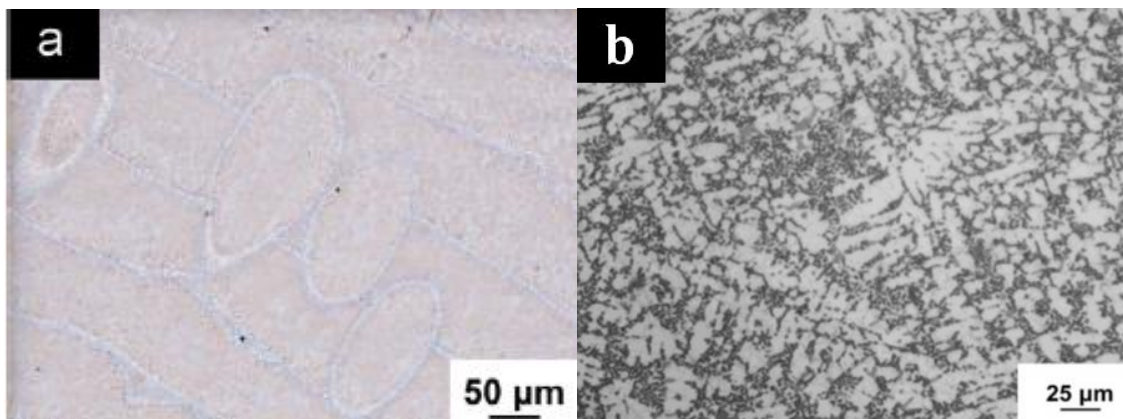
kde P je výkon laseru [W], v rychlost skenování [mm/s], h šrafovací vzdálenost [mm] a t tloušťka vrstvy [mm]. [6, 14]

3.1 Mikrostruktura materiálů vyrobených metodou SLM

Podle Steena [15] je povaha mikrostruktury materiálů připravených procesem SLM závislá na rychlosti ochlazování. Rozpětí rychlostí ochlazování se podle něj pohybuje mezi 10^3 až 10^{11} K/s. Rychlost ochlazování (T) se stanoví dle vztahu:

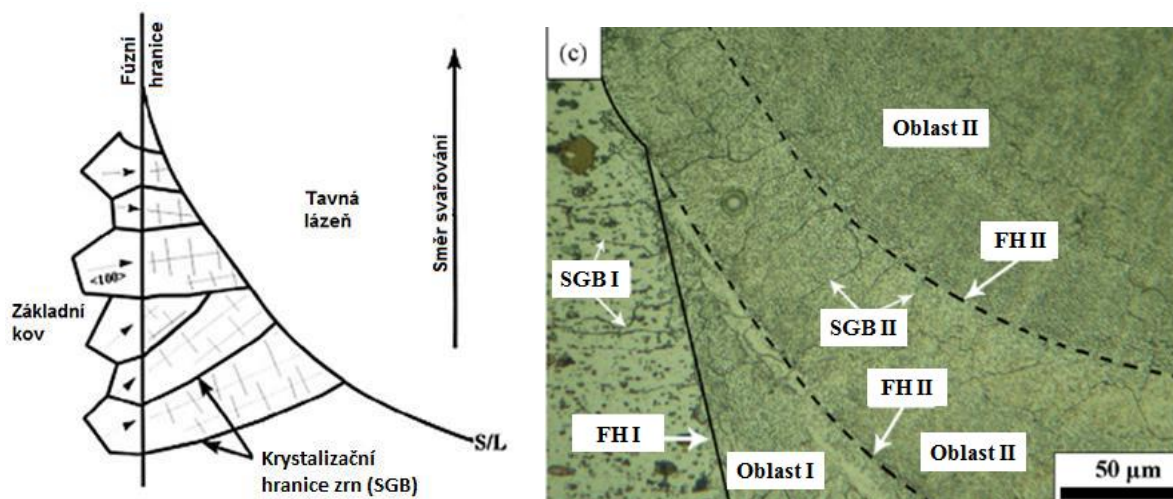
$$T = G \cdot R, [\text{K}/\text{s}], \quad (2)$$

kde G představuje teplotní gradient a R rychlost tuhnutí, definovanou skenovací rychlostí, úhlem mezi směrem posuvu laseru a směrem růstu materiálu. Taktéž pozoroval, že se zvyšujícím se poměrem G/R se postupně mění režim tuhnutí, z dendritů se stávají dendrity buněčné, které následně přechází v planární čelní růst. Čím vyšší je rychlost ochlazování ($G \cdot R$), tím vyššího podchlazení se dosáhne a tím jemnozrnnější struktura vznikne [15]. Na obr. 8 je srovnání mikrostruktury materiálu AlSi12 připraveného jak procesem SLM, tak konvenční technologií. [3]



Obr. 8: Mikrostruktura AlSi12 připravená: a) technologií SLM, b) odléváním [3]

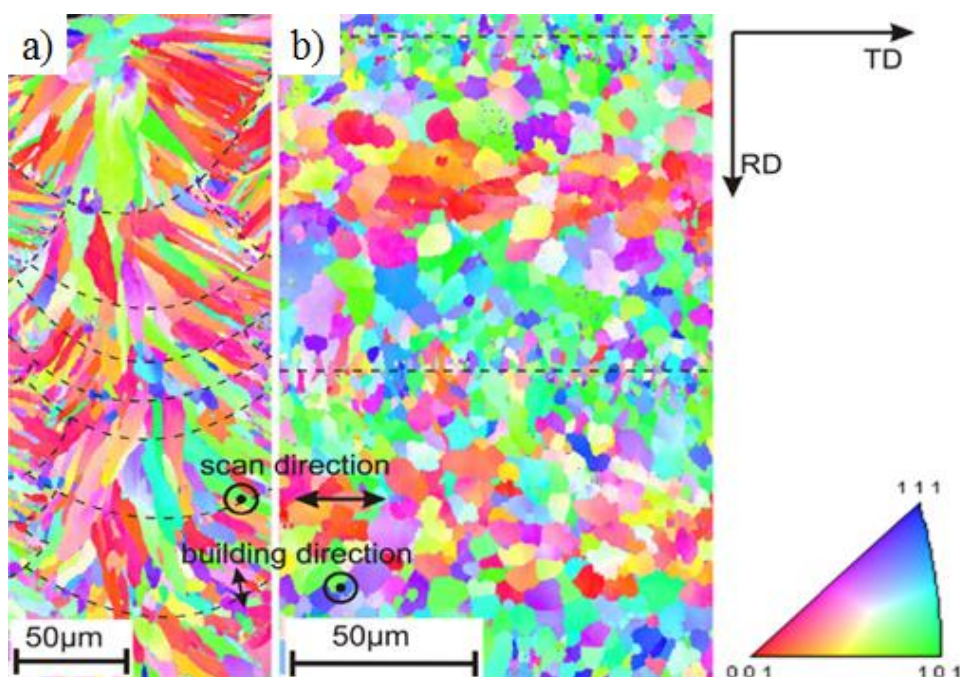
Proces technologie SLM lze přirovnat k fúznímu svařování laserem. Princip fúzního svařování je založen na úplném smáčení fúzní hranice částečně nataveného základního materiálu přídatným materiálem. V procesu SLM má základní i přídatný materiál stejné chemické složení. Zárodky pevné fáze vznikají na rozhraní mezi základním materiálem a taveninou (na fúzní hranici) heterogenní nukleací a následuje jejich růst směrem do taveniny. Lokalizované tuhnutí lze přirovnat k epitaxiálnímu růstu, který je popsán tvorbou sítí hranic zrn ve fúzní oblasti. Síť hranic zrn ve fúzní oblasti se skládá ze sítí krystalizačních hranic zrn (SGB), které jsou prodloužením hranic zrn ležících na fúzní hranici (FH) tepelně ovlivněné zóny (HAZ), viz obr. 9. [6, 16] Růst nových zrn je zahájen epitaxiální nukleací na povrchu základního materiálu. Atomy z taveniny se na fúzní hranici uspořádávají na krystalický substrát, přičemž zachovávají původní krystalografickou orientaci. Následuje postupný konkurenceschopný růst zrn směrem ke středu tavné lázně ve směru gradientu proudění tepla a současně dochází k potlačování růstu zrn s nevhodnou orientací. Ve srovnání s odléváním lze epitaxiálním růstem získat jemnozrnější strukturu a stejnoměrnější velikost zrn, což se projeví zlepšením mechanických vlastností. [6]



Obr. 9: Princip růstu hranic zrn v procesu SLM [6, 17]

Thijs a kol. [18] se ve své studii mimo jiné zabývali i určováním orientace zrn u materiálu AlSi10Mg připraveného procesem SLM s použitím výkonu laseru 200 W, skenovací rychlosti 1400 mm/s, šrafovací vzdálenosti 105 µm a tloušťky nanášené vrstvy 30 µm. Ke stanovení orientace zrn použili EBSD („Electron backscatter diffraction“) analýzu. Na obr. 10 je EBSD mapa vzorku jak ve směru stavby, tak ve směru kolmo na stavbu.

Obr. 10a ukazuje strukturu několika SLM buněk ve směru stavby. Jednotlivé SLM buňky (návary) mohou být dobře rozlišeny, jelikož protáhlá zrna rostou vždy do středu SLM buňky. V ose spojující středy SLM buněk je růst epitaxiální, zatímco mimo ni lze pozorovat nukleaci nových malých zrn. Mezi těmito nově nukleovanými zrny probíhá konkurenční růst. Pouze vhodně orientovaná zrna mohou nadále růst do středu SLM buňky. Ve struktuře jsou zachována rovnoosá zrna z poslední skenované vrstvy (ztuhlé tavné lázně). Rovnoosá zrna v předešle skenovaných vrstvách byla skenováním nově nanesené vrstvy částečně přetavena. Výška přetavení $70\ \mu\text{m}$ je rovna rozdílu mezi výškou tavné lázně ($100\ \mu\text{m}$) a tloušťkou nanášené vrstvy ($30\ \mu\text{m}$). Na obr. 10b lze pozorovat orientaci zrn ve směru kolmo na stavbu, tj. rovnoběžně se směrem skenování. V malé oblasti kolem hranic SLM buněk (označeny čárkovanou čarou) jsou přítomna malá zrna ($< 3\ \mu\text{m}$) s náhodnou orientací. Mezi hranicí a středem SLM buněk se vyskytují větší zrna ($\sim 6\ \mu\text{m}$) s orientací $\langle 110 \rangle$ a $\langle 111 \rangle$. V okolí středů SLM buněk se vyskytují největší zrna ($\sim 12\ \mu\text{m}$) s orientací $\langle 001 \rangle$.



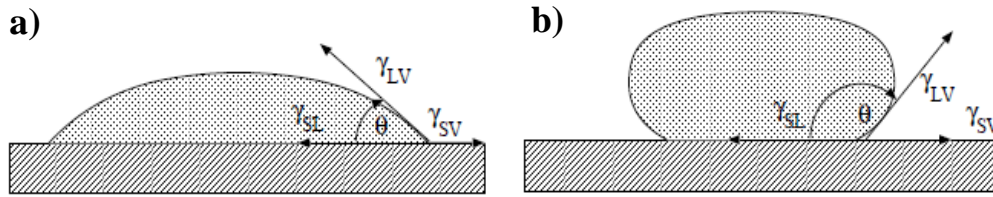
Obr. 10: EBSD analýza vzorku AlSi10Mg: a) ve směru stavby, b) kolmo na stavbu (scan direction = směr skenování, building direction = směr stavby) [18]

3.1.1 Heterogenní nukleace

Proces nukleace zárodků je zejména řízen měrnou energií nově vzniklého rozhraní. Celková mezifázová volná energie soustavy je minimální, má-li nukleační zárodek tvar kulové úseče. Pomocí následujícího obr. 11a lze stanovit rovnici rovnováhy mezifázových energií, viz rovnice (3). Taktéž obr. 11a ukazuje stav, že základní materiál je zcela smáčen, pokud je úhel smáčení $\theta < 90^\circ$. Obr. 11b znázorňuje částečné smáčení materiálu ($90^\circ < \theta < 180^\circ$), pro $\theta = 180^\circ$ je materiál zcela nesmáčen. [16]

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

kde γ_{SV} je mezifázová energie mezi základním materiálem a taveninou, γ_{SL} vyjadřuje energii mezi zárodkem pevné fáze a základním materiálem, γ_{LV} je mezifázová energie mezi zárodkem pevné fáze a taveninou, θ je úhel smáčení. [16]



Obr. 11: Třífázová rovnováha pro materiál, který je: a) zcela smáčen, b) částečně smáčen [16]

V procesu SLM uvažujeme stejné složení zárodků pevné fáze i základního materiálu. Z toho důvodu lze mezifázovou energii γ_{SL} považovat za nulovou a energii $\gamma_{SV} = \gamma_{LV}$. Úhel smáčení a změna volné entalpie (ΔG_{het}^*) se při epitaxiálním tuhnutí blíží nule, což umožňuje snadnou nukleaci zárodků na fúzní hranici. Nicméně je třeba uvažovat i případ existence nepatrné nukleační bariéry v průběhu procesu SLM. Změna volné energie (ΔG_{het}) během procesu nukleace zárodku tvaru kulové úseče o poloměru r je dána vztahem:

$$\Delta G_{het} = S(\theta) * [-V_s \Delta G_v + A_s \gamma_{SL}] = S(\theta) * \left[-\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma_{SL} \right], [J], \quad (4)$$

kde ΔG_v změna volné energie při tvorbě zárodků vztažená na jednotku objemu, V_s je objem zárodků, A_s povrch nového rozhraní vytvořeného mezi zárodky pevné fáze a taveninou, $S(\theta)$ je tvarový faktor závislý na úhlu smáčení, lze jej určit ze vztahu:

$$S(\theta) = \frac{(2 + \cos \theta) \cdot (1 - \cos \theta)^2}{4}, [-]. \quad (5)$$

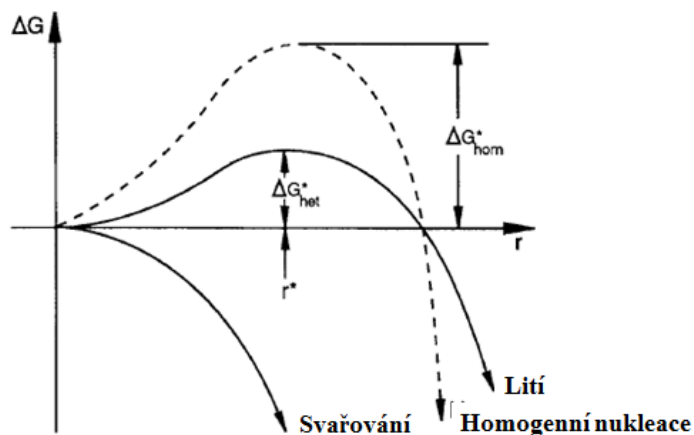
Pro stanovení kritického poloměru zárodků heterogenní nukleace (r^*) položíme derivovanou rovnici (4) rovnu nule, pak:

$$r^* = \frac{2 \gamma_{SL}}{\Delta G_v}, [m]. \quad (6)$$

Substitucí $r = r^*$ v rovnici (4) dostaneme vztah udávající závislost změny volné entalpie na tvarovém faktoru, který se při epitaxiálním tuhnutí blíží 0:

$$\Delta G_{het}^* = \frac{16 \pi \gamma_{SL}^3}{3 \Delta G_v^2} S(\theta), [J]. \quad (7)$$

Na následujícím obr. 12 je schématické porovnání jednotlivých nukleačních bariér pro homogenní nukleaci, heterogenní nukleaci (lití) a fúzní svařování. [6, 16]

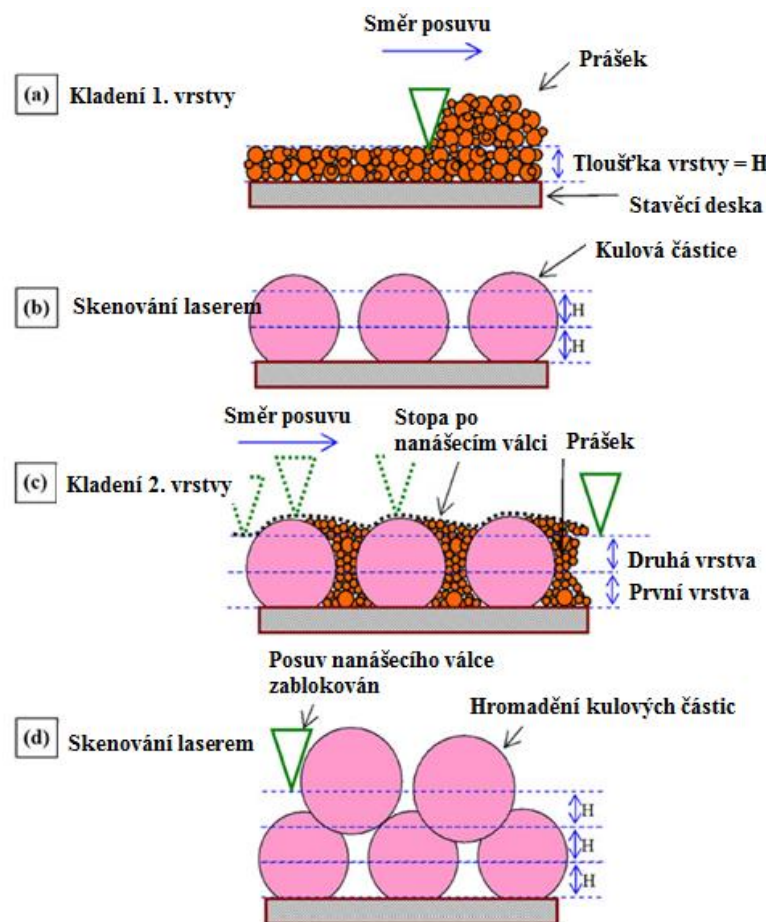


Obr. 12: Srovnání velikosti nukleačních bariér [16]

3.2 Vliv čistoty prášku v procesu SLM

Kovové prášky mají zpravidla vysoký stupeň znečištění v podobě vlhkosti, organických látek, adsorbovaných plynů, oxidických a nitridových vrstev na površích částic. SLM proces takto kontaminovaných kovových prášků je značně obtížný z důvodu nedostatečné smáčivosti (projeví se tvorbou kulových částic – „balling effect“), možné oxidace a nerovnoměrného teplotního gradientu napříč vrstvami, který má za následek tvorbu slabých vazeb mezi vrstvami, nízkou hustotu, pevnost a drsnost povrchu. [2, 6]

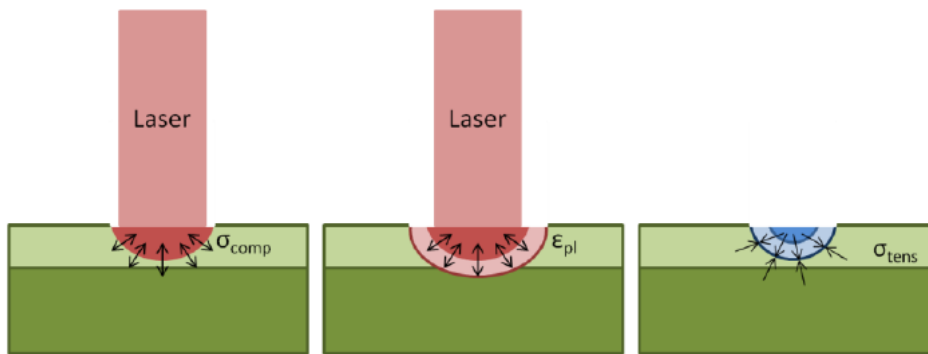
Tvorba kulových částic je zvláštní fenomén procesu SLM, kdy roztavený kov vytváří sférické koule (korále) v důsledku nedostatečného smáčení předešlé vrstvy a působení povrchového napětí. Nedostatečné smáčení lze vysvětlit přítomností nečistot v prášku nebo nedostatečnou energií laserového svazku, obvykle způsobenou kombinací nedostatečného výkonu laseru, vysoké skenovací rychlosti a příliš silné tloušťky nanesené vrstvy. Je třeba zdůraznit, že použitím vysokého výkonu laseru a nízké skenovací rychlosti by došlo k vypařování materiálu a efektu „klíčové dírky“. V mnoha případech se kulové částice tvoří nejen v jedné, ale i v následujících vrstvách a způsobují zastavení procesu SLM v důsledku uspořádání a poloměru koulí. Koule vytvořená v jedné vrstvě dosahuje zhruba poloměru dvou práškových loží, a tudíž nebrání tvorbě další vrstvy. Vytvoří-li se kulové částice i v následující vrstvě, dojde k zastavení procesu, jelikož válec urovnávající práškové lože je neschopen překonat. Normální výška práškového lože by měla být $3H$, avšak pro překonání kulových částic by byla nutná výška cca $4-5H$, viz obr. 13. Způsob, jakým lze potlačit tvorbu kulových částic je snížení obsahu kyslíku na 0,1 % a současně použití vysokého výkonu laseru a pomalé skenovací rychlosti nebo re-skenování vrstvy laserem. [2, 6]



Obr. 13: Schematické znázornění tvorby kulových částic [2]

3.3 Zbytkové pnutí v procesu SLM

Kempen a kol. [19] se ve své studii zabývali zbytkovým tepelným pnutím, které vede ke vzniku trhlin a delaminaci mezi SLM výrobkem a stavěcí deskou, resp. i mezi jednotlivými vrstvami materiálu. Rozlišují dva možné mechanismy vzniku pnutí. V prvním případě se jedná o mechanismus strmého teplotního gradientu, kdy indukované napětí vzniká v předešle ztuhlém materiálu těsně pod nataveným práškovým ložem. V důsledku velkého množství přivedeného tepla na povrch nově nanesené vrstvy dochází k expanzi roztaveného materiálu, zatímco v méně ohřátém okolním materiálu není roztažnost možná. Takto vzniklé tlakové napětí (σ_{comp}) může být vyšší než mez kluzu materiálu a může vést k plastické deformaci materiálu (ϵ_{pl}) v okolí tavné lázně. V důsledku následného ochlazování plasticky deformovaných oblastí se tlakové napětí mění v tahové napětí (σ_{tens}), které způsobuje vznik trhlin, viz obr. 14. V druhém případě mají tuhnoucí horní vrstvy materiálu sklon ke smrštění v důsledku teplotní kontrakce, ale dříve ztuhlé spodní vrstvy materiálu kladou odpor. Důsledkem je vznik tahových napětí v horní vrstvě a tlakových napětí v předešlých vrstvách. Vliv působení teplotně indukovaného napětí lze snížit rovnoměrným předehřevem stavěcí desky, přičemž dojde ke snížení teplotního gradientu.



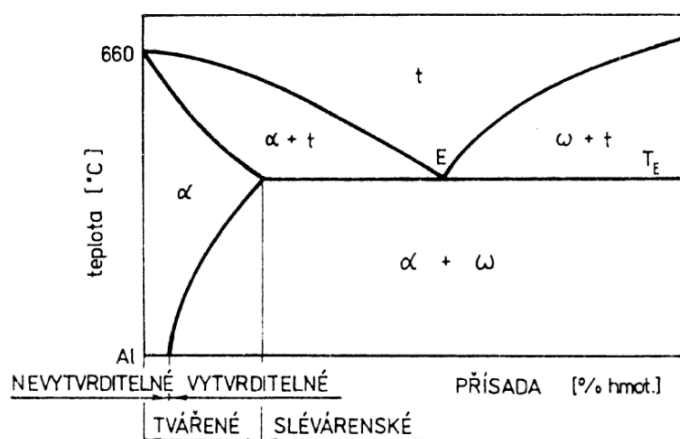
Obr. 14: Princip teplotního gradientu v procesu SLM [19]

Za účelem výroby nedeformovaných těles bez přítomnosti trhlin a rovnoměrného teplotního gradientu byl studován vztah mezi použitou skenovací strategií a vlastnostmi takto připravené součástky [6]. Z mnoha vědců se tímto vlivem zabývali Kruth a kol [20]. Zkoumali, jak se mění teplotní gradient vyvolávající interní napětí v závislosti na geometrii tělesa a použité skenovací strategii. Zjistili, že pokud je skenovaná oblast malá, čas na odvod tepla ze skenované dráhy je krátký, protože jednotlivé dráhy jdou po sobě v rychlém časovém sledu. Naopak v případě rozsáhlých oblastí mají dříve skenované dlouhé úseky delší dobu na odvod tepla. Teplotní rozdíl mezi práškem a tuhoucím materiálem je větší a vede k horší smáčivosti a s tím souvisejícímu poklesu hustoty.

4 Hliník a jeho slitiny

Hliník a jeho slitiny se řadí mezi jedny z nejčastěji používaných konstrukčních materiálů. V zemské kůře se hliník vyskytuje především ve formě sloučenin. Nejznámější rudou je bauxit (hydratovaný oxid hlinitý). Čistý hliník se vyrábí elektrolyticky ze směsi oxidu hlinitého s kryolitem a technologie výroby je patentována od roku 1886. Hustota čistého hliníku je cca $2770 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, teplota tavení $660 \text{ }^\circ\text{C}$ a modul pružnosti $71,7 \text{ GPa}$. Hliník a jeho slitiny se vyznačují vysokou specifickou pevností (poměrem pevnost/hmotnost), která je v případě některých slitin minimálně srovnatelná s obdobnými charakteristikami ocelí. Vysoká korozní odolnost těchto slitin je způsobena spontánní tvorbou tenké oxidické vrstvy na povrchu výrobků v důsledku silné reaktivity hliníku s kyslíkem. Nelze opomenout vysokou tepelnou a elektrickou vodivost. [21, 22]

Slitiny hliníku lze rozdělit na slévárenské a k tváření. Taktéž se dají dělit na vytvrditelné a nevytvrditelné. Dělení slitin je graficky znázorněno v obecném rovnovážném diagramu binární slitiny hliníku, obr. 15. [21]



Obr. 15: Obecný rovnovážný diagram Al-přísada včetně rozdělení slitin [21]

Způsob značení hliníku a jeho slitin se řídí normou ČSN EN 573. Obecná formule má tento tvar: EN AX – nnnn, kde obecným X může být W – pro tváření výrobky, nebo dle tvaru výrobku, B – pro nelegované nebo slitinové ingoty pro přetavení, C – odlitky, M – předslitiny; nnnn – skupina číslic označující chemické složení: první číslice značí hlavní přísadový prvek, druhá číslice ve skupinách 2xxx až 8xxx označuje modifikaci slitiny, třetí a čtvrtá číslice pouze k označení jednotlivých slitin dané skupiny; n – písmeno, které u tváření slitin nemusí být uváděno, označuje materiál používaný v České republice (národní změna). Rozdělení slitin dle hlavního přísadového prvku je uvedeno v následující tab. 1. [22]

Tab. 1: Přehled značení slitin dle hlavního přísadového prvku [22]

Slitiny hliníku ve skupinách podle hlavních slitinových prvků		
měď	2xxx	(řada 2000)
mangan	3xxx	(řada 3000)
křemík	4xxx	(řada 4000)
hořčík	5xxx	(řada 5000)
hořčík a křemík	6xxx	(řada 6000)
zinek	7xxx	(řada 7000)
ostatní prvky	8xxx	(řada 8000)
neobsazená řada	9xxx	(řada 9000)

Slitiny hliníku představují v dnešní době z hlediska vyvinutých materiálů a chemického složení uzavřenou skupinu, nicméně neustále pokračuje snaha o dosažení lepších mechanických vlastností. Z toho důvodu se rozvíjí zpracování slitin hliníku z prášku. Zpracování práškového hliníku a jeho slitin je realizováno izotermickým, izostatickým a superplastickým tvářením, resp. nejvýznamněji bude vyvíjeno spojování difuzní, pomocí laseru a elektronovým paprskem. [21]

Slitiny hliníku jsou díky nízké hmotnosti a relativně vysoké korozní odolnosti používány v různých inženýrských aplikacích. Slitiny AlSi10Mg a AlSi12 jsou často používány k odlévání z důvodu téměř eutektického složení, tj. mají úzký teplotní interval mezi pevnou fází a taveninou. K přípravě procesem SLM byla jako jedna z prvních vybrána slitina AlSi10Mg z důvodu dobré svařitelnosti, tepelné vodivosti $113 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ a také dobré korozní odolnosti. Díky přítomnosti Mg ji lze vytvrzovat, vznikají precipitáty Mg_2Si (β -fáze). Podle prvních studií bylo snazší procesem SLM připravit oceli nebo titanové slitiny. Hlavním problémem byl odraz laserového paprsku na částicích hliníkového prášku, vysoký odvod tepla z tavné lázně přes dříve ztuhlý materiál a tvorba oxidických vrstev na povrchu tavné lázně. I přes tyto problémy se povedlo připravit vzorky o relativní hustotě 99 % při použití laseru o výkonu 200 W a vyšším. Mikrostruktura připravených vzorků byla jemnozrná, dendrity buněčné. [4, 14, 18]

Tvářené slitiny (Al-Cu-Mg, EN AW-2618, EN AW-2219, atd.) jsou ve velké míře používány v leteckém a automobilním průmyslu z důvodu vysoké pevnosti. Vyznačují se komplexní strukturou, a tudíž jsou obtížně zpracovatelné i konvenčními technologiemi. Příprava těchto slitin technologií SLM je teprve v počátcích. Obecnými problémy při tuhnutí všech hliníkových slitin je přítomnost vodíku, který zůstane uvězněn ve struktuře v podobě pórů a nedostatečné spojení vrstev v důsledku vysoké stability oxidických vrstev, viz kap. 5. [5, 17]

bylo dosaženo v místech s dostatečným natavením předešlé vrstvy. Porozitu vznikající v důsledku nedostatečného natavení je možno vysvětlit přivedením nízké disipace hustoty energie laseru na nově nanesenou vrstvu, díky které nebyl povrch předešlé vrstvy nataven, a tudíž nemohlo dojít k vytvoření vazebného rozhraní mezi předešlou a nově vzniklou vrstvou. Dalším možným vysvětlením vzniku porozity podél hranic vrstev je zachycení plynových bublin na vazebném rozhraní. Zachycené bubliny způsobují nestabilitu skenovací stopy, jelikož jejich vypařování není rovnoměrné a jejich pozice se s časem mění. Stabilita skenovací stopy během procesu závisí na stupni rovnováhy sil působících v jejím nitru. S tvorbou plynové dutiny jsou síly působící v tavné lázni v rovnováze s vypařovacím tlakem uvnitř dutiny. Nestabilita skenovací stopy vede k periodickému kolapsu taveniny obklopující plynovou dutinu a způsobuje periodickou tvorbu dutin. Plyny, které se mohou vyskytovat uvnitř skenovací stopy, jsou zachycené ochranné plyny (dusík, argon), difundovaný vodík a vzduch. Způsob, jakým lze redukovat tento typ porozity, je udržování stabilní skenovací stopy použitím vysokých výkonů laseru a vysoké skenovací rychlosti v průběhu procesu SLM. Další z možností je použití vysoce výkonného kontinuálního vláknového Nd:YAG laseru, kdy jeho užití způsobuje vznik jen mírně ionizovaného toku plynových par. Lasery Nd:YAG s kratšími vlnovými délkami ve srovnání s CO₂ lasery způsobují menší plasma efekt (absorpce a defokusaci) a vedou ke zlepšení stability skenovací stopy. [6, 23]

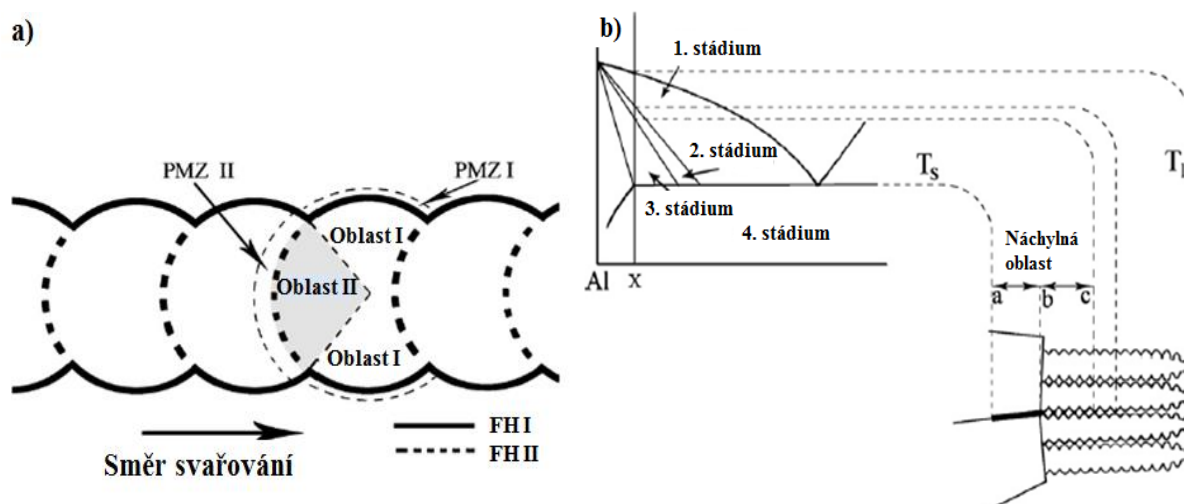
Obdobně jako procesními parametry v laserovém svařování je taktéž možné nestabilitu skenovací stopy a tvorbu pórů minimalizovat vhodným přizpůsobením defokusovaného svazku. Při použití pulzního vlnového laseru existuje určitá skenovací rychlost, při které dosáhne porozita maxima. Vztahuje se k potenciálu plynu unikajícího během opožděného času tuhnutí a vysoké hustoty energie (nízké skenovací rychlosti/ vysoký výkon laseru) nebo redukované hloubce skenovací stopy a nízké hustotě energie (vysoká skenovací rychlost/ nízký výkon laseru). Pulzní lasery taktéž poskytují možnost kontroly rozptylu energie na práškovém loži, možnost kontroly výsledné mikrostruktury, porozity a krystalizačních trhlin za tepla. Stabilita skenovací stopy je značně ovlivněna pulzy, protože každý pulz způsobuje opětovné otevření skenovací stopy. Proces tvorby dutin může být redukován, je-li porozita z předchozího pulzu efektivně odstraněna ze skenovací stopy a tvoří se v následujícím pulzu, kdy poměr překrývání dvou skenovacích stop je dostatečný. Je doporučeno vypnutí pulzů na kratší dobu, než je doba tuhnutí tavné lázně. To vyžaduje vysoký pracovní cyklus, tj. vysokou rychlost pulzů („high-duty cyklus“), a značné překrývání svarových bodů v oblasti fúzní zóny během pulzního přechodu. Abychom udrželi co nejmenší tavnou lázeň, je doporučeno používání krátké pulzní výdrže a nízkých hodnot energií pulzního laseru. [6]

5.2 Trhliny

Hliníkové slitiny jsou velmi náchylné ke vzniku trhlin z důvodu širokého rozsahu teplot tuhnutí, vysokého koeficientu teplotní roztažnosti a rozsáhlému smrštění při tuhnutí. Trhliny vyskytující se při procesu SLM jsou totožné s trhlínami vznikajícími při laserovém svařování, na kterých bude proces vzniku vysvětlen. Rozlišujeme dva typy trhlin za tepla – likvační a krystalizační. Likvační trhliny jsou charakteristické pro vytvrditelné slitiny a vznikají v částečně natavené zóně mezi základním kovem a přídavným materiálem v důsledku velkého množství legujících prvků, které vytváří nízkotavitelné eutektické fáze. Přítomnost likvačních trhlin lze omezit snížením přivedené energie laserovým paprskem. [23]

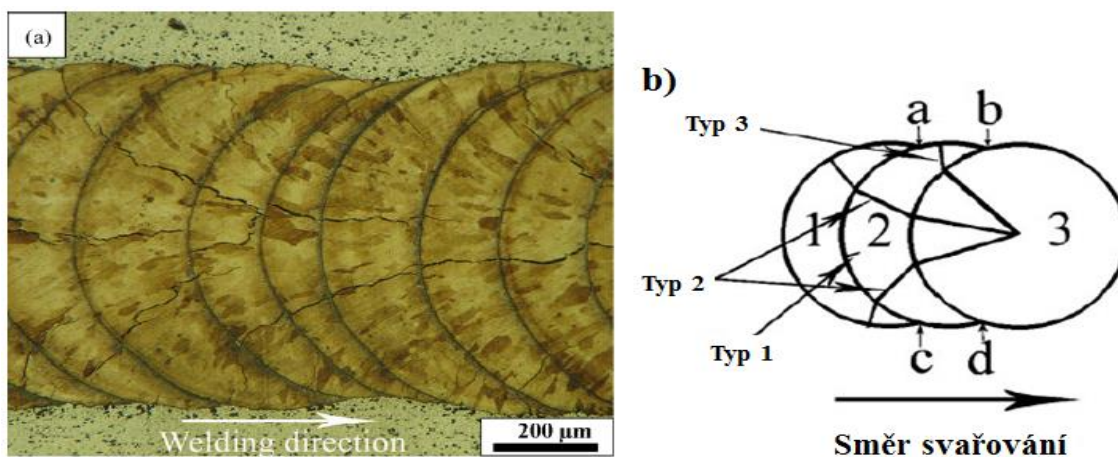
Vznik krystalizačních trhlin je metalurgicky ovlivněn teplotním rozsahem dendritické koherence a množstvím taveniny dostupné při tuhnutí. Náchylnost ke vzniku krystalizačních trhlin je vyšší u vytvrditelných slitin s širším rozsahem teplot tuhnutí, kdy se deformace

vztahují k teplotnímu intervalu, ve kterém probíhá tuhnutí. V první fázi procesu tuhnutí tavné lázně dochází k epitaxiální nukleaci kolumnárních zrn na zrnech v PMZ („partially melted zone“), obr. 17a. S pokračujícím procesem tuhnutí vzniká v PMZ indukované tepelné napětí, které způsobí smrštění a vznik trhlin mezi hranicemi zrn. Současně dochází k mikrosegregaci legujících prvků a nečistot na hranicích zrn, které se následně vylučují v podobě nízkotavitelných fází. Ve stádiu 1 a 2, viz obr. 17b, mají nízkotavitelné fáze stále dostatečnou tekutost a mohou vyplnit prvotní trhliny v PMZ. V kritické teplotní oblasti (stádium 3 a 4 na obr. 17b) dochází k zesítnění dendritické struktury a zbytková tavenina již není schopna se volně pohybovat mezi dendrity a vyplňovat trhliny vznikající smršťováním dendritů. Dochází tak k iniciaci trhlin v částečně natavené oblasti. [6, 17]



Obr. 17: a) označení PMZ, b) fázový diagram Al – přísada s vyznačením oblasti náchylné ke vzniku krystalizačních trhlin [17]

Přítomnost nízkotavitelných fází na hranicích zrn a tepelně indukované napětí ve fúzní oblasti usnadňuje šíření trhlin podél hranic kolumnárních zrn, jejichž orientace směřuje vždy do středu tavné lázně daného svarového bodu („welding spot“). Trhlina se může šířit a stáčet i přes následující svarové body k ose tavné lázně kovu, obr. 18a. Krystalizační trhliny lze rozdělit na 3 typy, obr. 18b. Typem 1 se rozumí trhliny iniciované na svarovém bodu 1 a šířící se přes krystalizační hranici a-c bodu 2 směrem k jeho ose. Není vyloučeno, že trhlina zanikne v důsledku natavení následujícího svarového bodu. Typ 2 označuje trhliny vznikající na společné fúzní hranici nového svarového bodu s bodem předešlým (hranice a-c) bez jakékoliv návaznosti na trhliny předešlé. Tyto trhliny vznikají jen ojediněle a většina z nich se není schopna šířit, protože trhliny typu 1 snáze pohltí vzniklé napětí ve směru rovnoběžném s osou svaru a využijí ho ke svému růstu. Trhliny typu 3 iniciují na fúzní linii mezi základním a svarovým materiálem (oblasti a-b a c-d) a jsou schopny následného růstu v důsledku indukovaného napětí působícího kolmo na osu svaru, které nemůže být využito k růstu trhlin typu 1 a 2. Růst trhlin je taktéž podpořen velkým teplotním gradientem, který je větší mezi základním materiálem a fúzní hranicí (FH) svarového bodu než mezi po sobě jdoucími svarovými body. [25]



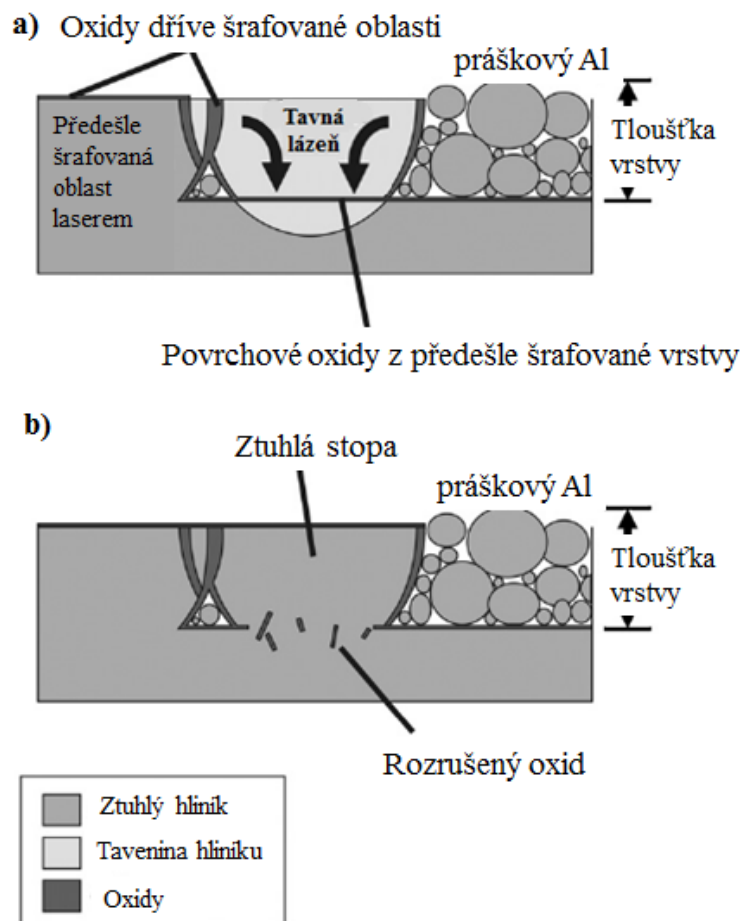
Obr. 18: Trhlina šířící se přes po sobě jdoucí svarové body (Welding direction = směr svařování) [17, 25]

Obdobně jako při laserovém svařování lze sklon ke krystalizačním trhlinám omezit snížením rychlosti ochlazování, předehevem práškového lože a dříve ztuhlého materiálu. Pro výrobu součástí s nulovou porozitou je třeba správně nastavit parametry procesu SLM. Každá skupina hliníkových slitin vyžaduje použití jinak zvolených parametrů. [6]

5.3 Oxidické vměstky

Oxidy jsou nejčastějšími typy vměstků v hliníkových slitinách. Povrchové oxidické filmy zabráňují úplnému smáčení povrchové vrstvy, podporují tvorbu kulových částic a znemožňují výrobu součástí s nulovou porozitou. Oxidy se mohou do výchozího práškového kovu dostat jednak spolu s legujícími prvky během procesu atomizace prášku. Taktéž mohou vznikat i v průběhu procesu SLM, kdy se v tavné lázni kromě oxidů z práškového kovu může zachytit i ochranný plyn o nedokonalé čistotě v důsledku povrchových turbulentních proudění. V závislosti na obsahu Mg se na povrchu tavné lázně mohou tvořit například oxidy Al_2O_3 , Al_2MgO_4 , MgO , resp. jejich kombinace. [6]

Podle Louvise a kol. [26] vede přítomnost oxidů v hliníkových slitinách k tvorbě oxidických vrstev jak na ztuhlém povrchu kovu, tak na povrchu taveniny i mezi jednotlivými skenovacími trasami laseru. Tento jev pozorovali ve všech vrstvách. V místech styku dvou oxidických filmů dochází k tvorbě póru, viz obr. 19. Tvorbě oxidických filmů nelze zcela zabránit. Jedna z možností jak rozrušit takto vzniklé vrstvy a vyrobit součástky o téměř nulové porozitě vyžaduje použití vysokých výkonů laseru. Oxidický film na horním povrchu tavné lázně se působením vysokého výkonu laseru vypaří, ale na ostatních površích zůstane nedotčený. Dále usuzovali, že Marangoniho síly působící v tavné lázni vedou k rozrušení nižších oxidických filmů. Proudění kapalného kovu vlivem Marangoniho sil je způsobeno lokálně rozdílným povrchovým napětím taveniny, obr. 19a. Povrchové napětí je ovlivněno rozdílnou teplotou v různých místech tavné lázně. Vypařování oxidického filmu na povrchu tavné lázně zvyšuje povrchové napětí směrem do stran, které v kombinaci s teplotním gradientem vytváří víření tavné lázně. V důsledku víření se pravděpodobně rozruší níže uložené oxidické filmy, nicméně oxidy na bočních stěnách zůstávají nedotčené a tvoří tzv. „oxidické stěny“. [6, 26]



Obr. 19: a) Marangoniho proudění v tavné lázni, b) rozrušené oxidy v ztuhlém kovu [26]

5.4 Ztráta legujících prvků

Selektivní vypařování legujících prvků u hliníkových slitin je způsobeno použitím vysoké hustoty energie během procesu SLM. Vypařují se prvky s nižší teplotou tavení než je teplota tavení hliníku, zejména hořčík z fúzní oblasti. Odpaření hořčíku znemožňuje precipitační vytvrzování, což se projeví poklesem meze pevnosti, snížením tvrdosti, tažnosti a tvárnosti, nižší odolností vůči korozi a větší náchylností k tvorbě trhlin. Proces vypařování legujících prvků z tavné lázně lze rozdělit do tří stádií. V prvním stádiu dochází k transportu atomů legujících prvků z objemu tavné lázně na její povrch. Následuje fáze odpařování z rozhraní tavenina/pára. Posledním stádiem je transport odpařených atomů okolní plynnou fází. [23]

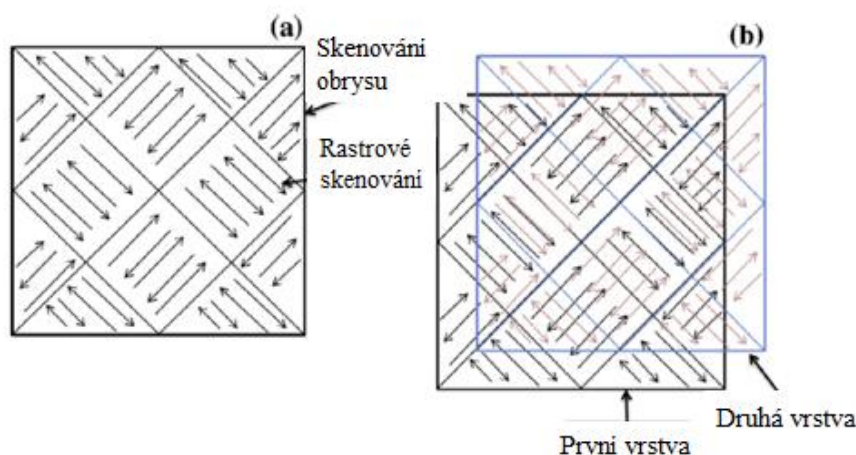
Změna chemického složení SLM výrobků je závislá na rychlosti vypařování a velikosti (objemu) tavné lázně. Je nejvýraznější při použití nízké hustoty energie z důvodu malé velikosti tavné lázně a vysokého poměru povrch/objem. Vypařování legujících prvků lze předejít kontrolou hustoty energie laserového paprsku během procesu SLM. Minimálního vypařování je dosaženo kombinací středních nebo vysokých výkonů laseru s vysokou skenovací rychlostí. [6]

6 Mechanické vlastnosti hliníkových slitin vyrobených metodou SLM

Slitiny Al-Si se konvenčně zpracovávají litím z důvodu velmi malého teplotního intervalu mezi kapalnou a tuhou fází. Vyznačují se zejména vysokou odolností vůči opotřebení, nízkou teplotní roztažností, vysokou pevností a nízkou hmotností. Lze je rozdělit podeutektické ($< 12\% \text{Si}$), eutektické ($= 12\% \text{Si}$) a nadeutektické ($> 12\% \text{Si}$). Všechny tyto slitiny mohou být připraveny metodou SLM s relativně vysokou hustotou. Mikrostruktura takto připravených materiálů je ve srovnání s mikrostrukturou konvenčně připravených slitin Al-Si jemnozrnější, což vede ke zlepšení mechanických vlastností. Oproti tomu slitiny na bázi Al-Cu se běžně zpracovávají tvářením, tj. bez přechodu přes kapalnou fázi. Vyznačují se velkým teplotním intervalem mezi teplotou kapalnou a tuhou fází, což může vést k tvorbě trhlin za tepla. U slitiny AlCu6Mn je teplotní interval tuhnutí $100\text{ }^\circ\text{C}$, u slitiny AlCu2Mg1,5Ni pak $90\text{ }^\circ\text{C}$. Příprava dílců z těchto slitin technologií SLM je teprve v počátcích. [27, 28]

6.1 Mechanické charakteristiky slitin skupiny Al-Si

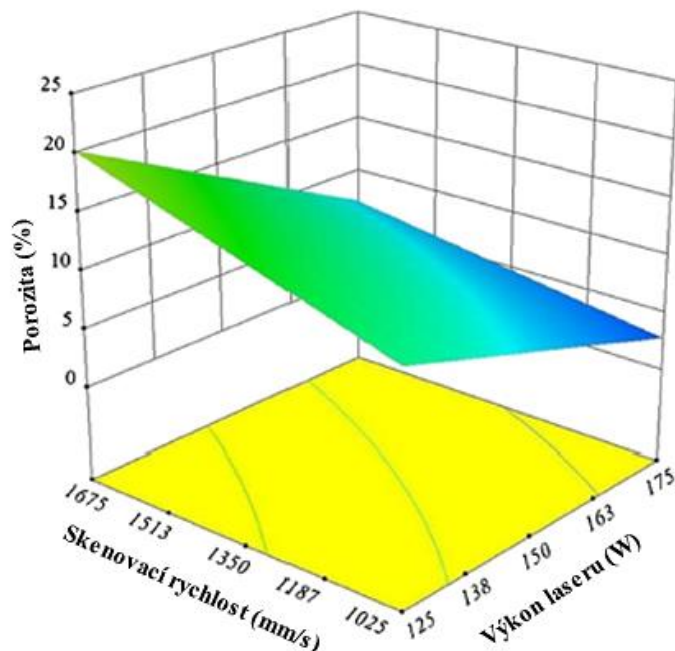
Vlivem parametrů procesu SLM na mechanické vlastnosti materiálu AlSi10Mg se mimo jiné zabývá i studie Reada a kol. [14]. Všechny vzorky byly připraveny pomocí zařízení Concept Laser M2 Cusing[®] SLM. Systém M2 používá Yb-vláknový laser o výkonu až 200 W, 150 μm širokou skenovací stopu a rychlost skenování až 7000 mm/s. Velikost částic použitého práškového materiálu se pohybovala v rozmezí mezi 20 až 63 μm , přičemž průměrná velikost byla 35 μm , na větších částicích byly přidruženy malé nepravidelné částice. Rozložení velikosti částic ovlivňuje proudění prášku v systému práškového lože a stejně tak chování při tavení. Všechny vzorky byly připraveny přidáváním vrstev materiálu o tloušťce 30 μm ve směru osy „z“. Proces probíhal pod ochrannou atmosférou argonu, obsah kyslíku $< 0,1\%$. Vzorky byly stavěny pomocí skenovací strategie tvorby ostrůvků (obr. 20a), ve které je plocha určená ke skenování rozdělena na čtvercové ostrůvky, přičemž skenování jednotlivých ostrůvků probíhá samostatně. Nakonec se pomocí laseru přeskenuje obvod každé vrstvy součásti za účelem zlepšení povrchové úpravy povrchu. Každá nově nanášená vrstva je skenována s posunutím ostrůvků o 1 mm ve směru osy „x“ i „y“ vůči vrstvě předešlé (obr. 20b). Cílem skenovací strategie ostrůvek je dosáhnout rovnováhy zbytkových napětí uvnitř součásti.



Obr. 20: Schéma skenovací strategie ostrůvek [14]

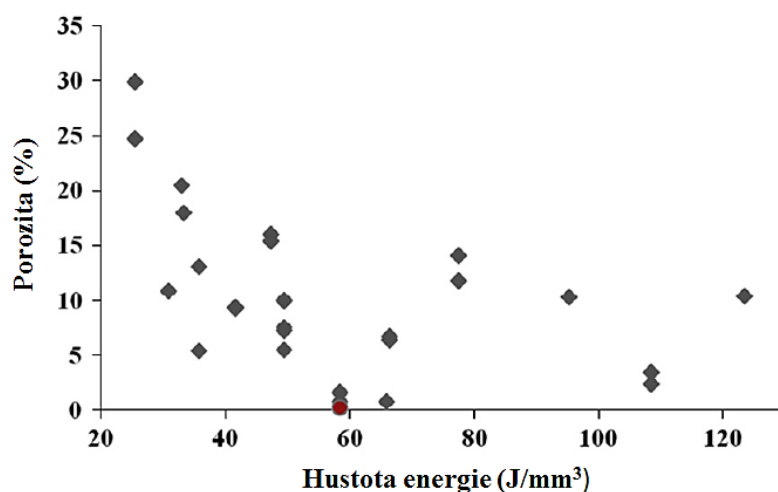
K přípravě výrobků bez defektů navrhli Thijs a kol. [18] tyto optimální parametry procesu: výkon laseru 200 W, rychlost skenování 1400 mm/s a šrafovací vzdálenost 105 μm . Brandl a kol. [29] použili výkon laseru 250 W, rychlost skenování 500 mm/s, šrafovací

vzdálenost 150 μm a tloušťku nanášené vrstvy 50 μm . Na obr. 21 je znázorněn model, který na základě použitého výkonu laseru a skenovací rychlosti předpoví porozitu vzorku. Ukazuje, že se snižujícím se výkonem laseru a rostoucí skenovací rychlostí dochází k nárůstu porozity. Vliv výkonu laseru na tvorbu porozity je významnější při vysokých skenovacích rychlostech. Vliv skenovací rychlosti je třeba uvažovat při malých výkonech laseru. [14]



Obr. 21: Znáznornění vlivu výkonu laseru a skenovací rychlosti na porozitu [14]

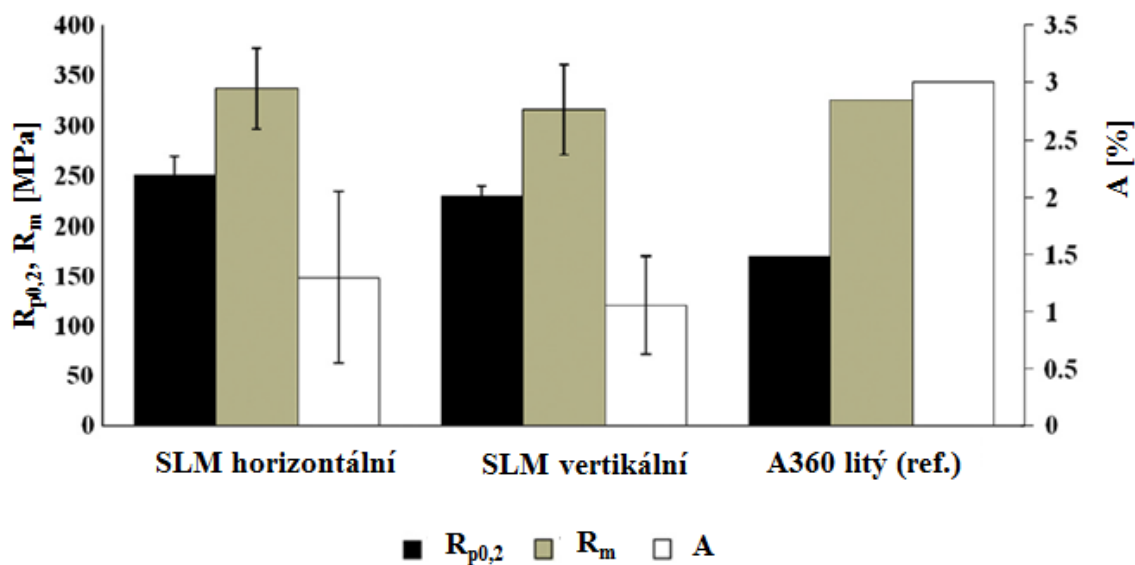
Na obr. 22 lze pozorovat závislost porozity na hustotě energie. Nízké hustoty energie ($< 50 \text{ J/mm}^3$) vedou k vysoké porozitě v důsledku nedostatečného spojení vrstev. S postupným zvyšováním hustoty energie klesá porozita. Dosáhne-li hustota energie 60 J/mm^3 , nastává rozptyl porozity až do hustoty energie 120 J/mm^3 . V této oblasti může být porozita způsobena tvorbou klíčové dírky v důsledku vypařování. Pro dosažení nejvyšší hustoty materiálu je optimální použití hustoty energie 60 až 75 J/mm^3 . [14]



Obr. 22: Závislost porozity na hustotě energie [14]

Pro zjištění mechanických vlastností byly na SLM vzorcích vyrobených s použitím výkonu laseru 175 W, skenovací rychlosti 1025 mm/s a velikosti ostrůvku 5,6 mm provedeny

tahové zkoušky. Obr. 23 graficky znázorňuje výsledky tahových zkoušek vzorků vyrobených jak horizontálně, tak vertikálně. Hodnoty mechanických vlastností jsou srovnány s hodnotami získanými na litě vyrobeném vzorku. Orientace výstavby vzorků nemá výrazný vliv na mechanické vlastnosti, nicméně pevnost v horizontálním směru je o ~10 % vyšší. Hodnoty meze pevnosti vzorků SLM jsou srovnatelné s hodnotou meze pevnosti vzorku připraveného odléváním, mez kluzu je u vzorků připravených procesem SLM vyšší. Tažnost je naopak vyšší u vzorků připravených odléváním. [14]



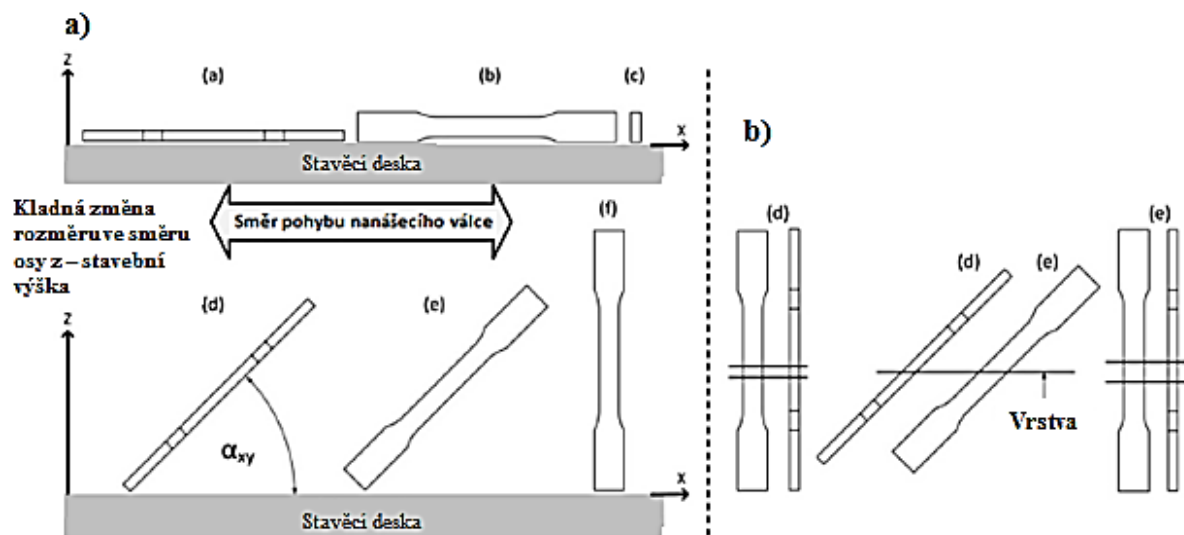
Obr. 23: Srovnání meze kluzu, pevnosti a tažnosti SLM materiálu AlSi10Mg s litým stavem [14]

Hitzler a kol. ve své studii [30] použili k výrobě vzorků ze slitiny AlSi10Mg zařízení SLM 280HL o výkonu 400 W s Yb vláknovým laserem, ochranným plynem byl dusík. Stavěcí deska byla předehřáta na teplotu 200 °C. Průměrná relativní hustota připravených vzorků podle parametrů v tab. 2 a tloušťce nanášené vrstvy 50 μm dosahovala 99,5 %. Rozdílné parametry byly použity z důvodu požadavku na vysokou relativní hustotu jádra a dobrou kvalitu povrchu.

Tab. 2: Použité parametry procesu SLM [30]

	Skenovací rychlost [mm/s]	Výkon laseru [W]	Šrafovací vzdálenost [mm]	Úhel otočení [°]
Obrys	600	350	-	-
Jádro	930	350	0,42	90
Poslední vrstva	850	350	0,42	-

Vzorky pro tahovou zkoušku tvaru plochých tyčí (typ E) o rozměrech 5 × 10 × 40 mm byly vyrobeny v souladu s německou normou DIN 50125:2009-07. Informace o orientaci a sklonu při výstavbě jednotlivých vzorků „a“ až „f“ jsou patrné z následujícího obr. 24. Vzorky byly vyrobeny s přídavkem 0,4 mm v šířce i tloušťce. Za účelem požadované kvality povrchu pro tahovou zkoušku byly takto připravené vzorky frézovány. Díky frézování se navíc zajistilo stejné kvality povrchu vzorku bez ohledu na orientaci a sklon při výstavbě. [30]



Obr. 24: a) zobrazení orientace jednotlivých vzorků v průběhu výstavby, b) porovnání tloušťky jedné vrstvy (stavební tloušťky) ve vertikálním směru u vzorku (d) a (e) [30]

Ve studii [30] se Hitzler a kol. zabývali vlivem rozdílné výstavby vzorků na Youngův modul. Zjistili také, že tvrdost materiálu nezávisí jenom na hustotě, ale i na směru výstavby vzorku. Data získaná z tahových zkoušek jsou shrnuta v tab. 3. Z tabulky je zřejmé, že konfigurace s malou stavební tloušťkou a orientací vrstev paralelně k směru zatěžování (konfigurace (a) až (c)) vykazují nejvyšší pevnost v tahu a tažnost. Naopak nejnižších hodnot pevnosti v tahu a nízké tažnosti se dosáhne, pokud se orientace vrstev přibližuje k úhlu 45° na směr zatěžování (konfigurace (d) a (e)). Toto chování lze vysvětlit shodou směru výstavby vzorku s maximální smykovou silou, která vzniká pod úhlem 45° ke směru zatěžování a tím je usnadněn skluz a lom mezi sousedními vrstvami. Nejnižší tažnosti se dosáhne v případě, že směr výstavby vzorku je kolmý na směr zatěžování (konfigurace (f)).

Tab. 3: Mechanické vlastnosti SLM materiálu AlSi10Mg [30]

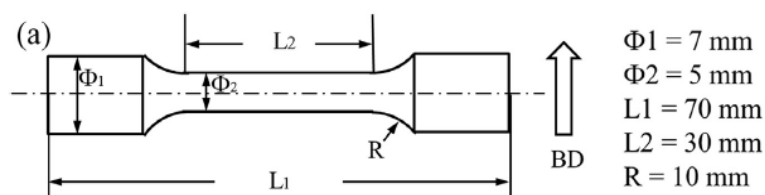
Konfigurace	Youngův modul E [GPa]	Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa]	Mez pevnosti R_m [MPa]	Tažnost A [%]
a	72,32	206,7	366,4	6,1
b	72,89	241,2	399,1	6,5
c	71,72	222,8	360,3	5,3
d	66,64	188,2	330,1	4,5
e	69,52	179,7	314,3	4,0
f1	70,42	208,2	357,5	3,2
f2	62,56	198,1	344,7	3,2
litý stav	71,00	172,0	324,0	3,0

Tvrdost dle Brinella byla měřena jak na obrobených vzorcích, tak na vzorcích připravených bez jakéhokoliv opracování („as-built“). Naměřené průměrné hodnoty tvrdosti pro daný směr výstavby a daný stav vzorku jsou uvedeny v tab. 4. Z výsledků lze vyvodit, že tvrdost povrchu je závislá na stavební výšce, konfigurace se zvýšenou stavební výškou (tj. (d) až (f)) vykazují nižší hodnoty tvrdosti. I přes tyto poznatky se metodou SLM dají připravit vzorky s tvrdostí vyšší ve srovnání s konvenční technologií. [30]

Tab. 4: Střední hodnoty tvrdosti SLM materiálu AlSi10Mg [30]

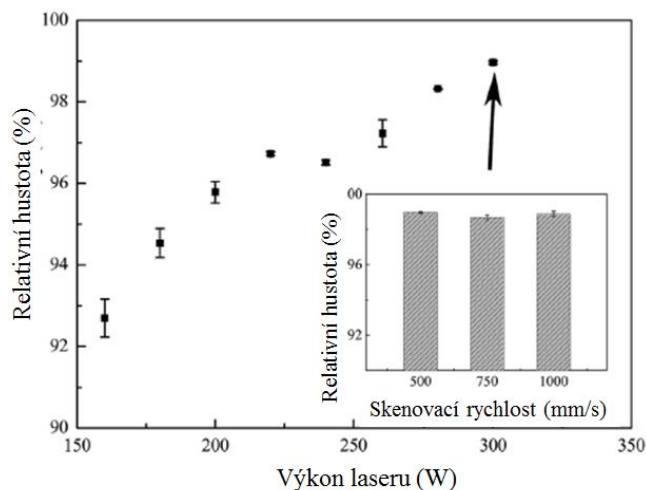
Konfigurace	Tvrdost podle Brinella [HBW 2,5/62,5]	
	vz. po obrobení	vz. as-built
a	117,9	130,6
b	122,0	120,5
c	112,1	111,8
d	104,7	104,5
e	109,4	105,1
f1	106,4	104,1
f2	106,1	101,4
litý stav	75	

Kang a kol. [27] použili ve své studii k přípravě vzorků ze slitiny AlSi12 zařízení SLM 250 (REALIZER GmbH, Německo) o maximálním výkonu vláknového laseru 400 W a maximální skenovací rychlosti 5000 mm/s. Průměrná velikost částic použitého práškového Al byla 42 μm , Si 6 μm , prášky byly smíchány v poměru Al:Si = 88:12. Smíchané kovové prášky byly vysušovány po dobu 4 h při teplotě 80 °C. Stavěcí deska byla před použitím pískována SiO₂. Z výchozího materiálu byly na 4 mm vysoké porézní podpěry připraveny krychlové vzorky (8 mm × 8 mm × 8 mm). Dále byly vyrobeny vzorky pro tahovou zkoušku, obr. 25. Tloušťka nanášené vrstvy byla 50 μm a šrafovací vzdálenost 45 μm .



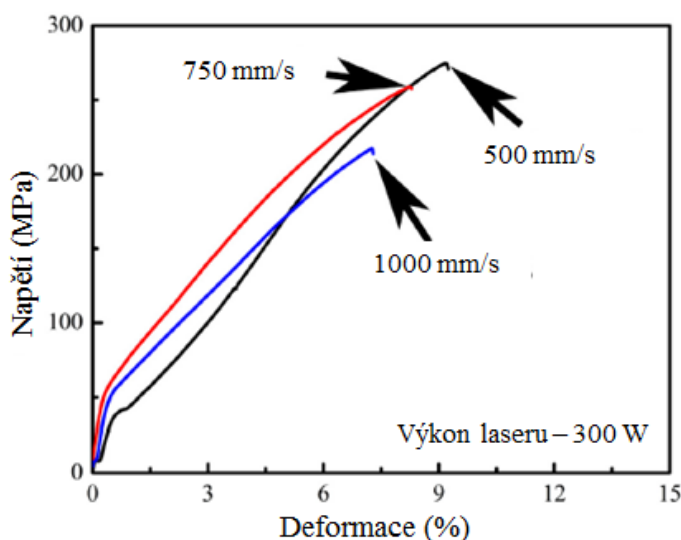
Obr. 25: Geometrie a rozměry vzorku pro tahovou zkoušku [27]

Relativní hustoty připravených vzorků v závislosti na rozdílných výkonech laseru a skenovacích rychlostech jsou uvedeny ve formě grafu na obr. 26. Bylo zjištěno, že při použití konstantní skenovací rychlosti 500 mm/s, dojde v důsledku zvýšení výkonu laseru ze 160 W na 300 W k postupnému nárůstu hustoty z 92,7 % na 99 %. Byl-li použit konstantní výkon laseru 300 W, relativní hustota 99 % se s měnící se skenovací rychlostí téměř neměnila. [27]



Obr. 26: Závislost relativní hustoty vzorků na výkonu laseru a skenovací rychlosti [27]

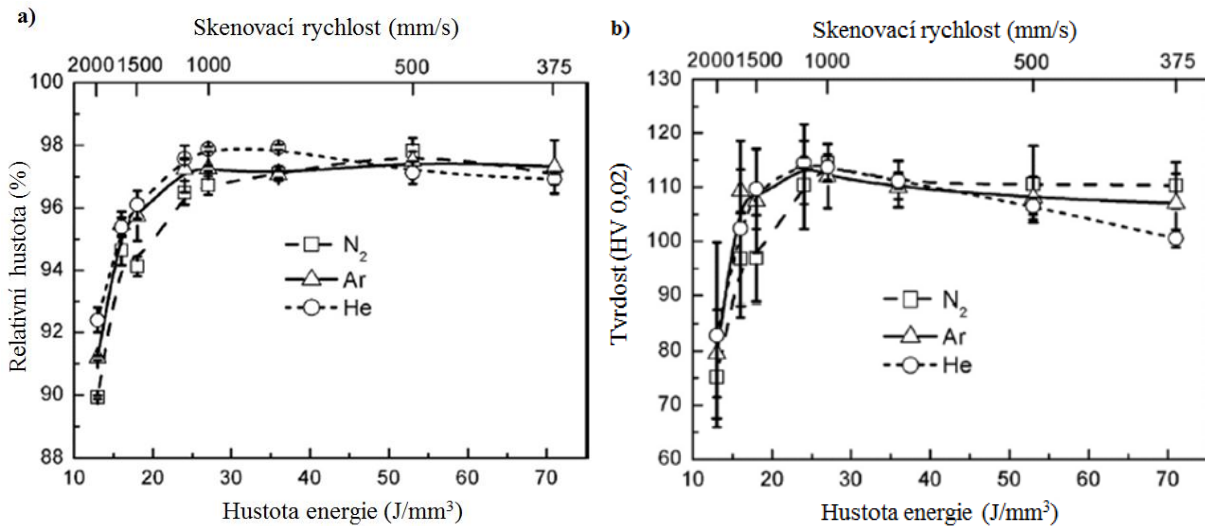
Zkušební tahové vzorky byly na základě výsledků měření porozity vyrobeny s použitím konstantního výkonu laseru 300 W a skenovacích rychlostí 500, 750 a 1000 mm/s. Schematické znázornění tahových křivek slitin AlSi12 je na obr. 27. Z grafu je zřejmé, že skenovací rychlost má podstatný vliv na mechanické vlastnosti. Nejvyšší meze pevnosti v tahu 273 MPa je dosaženo při použití skenovací rychlosti 500 mm/s, zatímco při rychlosti skenování 1000 mm/s dosahuje mez pevnosti hodnoty 217 MPa (konvenčními technologiemi lze dosáhnout meze pevnosti 192 MPa). Tažnost klesá s rostoucí skenovací rychlostí z 9,5 % (500 mm/s) na 6,5 % při 1000 mm/s. Jednou z možných příčin poklesu tažnosti je tvorba oblastí bohatých na Si (křehká fáze), dále je třeba uvažovat i vliv pórů. [27]



Obr. 27: Tahový diagram napětí – deformace [27]

Studie Wang a kol. [4] objasňuje vliv použité ochranné atmosféry argonu, dusíku a helia během procesu SLM na strukturu a vlastnosti připravených vzorků z materiálu AlSi12. Všechny použité plyny vykazovaly vysokou čistotu, < 10 ppm O₂. Vzorky tvaru krychle s délkou hrany 10 mm byly vyrobeny na zařízení Realizer SLM 100 (Realizer GmbH, Německo). Ke stavbě vzorků byly použity tyto parametry: výkon laseru 200 W, průměr laserového paprsku 35 μm, šrafovací vzdálenost 0,15 mm, tloušťka nanášené vrstvy 50 μm a rychlost skenování v rozmezí 375 – 2000 mm/s. Při stavbě byly jednotlivé vrstvy skenovány kolmo na sebe, tj. pootočení mezi každou vrstvou o úhel 90°.

Z obr. 28a je zřejmé, že relativní hustota se zvyšuje se zvyšující se hustotou energie pro všechny atmosféry. Lze pozorovat pouze nepatrný vliv použitých ochranných atmosfér na relativní hustotu. Dosáhne-li hustota energie ~ 30 J/mm³, hustota všech vzorků je > 97 %, výchozí prášek je plně roztaven. Další zvyšování hustoty energie nemá vliv na výslednou hustotu připravených vzorků, ale zhoršuje kvalitu povrchu a může vést k tvorbě kulových částic. Je-li použita hustota energie < 30 J/mm³, částice prášku nejsou plně nataveny, což vede k vyšší porositě, a tudíž k poklesu relativní hustoty vzorků. Na obr. 28b je znázorněn vliv použité hustoty energie na tvrdost podle Vickerse. Ze srovnání obr. 28a a obr. 28b vyplývá silná závislost tvrdosti podle Vickerse na relativní hustotě, naopak různé ochranné atmosféry nemají na výslednou tvrdost zásadní vliv. Maximální naměřená hodnota tvrdosti ~115 HV 0,02 je značně vyšší než hodnota tvrdosti vzorků připravených odléváním (~85 HV). [4]



Obr. 28: a) závislost relativní hustoty na hustotě energie, b) závislost tvrdosti HV 0,02 na hustotě energie [4]

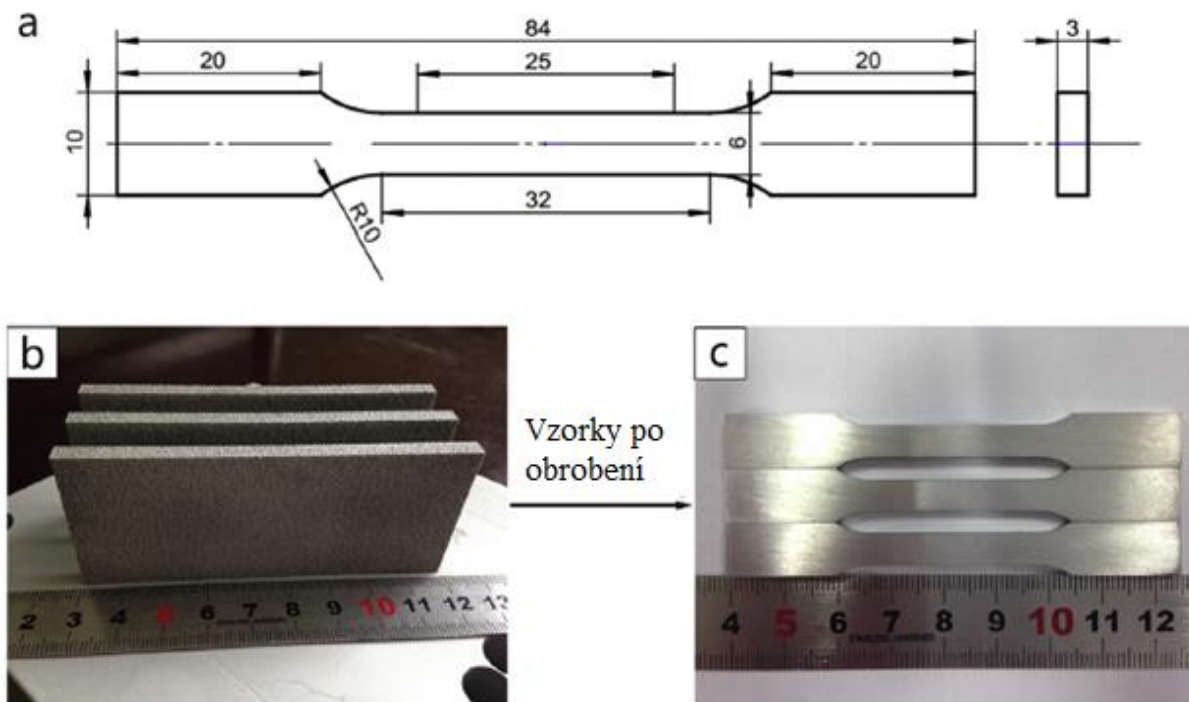
Ve své studii se Wang [4] taktéž zabýval vlivem použité ochranné atmosféry na mechanické vlastnosti určované ze zkoušky tahem, výsledky jsou uvedeny v tab. 5. Zkušební tahové vzorky byly připraveny laserem o výkonu 200 W, skenovací rychlostí 500 mm/s a tloušťkou nanášené vrstvy 50 μm . Z naměřených hodnot je zřejmé, že zejména tažnost je podstatně nižší při použití heliové ochranné atmosféry. Tento jev lze vysvětlit strukturou lomové plochy vzorků, která vykazovala vyšší porozitu. Ve srovnání s daty pro odlévaný materiál se procesem SLM dosahuje vyšších hodnot mechanických vlastností.

Tab. 5: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi12 v závislosti na druhu ochranné atmosféry [4]

Způsob výroby, ochranný plyn	Hustota [%]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
SLM, N ₂	97,8 ± 0,4	224 ± 7	368 ± 11	4,8 ± 0,6
SLM, Ar	97,5 ± 0,3	223 ± 11	355 ± 8	4,2 ± 0,6
SLM, He	97,1 ± 0,4	221 ± 11	342 ± 43	1,5 ± 0,4
Litý	-	145	300	2,5

6.2 Mechanické vlastnosti slitin skupiny Al-Cu

Zhang a kol. [5] ve své studii použili k přípravě vzorků ze slitiny Al-Cu-Mg zařízení SLM (LSNF-I) s kontinuálním IPG YLR-200 vláknovým laserem o vlnové délce 1,07 μm , maximálním výkonu 200 W a průměru fokusovaného svazku 100 μm . Rozptyl velikosti částic použitého prášku se pohyboval v rozmezí 10 až 73 μm , přičemž průměrná velikost částic byla stanovena na 36 μm . Při výstavbě byla použita skenovací strategie x/y, kdy jednotlivé vrstvy byly skenovány kolmo na sebe, tj. pootočení mezi každou vrstvou o úhel 90°. Celý proces probíhal pod ochrannou atmosférou argonu a zároveň koncentrace H₂O a O₂ byly udržovány pod 50 ppm. Parametry procesu SLM byly voleny s ohledem na přípravu vzorků o co nejvyšší relativní hustotě. Nejvyšší hustoty bylo dosaženo při použití výkonu laseru 200 W, skenovací rychlosti 5 m/min, šrafovací vzdálenosti 70 μm a tloušťce nanášené vrstvy 40 μm . Polotovary pro ploché vzorky pro tahovou zkoušku byly vyrobeny ve směru kolmém na stavěcí desku, obr. 29b. Na požadované rozměry byly obrobena podle obr. 29a, vzorky po obrobení – obr. 29c.



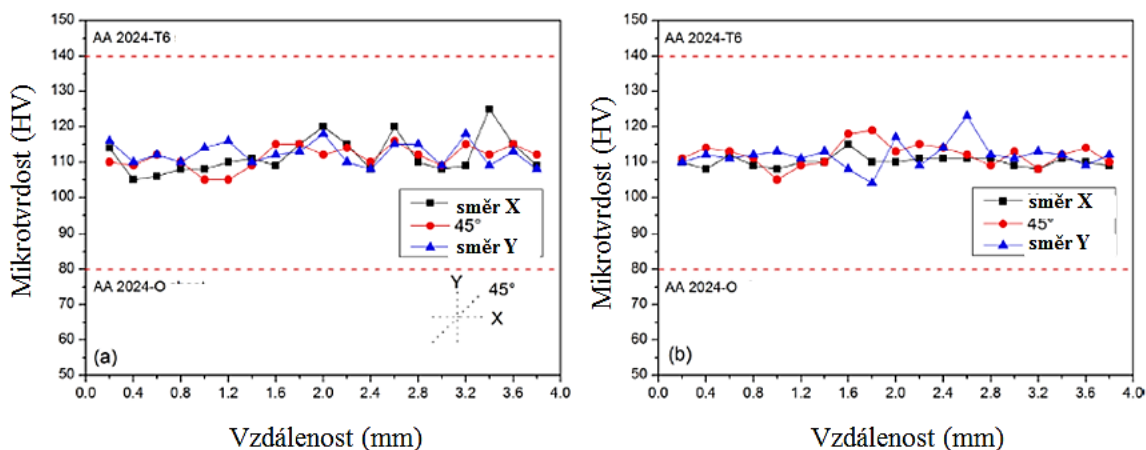
Obr. 29: a) rozměry vzorku pro tahovou zkoušku, b) polotovary, c) vzorky po obrobení [5]

Mechanické vlastnosti SLM vzorků určené z tahových zkoušek jsou uvedeny v tab. 6 ve srovnání s hodnotami naměřenými na konvenčně připraveném vzorku (litím a tvářením). U vzorku SLM lze pozorovat, že hodnoty meze pevnosti (402,4 MPa) a meze kluzu (276,2 MPa) jsou vyšší ve srovnání s litým materiálem AA 2024 – O. Tažnost u vzorku SLM je naopak nižší (~6 %). Vyšší hodnota meze pevnosti je vztažena k vysoké rychlosti ochlazování během procesu SLM a s tím související tvorbě jemnozrnnější struktury s vysokou hustotou dislokací a tvorbě přesyceného tuhého pevného roztoku Al. Oproti hodnotám mechanických vlastností naměřených na tvářeném materiálu AA 2024 – T6 jsou hodnoty meze kluzu, meze pevnosti i tažnosti SLM vzorků nižší, nicméně hliníkové slitiny Al-Cu-Mg lze precipitačně vytvrzovat za účelem zvýšení pevnosti, precipitující zpevňující fází je Al_2CuMg . [5]

Tab. 6: Srovnání mechanických vlastností materiálu Al-Cu-Mg [5]

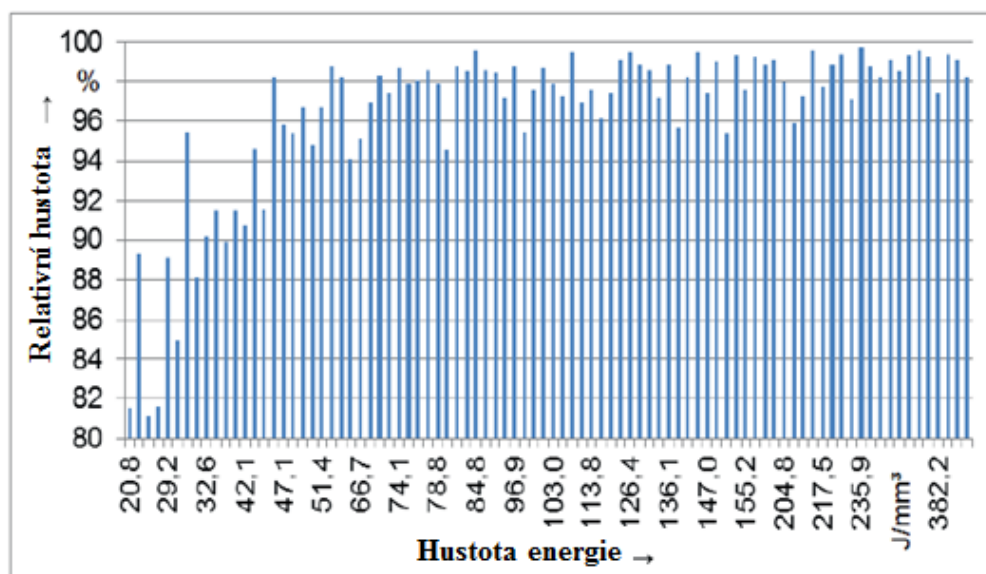
Vzorek	Stav	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV	T
SLM	SLM	402,4 ± 9,5	276,2 ± 41	6 ± 1,4	111	RT
AA 2024 – O	Litý	185	75	12	80	RT
AA 2024 – T6	Tvářený	476	393	10	135 - 145	RT

Na obr. 30 lze pozorovat profily mikrotvrdoosti SLM vzorku Al-Cu-Mg ve směru x, y a pod úhlem 45°. Mikrotvrdot HV 0,2 byla měřena na vyleštěných površích vzorků jak v příčném, tak podélném směru, přičemž průměrná hodnota mikrotvrdoosti vzorků s nejnižší porozitou byla 111 HV. Ve srovnání s litým materiálem (AA 2024 – O) to je přibližně o 30 HV více, zatímco ve srovnání s tvářeným materiálem (AA 2024 – T6) o 25 až 35 HV méně. Ve všech třech měřených směrech byly naměřeny přibližně stejné hodnoty mikrotvrdoosti a lze tedy usuzovat, že mikrotvrdot není směrově závislá. Obvykle lze na rozhraní překrývajících se stop a mezi sousedními vrstvami předpokládat nižší hodnoty mikrotvrdoosti, nicméně dle naměřených hodnot není mikrotvrdot na rozhraní závislá. [5]



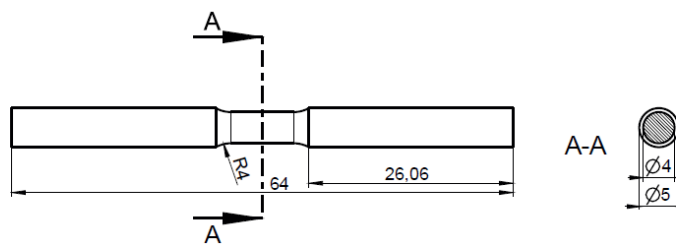
Obr. 30: Profil mikrotvrlosti SLM vzorku Al-Cu-Mg: (a) příčný řez, b) podélný řez [5]

Ahuja a kol. [28] se ve své studii jako jedni z prvních zabývali přípravou precipitačně vytvrditelných slitin Al-Cu procesem SLM, konkrétně slitinou AlCu₂Mg_{1,5}Ni. K přípravě vzorků použili zařízení SLM 50 od společnosti ReaLizer GmbH s ytterbiovým vláknovým laserem o maximálním výkonu 100 W a průměru fokusovaného paprsku 10 μm. Výchozí prášek byl atomizován pod inertní atmosférou, aby se dosáhlo sférických částic a minimalizovala oxidace částic prášku. Velikost částic prášku se pohybovala v rozmezí 20 až 63 μm. Optimální parametry procesu se snažili nastavit na 72 liniích („single track“) jako kombinaci výkonu laseru (70 W, 80 W, 85 W, 90 W, 95 W a 100 W), doby expozice (20 μs, 40 μs a 60 μs) a vzdálenosti mezi body (1 μm, 2 μm, 5 μm, 10 μm). Tloušťka nanášené vrstvy byla ve všech případech 30 μm. Šrafovací vzdálenost volili v rozmezí 50 až 170 μm, stavěcí deska byla předehřáta na 200 °C. Po skenování každé vrstvy následovalo pootočení vzorku o 90°. Pro všechny kombinace parametrů stanovili závislost relativní hustoty na hustotě energie, obr. 31. Hustota energie je funkcí výkonu laseru, šrafovací vzdálenosti, skenovací rychlosti (kombinace doby expozice a vzdálenosti mezi body) a tloušťky nanášené vrstvy, viz rovnice (1). Závislost relativní hustoty na hustotě energie nelze jednoznačně stanovit.



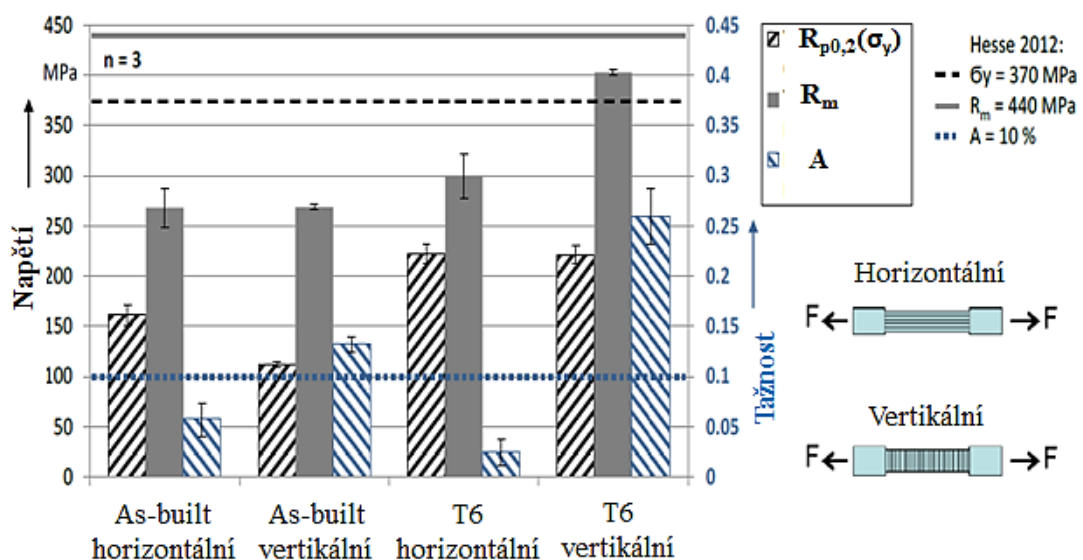
Obr. 31: Závislost relativní hustoty na hustotě energie pro slitinu AlCu₂Mg_{1,5}Ni [28]

Karg a kol. [31] studovali vliv orientace vzorku při výstavbě a tepelného zpracování na mechanické vlastnosti slitiny AlCu2Mg1,5Ni připravené technologií SLM. Výchozí prášek byl atomizován pod ochrannou atmosférou argonu, velikost částic se pohybovala v rozmezí mezi 20 μm až 63 μm . Vzorky pro tahovou zkoušku byly vyrobeny na zařízení SLM 50 od firmy ReaLizer GmbH (Borchen, Německo) s Yb:YAG vláknovým laserem o vlnové délce 1070 nm a maximálním výkonu laseru 100 W. Stavěcí deska byla přehřáta na 200 °C. K přípravě vzorků použili výkon laseru 95 W, skenovací rychlost 112,3 mm/s, šrafovací vzdálenost 90 μm , tloušťku nanášené vrstvy 30 μm , průměr tavné lázně 65 μm , dobu expozice 60 μs , vzdálenost bodů 5 μm . Vzorky pro tahovou zkoušku byly vyrobeny v horizontálním i vertikálním směru. Geometrie vzorku včetně rozměrů je zobrazena na obr. 32.



Obr. 32: Rozměry a geometrie vzorku pro tahovou zkoušku [31]

Karg a kol. [31] srovnali naměřené hodnoty mechanických charakteristik (meze kluzu, pevnosti a tažnosti) na SLM vzorcích ve stavu as-built a T6 s hodnotami naměřenými na konvenčně připraveném materiálu – tvářený stav, T6 (Hesse, 2012), obr. 33. Mez kluzu a pevnosti všech SLM vzorků je nižší než u konvenčně připraveného materiálu. Nejlepším potenciálním kandidátem je vertikálně připravený SLM vzorek ve stavu T6, který dosahuje 90 % meze pevnosti konvenčně připraveného vzorku. Tažnost vertikálního vzorku T6 je přibližně 2,5 \times vyšší než konvenčně připraveného. S výjimkou meze kluzu jsou výše naměřené charakteristiky anizotropní. Horizontálně připravené vzorky vykazovaly menší homogenitu, vyšší porozitu a více defektů ve struktuře. Zároveň bylo zjištěno, že horizontální vzorek ve stavu as-built dosahuje vyšší hodnoty meze kluzu než vertikální vzorek ve stejném stavu.

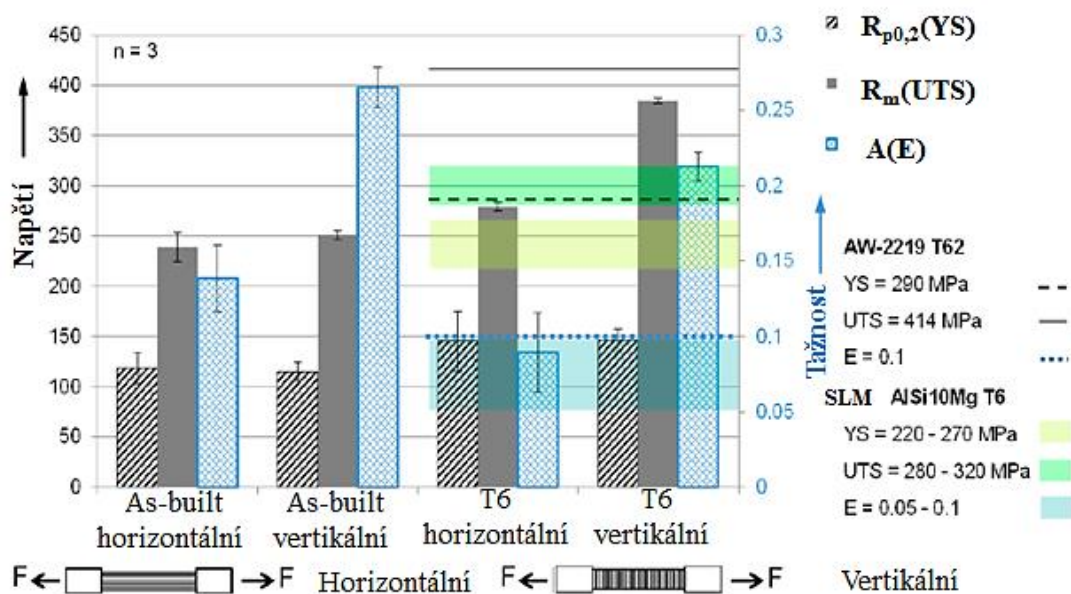


Obr. 33: Závislost mechanických vlastností na směru stavby a tepelném zpracování SLM slitiny AlCu2Mg1,5Ni [31]

Mikrotvrдость podle Vickerse HV 0,05 byla měřena na 4 krychlových vzorcích nejprve ve stavu as-built a následně i ve stavu T6. Průměrná mikrotvrдость vzorků ve stavu as-built byla 120 ± 10 HV 0,05, ve stavu T6 vzrostla na 160 ± 10 HV 0,05. Konvenčně připravený vzorek vykazoval mikrotvrдость 130 HV. [31]

Karg a kol. [32] se taktěž zabývali mechanickými vlastnostmi slitiny AlCu6Mn připravené technologií SLM. Použitý práškový materiál byl atomizován pod inertní atmosférou argonu. Velikost částic prášku se pohybovala v rozmezí 20 až 63 μm . Vzorky pro tahovou zkoušku byly vyrobeny na zařízení SLM 50 od společnosti ReaLizer GmbH (Borchen, Německo) s Yb vláknovým laserem o vlnové délce 1070 nm a maximálním výkonu laseru 100 W. Proces probíhal pod ochrannou atmosférou argonu, stavěcí deska z AlMg₃ byla předehřáta na teplotu 200 °C, použitý výkon laseru 100 W, skenovací rychlost 157 mm/s, tloušťka nanášené vrstvy 30 μm , průměr tavné lázně 65 μm , doba expozice 40 μs , vzdálenost bodů 5 μm . Rozměry vzorků pro tahovou zkoušku byly totožné jako pro materiál AlCu2Mg1,5Ni, viz obr. 32. Vzorky byly postaveny jak v horizontálním, tak vertikálním směru strategií meander, tj. dvě sousední stopy skenovány opačným směrem a po každé skenované vrstvě vzorek pootočen o 90°.

Hodnoty meze kluzu a pevnosti SLM vzorků určené ze zkoušky tahem za pokojové teploty jsou ve stavu as-built nižší než ve stavu T6, u tažnosti je tomu naopak, obr. 34. Srovnáme-li stav T6 (vertikální směr stavby) s konvenčně připraveným materiálem ve stavu T62, tažnost vzorku připraveného metodou SLM dosahuje více než dvojnásobných hodnot, mez kluzu SLM vzorku je přibližně o 140 MPa nižší. Mez pevnosti dosahuje 93 % meze pevnosti konvenčně připraveného materiálu ve stavu T62. Taktěž bylo provedeno srovnání mechanických vlastností SLM vzorků AlCu6Mn T6 s SLM vzorkem AlSi10Mg T6. [32]



Obr. 34: Závislost mechanických vlastností na směru stavby a tepelném zpracování SLM slitiny AlCu6Mn [32]

Mikrotvrдость podle Vickerse HV 0,05 byla měřena na krychlových vzorcích připravených technologií SLM, výsledky shrnuty v tab. 7. Naměřená hodnota mikrotvrdsti SLM vzorku AlCu6Mn ve stavu as-built je přibližně o 53 HV 0,05 nižší než ve stavu T6. Oproti tomu, mikrotvrдость SLM vzorku ve stavu T6 je díky precipitačnímu zpevnění přibližně o 17 HV 0,05 vyšší než u konvenčně připraveného vzorku ve stavu T62. Dále bylo provedeno srovnání mikrotvrdsti s SLM vzorkem AlSi10Mg ve stavu as-built a T6. [32]

Tab. 7: Srovnání naměřených hodnot mikrotvrdosti [32]

Slitina	AlCu6Mn	AlCu6Mn	AlCu6Mn	AlSi10Mg	AlSi10Mg
Výroba	SLM	SLM	Konvenční	SLM	SLM
Tepelné zpracování	As-built	T6	T62	As-built	T6
Průměrná mikrotvrdost	94 HV 0,05 n=9	147 HV 0,05 n=9	130 HV	140-150 HV	80-120 HV
Odchylka mikrotvrdosti	6,6 HV 0,05 n=9	2,3 HV 0,05 n=9	-	-	-

7 Rozšířené cíle práce

Cílem diplomové práce je zpracovat literární rešerši týkající se technologie SLM a mechanických vlastností Al slitin zpracovaných touto metodou. Dále na vzorcích připravených SLM procesem s různými parametry staveb provést metalografickou analýzu, zkoušky mechanických vlastností (tahové zkoušky za pokojové teploty a měření tvrdosti) vč. následné fraktografické analýzy. Výsledky získané pro stav SLM srovnat s vlastnostmi materiálů vyráběných konvenčními technologiemi.

8 Experimentální část

SLM vzorky byly vyrobeny na zařízení SLM 280 HL s maximálním výkonem YLR vláknového laseru 400 W a 3D skenovací optikou. Stavěcí deska byla vždy přehřívána na teplotu ~ 80 °C, přehřev stavěcí komory nebyl prováděn. Procesy stavby probíhaly pod ochrannou atmosférou dusíku. Před samotnou stavbou probíhalo vysušování použitých prášků v peci UNE 500 PA po dobu ~ 3 h při teplotě ~ 70 °C za účelem minimalizace vzniku vodíkové porozity. Zkoušky tahem byly realizovány za pokojové teploty na zařízení Zwick Z250, rychlost zatěžování byla 2 mm/min. Mikrotvrdotost dle Vickerse (HV 0,1) byla měřena na tvrdoměru LECO LM247AT, použitá doba zatížení 10 s. Fraktografická analýza byla provedena pomocí skenovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra-Plus. Metalografická analýza byla prováděna na světelném mikroskopu Olympus GX51.

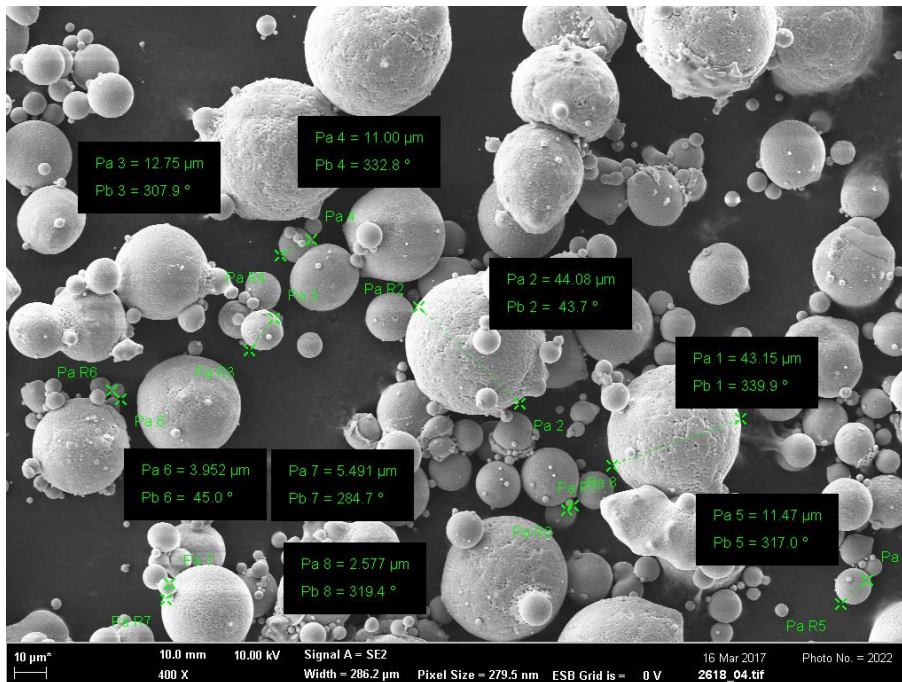
Postup přípravy vzorků pro metalografickou analýzu byl pro všechny analyzované materiály stejný. První krok spočíval v dělení materiálu, následně byly vybrané vzorky zalisovány na lisu LECO do lisovací hmoty Clarofast a Multigreen. Vzorky byly připravovány konvenčním způsobem, broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami s využitím zařízení od firmy Struers. Použitá zrnitost brusných papírů byla 320 až 4000, doba broušení na každé zrnitosti za intenzivního chlazení vodou cca 90 s. Poté byly vzorky leštěny na leštících plátnech po dobu 5 minut, nejprve s použitím diamantové brusné pasty o zrnitosti 3 μm a následně 1 μm pasty. Mikrostruktura vzorků byla vyvolána pomocí leptadel FUSS a Dix-Keller.

8.1 Experimentální materiál

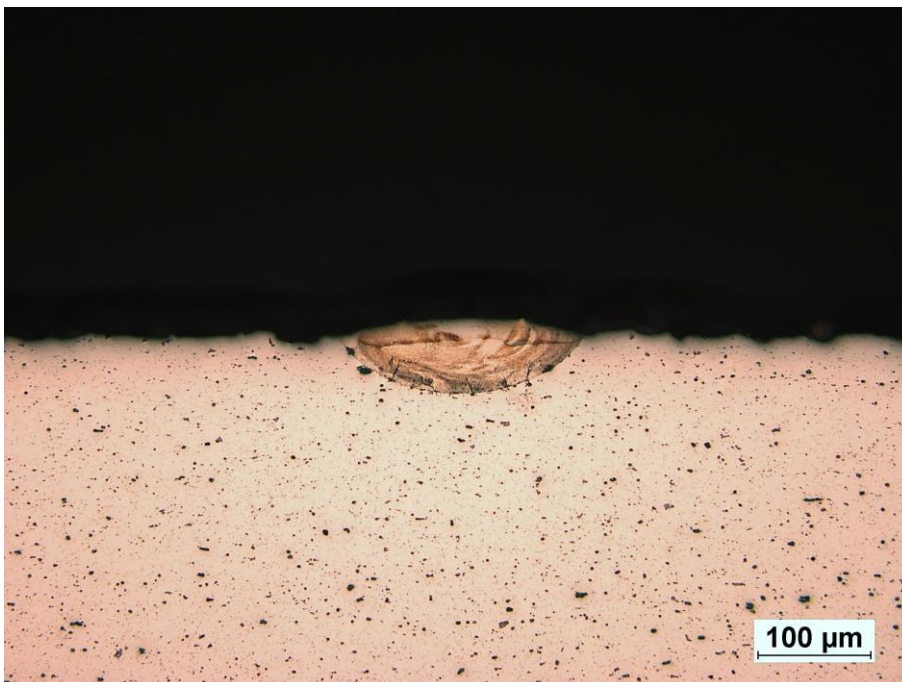
V rámci experimentální části práce byly hodnoceny mechanické vlastnosti hliníkových slitin AlCu2Mg1,5Ni, AlSi9Cu3 a AlSi10Mg připravených SLM procesem. V případě slitin AlCu2Mg1,5Ni a AlSi9Cu3 byly mechanické charakteristiky zjišťovány i pro konvenčně připravené vzorky (extrudovaný a litý stav).

8.1.1 Materiál AlCu2Mg1,5Ni

K přípravě vzorků byl použit kovový prášek od firmy TLS Technik GmbH, Německo. Naměřená velikost částic prášku se pohybovala v rozmezí mezi 2,6 μm až 44 μm . Morfologie částic nebyla zcela sférická, obr. 35. Pro stanovení optimálních parametrů procesu SLM bylo nejdříve vytvořeno 98 linií („single tracks“) pomyslně rozdělených do 7 sad podle použitého výkonu laseru. Bylo použito těchto 7 konstantních výkonů laseru: 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400 W. Pro každý výkon laseru bylo použito 14 skenovacích rychlostí: 50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 a 700 mm/s. Pro stavbu všech linií byla použita tloušťka nanášené vrstvy 50 μm . Na základě detailní metalografické analýzy bylo zjištěno, že vhodných tvarů návarů bylo dosaženo při použití výkonů od 150 W do 250 W a skenovacích rychlostí od 150 mm/s do 250 mm/s (Za optimální se považuje takový single track, kdy návar je přibližně symetrického tvaru, tj. provaření do substrátu i přesah nad jeho povrch je přibližně stejný, a obsahuje co nejméně defektů struktury (póry, trhliny)). Z těchto parametrů byly jako nejvhodnější pro stavbu krychlových vzorků („cube tests“) vybrány následující: výkon laseru 200 W, skenovací rychlost 200 mm/s a tloušťka nanášené vrstvy 50 μm , viz obr. 36.



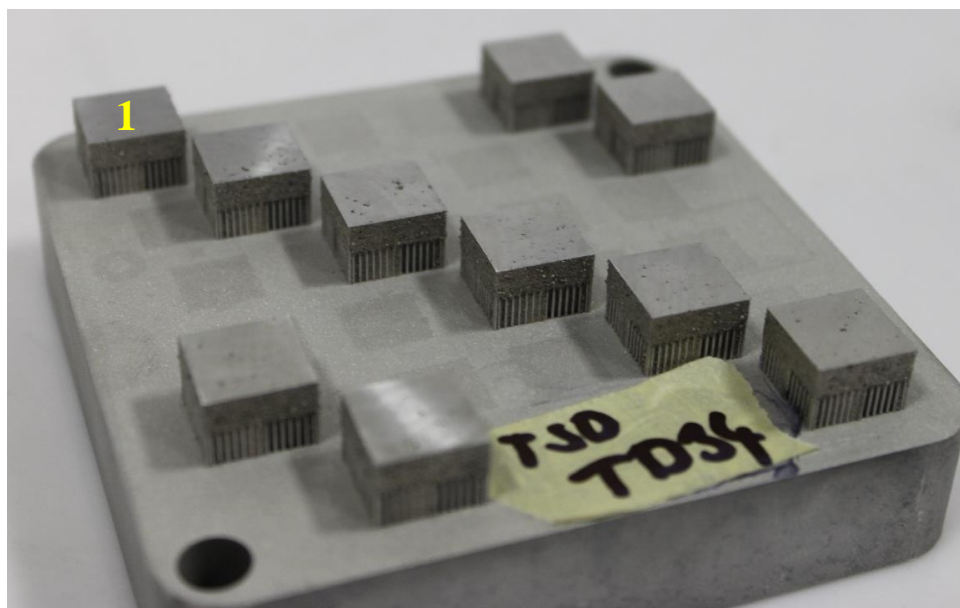
Obr. 35: Morfologie částic prášku AlCu₂Mg_{1,5}Ni včetně jejich velikosti



Obr. 36: Single track postavený na substrátu, $P = 200 \text{ W}$, $v = 200 \text{ mm/s}$, příční řez

Následovala stavba 10 krychlových vzorků („cube test“) s výše uvedenými parametry, šrafovací vzdálenost byla $110 \mu\text{m}$, obr. 37. Použitá skenovací strategie byla typu meander s úhlem 79° , tj. skenování každé nově nanesené vrstvy je vůči předchozí pootočeno o úhel 79° . Podpory („thin walls“) pod krychlovými vzorky byly stavěny s rozdílnými parametry procesu za účelem optimalizace teplotního gradientu a dosažení struktury s minimálním množstvím defektů. Na postavených krychlových vzorcích byla provedena metalografická analýza za účelem zjištění přítomnosti defektů mikrostruktury (póry a trhliny). Nejméně nehomogenit bylo zjištěno u vzorku č. 1 (obr. 37), kdy podpory byly postaveny s výkonem

laseru 400 W, skenovací rychlostí 1400 mm/s, šrafovací vzdáleností 0,9 mm a tloušťkou nanášené vrstvy 50 μm . Vzorek pro tahovou zkoušku byl postaven s parametry použitými ke stavbě krychlového vzorku č. 1.



Obr. 37: Makroskopický snímek krychlových vzorků včetně označení vz. 1, materiál AlCu2Mg1,5Ni

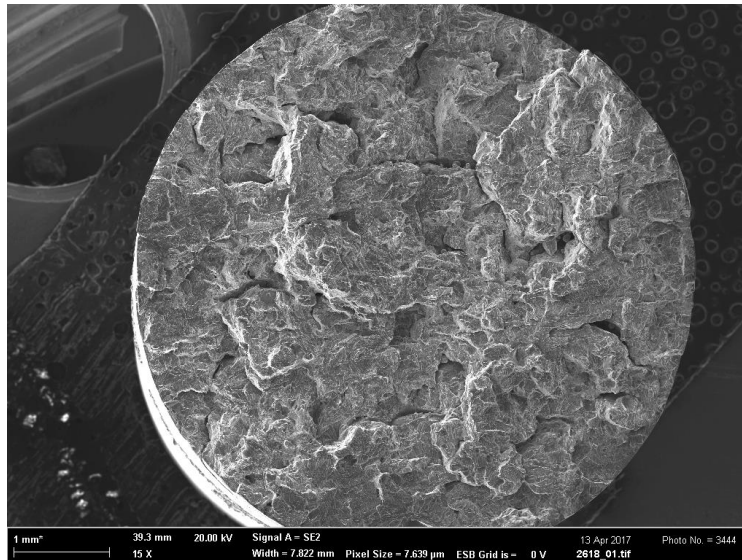
Mechanické vlastnosti

Pro určení mechanických vlastností byl vyroben bilet ve tvaru hranolu o rozměrech $13 \times 13 \times 80$ mm. Z tohoto biletu byl vyroben zkušební válcový vzorek pro zkoušku tahem o rozměrech měrné části $\varnothing 6$ mm \times 30 mm. Mechanické vlastnosti získané ze zkoušky tahem prováděné za pokojové teploty jsou uvedeny v tab. 8. V rámci této práce byla zkouška tahem provedena pouze na jednom vzorku. Po provedené zkoušce tahem byla na hlavě zkušební vzorku v příčném řezu měřena mikrotvrdość HV 0,1. Střední hodnota mikrotvrdości určená ze tří měření byla 113 HV 0,1.

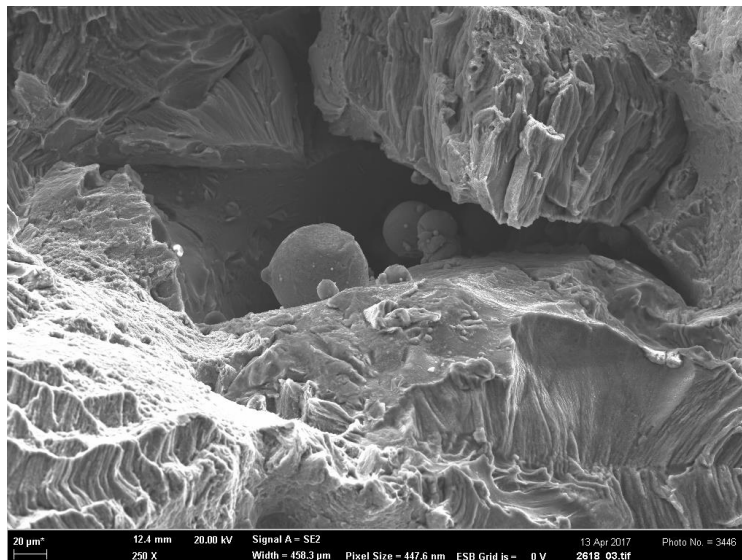
Tab. 8: Mechanické vlastnosti SLM materiálu AlCu2Mg1,5Ni

Vzorek	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
AlCu2Mg1,5Ni	46,6	144	147	0,3	1,1

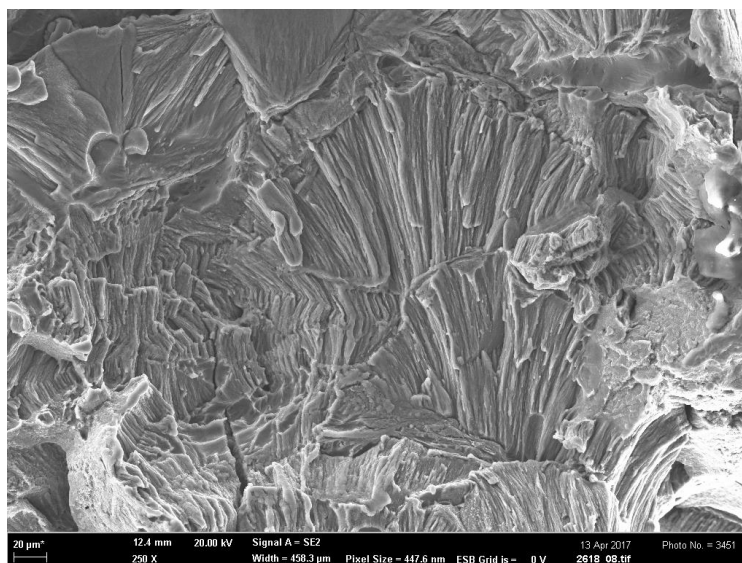
Za účelem posouzení mechanismu porušování byla na vzorku porušeném zkouškou tahem provedena fraktografická analýza, viz obr. 38 až 41. Na lomové ploše byla nalezena řada defektů typu dutin (obr. 38, obr. 39). Při dostatečném zvětšení bylo možno na lomové ploše pozorovat kolumnární zrna uvnitř jednotlivých návarů, obr. 40. Mechanismus porušení byl transkrystalický tvárný s jamkovou morfologií, viz obr. 41.



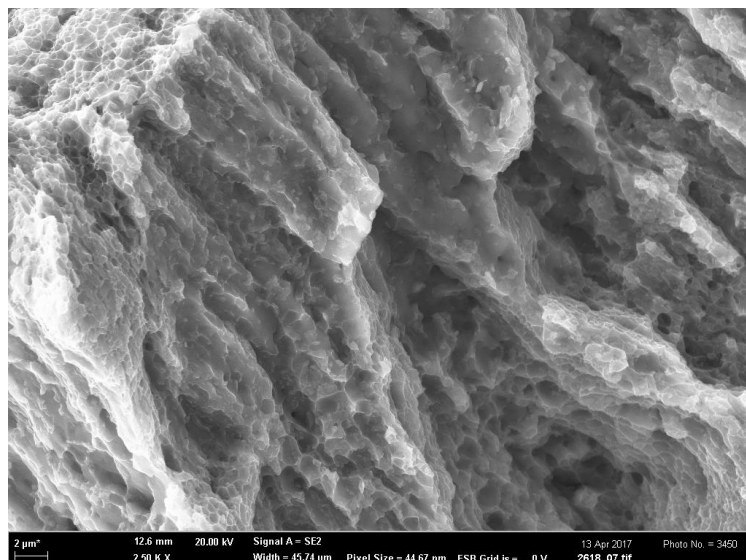
Obr. 38: Lomová plocha materiálu AlCu2Mg1,5Ni



Obr. 39: Nenatavené částice výchozího prášku uvnitř staženiny, materiál AlCu2Mg1,5Ni



Obr. 40: Detail lomové plochy s patrnými návary a kolumnárními zrny, AlCu2Mg1,5Ni



Obr. 41: Transkrystalické tvárné porušení SGB, jamková morfologie, AlCu2Mg1,5Ni

Metalografická analýza

Metalografická analýza byla provedena na závitové části tahového vzorku po provedené zkoušce tahem, a to jak v podélném, tak v příčném řezu. Na obr. 42 až obr. 45 je uvedena mikrostruktura vzorků dokumentovaná při různých zvětšeních. Po naleptání bylo možno pozorovat kontury jednotlivých návarů („fusion boundaries“) a přítomné nehomogenity typu dutin a trhlin. Trhliny se vyskytují nejen podél hranic kolumnárních zrn (SGB), ale také lze pozorovat jejich šíření přes fúzní hranice (FB) jednotlivých návarů a to v obou analyzovaných řezech (obr. 42 až obr. 45).



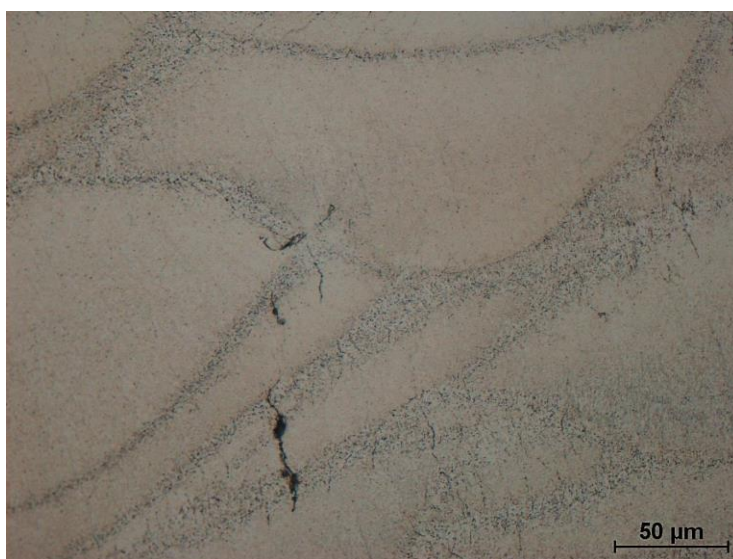
Obr. 42: Mikrostruktura vzorku AlCu2Mg1,5Ni s patrnými nehomogenitami, podélný řez



Obr. 43: Detail mikrostruktury vzorku AlCu2Mg1,5Ni, podélný řez



Obr. 44: Mikrostruktura vzorku AlCu2Mg1,5Ni s přítomností trhlin a dutin, příčný řez



Obr. 45: Detail mikrostruktury vzorku AlCu2Mg1,5Ni, fúzní hranice SLM buněk s patrnými trhlinami po hranicích SGB, příčný řez

8.1.2 Materiál AlSi9Cu3

V rámci experimentální části práce byla taktéž analyzována hliníková slitina AlSi9Cu3. Pro účely analýzy byl daný materiál připraven jak odléváním, tak pomocí technologie SLM.

a) Litý stav

Materiál AlSi9Cu3 byl dodán ve formě odlité tyče o rozměru 20 × 600 mm. Z dodaného materiálu byly vyrobeny vzorky pro zkoušku tahem a připraveny vzorky pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti.

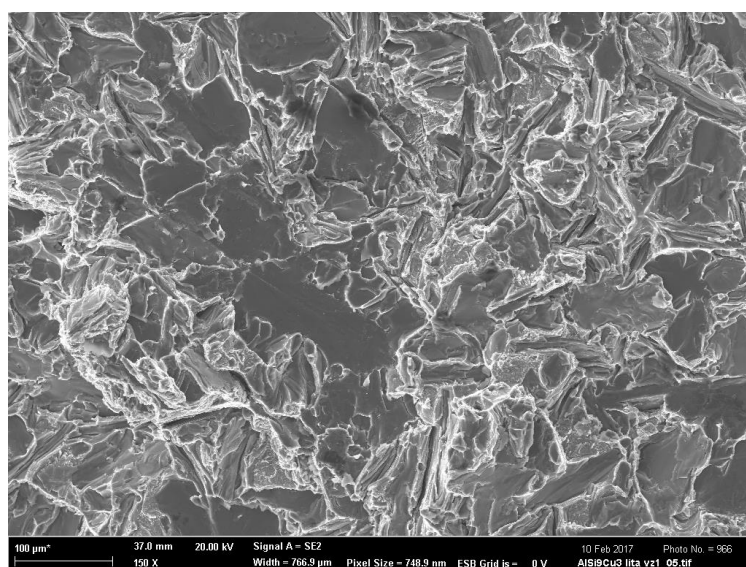
Mechanické vlastnosti

Zkouška tahem byla provedena na třech válcových vzorcích o rozměrech měrné části Ø 10 mm × 50 mm za pokojové teploty. Výsledky tahové zkoušky jsou uvedeny v tab. 9. Střední hodnota meze kluzu byla 138 MPa a meze pevnosti 178 MPa. Mikrotvrdot dle Vickerse byla měřena metalografickém vzorku v podélném směru (vztaženo k ose zkušební tyče). Střední hodnota mikrotvrdoti určená ze tří měření byla 72,4 HV 0,1.

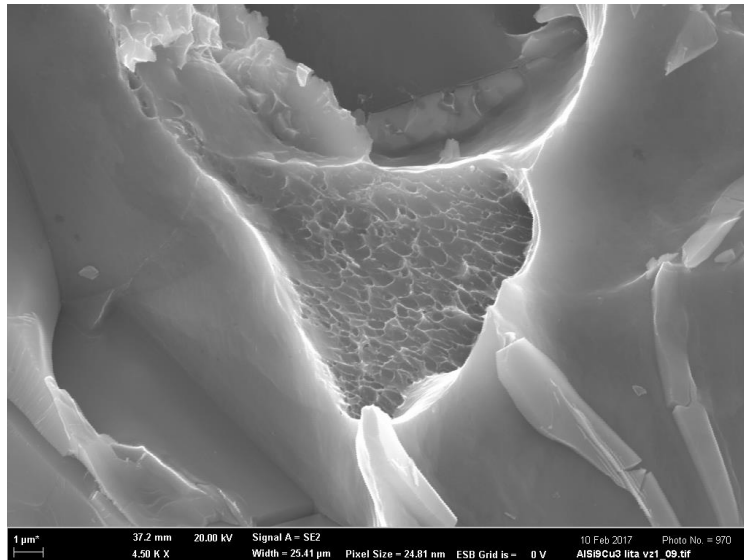
Tab. 9: Mechanické vlastnosti litého materiálu AlSi9Cu3

Vzorek	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
1	64	139	177	0,6	0,7
2	73	136	176	0,6	0,4
3	76	138	180	0,6	0,6
Střední hodnota	71	138	178	0,6	0,6

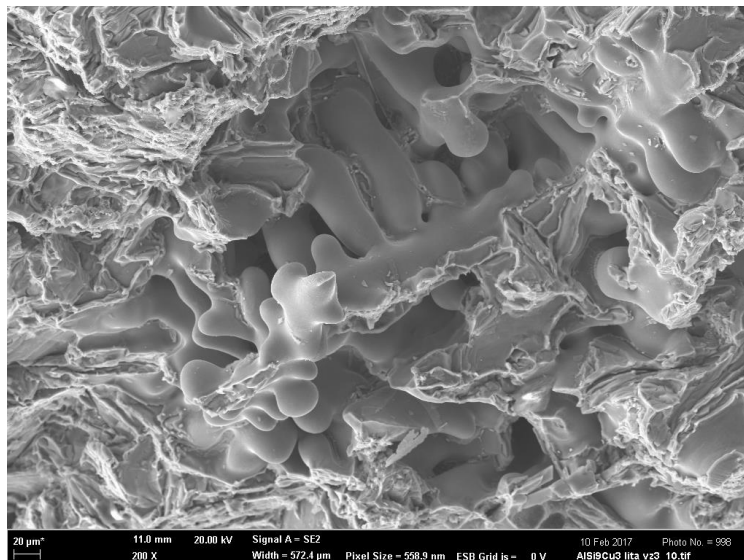
Na vzorcích porušených zkouškou tahem byla provedena fraktografická analýza. Mechanismus poškození byl smíšeného charakteru, byla identifikována dekoheze mezi maticí a intermetalickými fázemi, dále štěpení v oblasti výskytu eutektického křemíku, a nízkoenergetické tvárné porušení s jemnými jamkami (obr. 46 až 47). Na lomové ploše byla taktéž pozorována přítomnost licích defektů – viz obr. 48.



Obr. 46: Smíšený charakter porušení vzorku č. 1, materiál AlSi9Cu3, litý stav



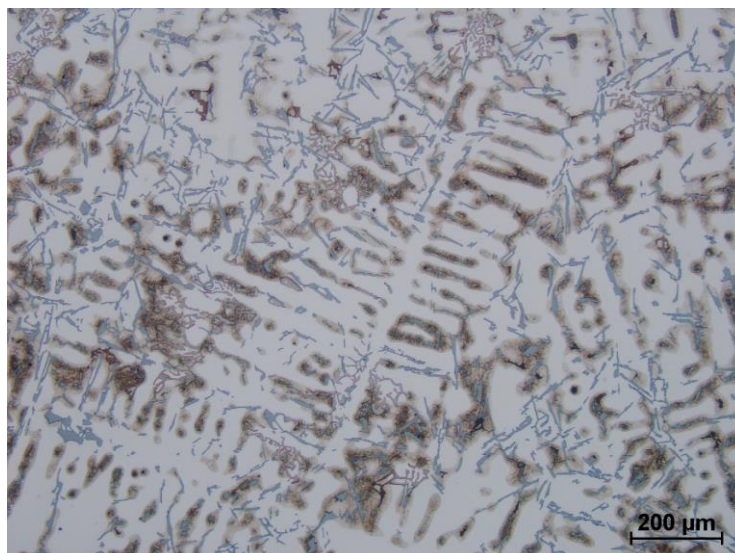
Obr. 47: Oblast tvárného porušení s jamkovou morfologií, AlSi9Cu3, litý stav, vz. č. 1



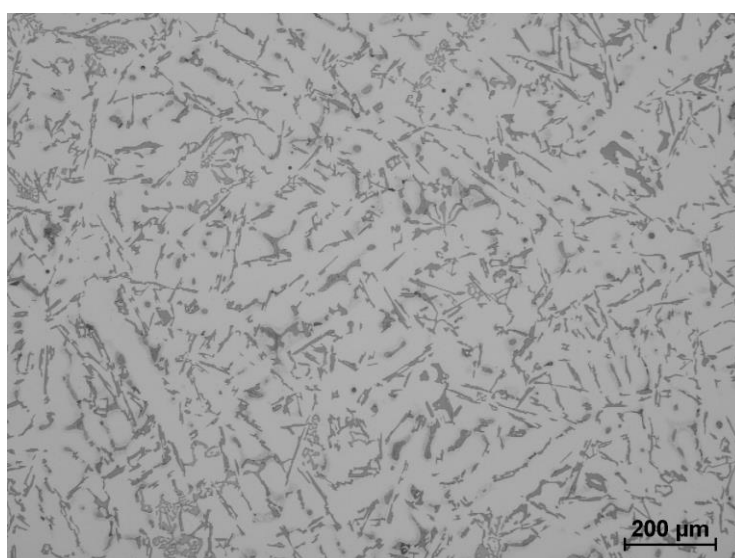
Obr. 48: Mezidendritická ředina u vzorku č. 3, AlSi9Cu3, litý stav

Metalografická analýza

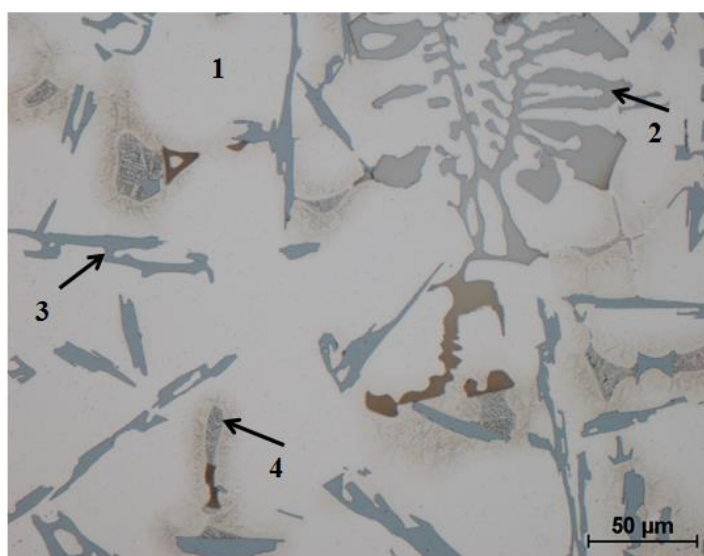
Analýza byla provedena jak na vzorcích ve směru kolmém na osu tyče (T), tak ve směru rovnoběžným s osou tyče (L). Mikrostruktura vzorků byla po naleptání dokumentována při různých zvětšeních (obr. 49 a obr. 50). Na naleptaných vzorcích bylo možno pozorovat heterogenní dendritickou strukturu s matricí tvořenou tuhým roztokem křemíku v hliníku, dále bylo možno pozorovat částice eutektického křemíku a intermetalické fáze bohaté na Fe a Cu (obr. 51) [33].



Obr. 49: Mikrostruktura litého materiálu AlSi9Cu3 s patrnými obrysy dendritů, směr L



Obr. 50: Mikrostruktura litého vzorku, směr T, AlSi9Cu3

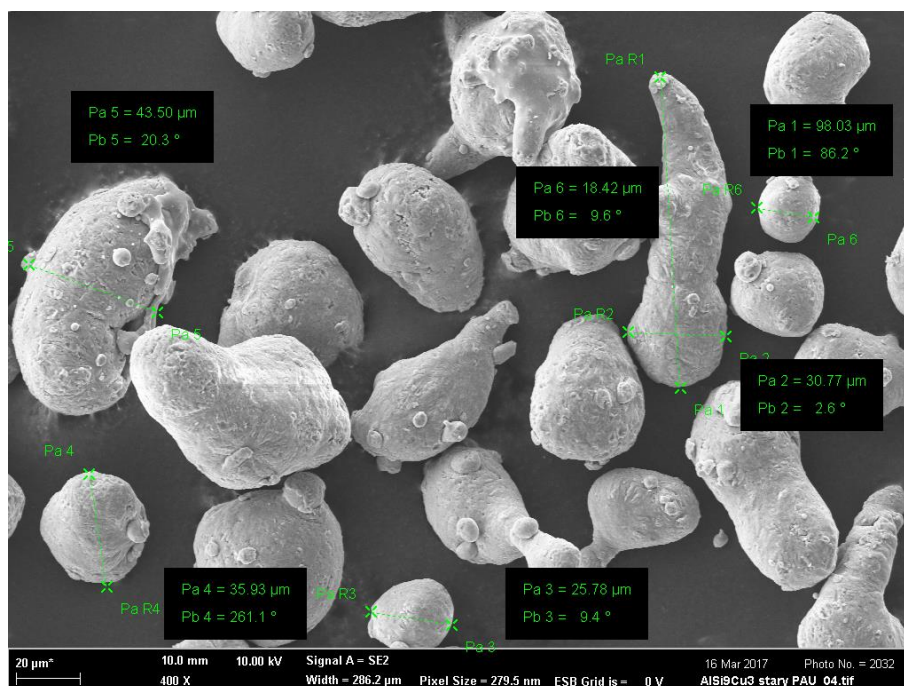


Obr. 51: Mikrostruktura litého vzorku včetně popisu fází dle studie [33], směr T, AlSi9Cu3 (1 – tuhý roztok, 2 – intermetalická Fe-fáze, 3 – eutektický Si, 4 – intermetalická Cu-fáze)

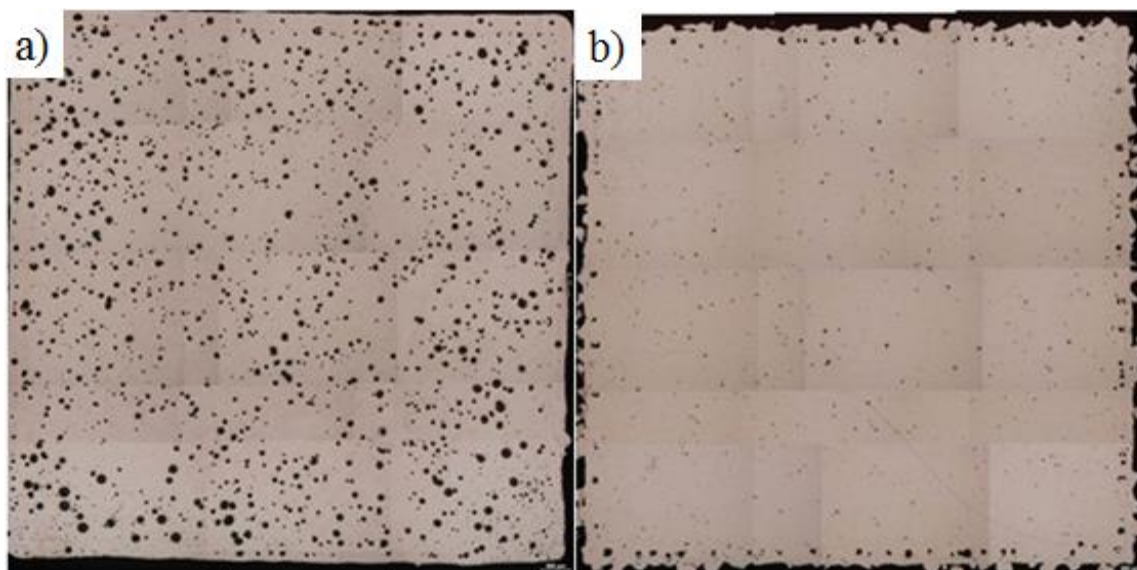
b) SLM stav

Výchozí kovový prášek byl dodán firmou TLS Technik GmbH, Německo. Částice byly nepravidelných tvarů, viz obr. 52. Parametry procesu SLM byly prvně optimalizovány na krychlových vzorcích („cube test“). Jako perspektivní (nepřítomnost trhlin) se jevil vzorek postavený s výkonem laseru 350 W, skenovací rychlostí 600 mm/s a šrafovací vzdáleností 120 μm (č. 17), dále vzorek postavený s výkonem laseru 400 W, skenovací rychlostí 1200 mm/s a šrafovací vzdáleností 120 μm (č. 54). Tloušťka nanášené vrstvy v obou případech činila 50 μm . Kostky byly postaveny skenovací strategií „stripe“. Na výše zmíněných vzorcích byla provedena metalografická analýza za účelem zjištění nehomogenit, obr. 53.

Vzorky pro zkoušku tahem byly z důvodu optimalizace stavby objemnějších vzorků postaveny s nepatrně odlišnými parametry od parametrů použitých pro stavbu krychlového vzorku č. 54 (menší porozita ve srovnání se vzorkem č. 17). U vzorků č. 1-1 až č. 1-4 byl použit výkon laseru 350 W, skenovací rychlost 1200 mm/s, šrafovací vzdálenost 120 μm a tloušťka nanášené vrstvy 50 μm . Vzorky č. 2-1 až č. 2-4 byly stavěny výkonem laseru 400 W, skenovací rychlostí 1300 mm/s, šrafovací vzdáleností 150 μm a tloušťkou nanášené vrstvy 50 μm . Všechny vzorky byly stavěny rovnoběžně se stavěcí deskou (tj. úhel mezi stavěcí deskou a vzorkem 0°) skenovací strategií šachovnice („chessboard“).



Obr. 52: Morfologie částic použitého prášku včetně jejich rozměrů, AlSi9Cu3



Obr. 53: Přehledové snímky krychlových SLM vzorků AlSi9Cu3: a) č. 17, b) č. 54

Mechanické vlastnosti

Zkušební válcové vzorky pro zkoušku tahem měly rozměry měrné části $\varnothing 6 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$. Výsledky získané z tahové zkoušky provedené za pokojové teploty jsou zaznamenány v tab. 10. Mikrotvrdość HV 0,1 byla měřena na hlavách vzorků po provedené zkoušce tahem. Měření bylo provedeno na vzorcích č. 1-4 a č. 2-4 v příčném řezu, výsledky viz tab. 11.

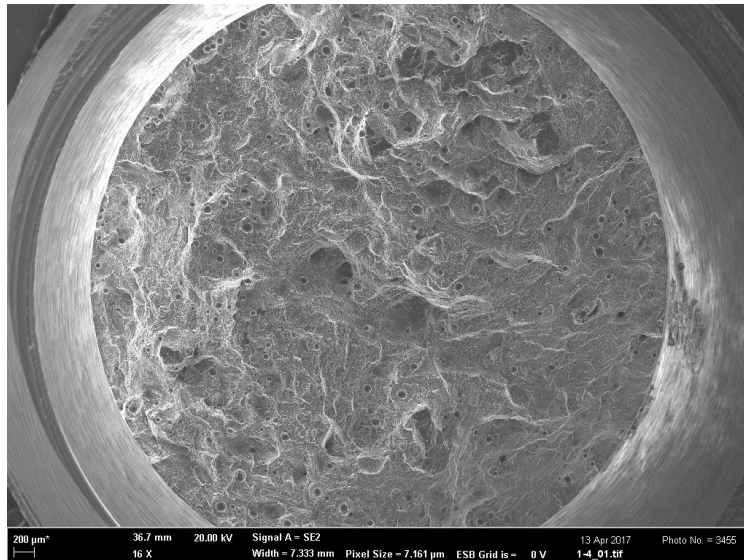
Tab. 10: Mechanické vlastnosti SLM vzorků AlSi9Cu3

Vzorek	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
1-1	79,2	254	493	5,7	5,1
1-2	75,0	250	477	4,8	4,5
1-3	72,0	251	482	5,2	7,3
1-4	71,9	256	485	5,1	7,1
2-1	79,7	261	496	5,4	4,5
2-2	75,1	257	492	5,4	4,5
2-3	75,2	257	489	5,3	4,4
2-4	62,8	263	499	5,8	4,6
střední hodnota vz. 1	74,5	252,8	484,3	5,2	6
střední hodnota vz. 2	73,2	259,5	494	5,4	4,5

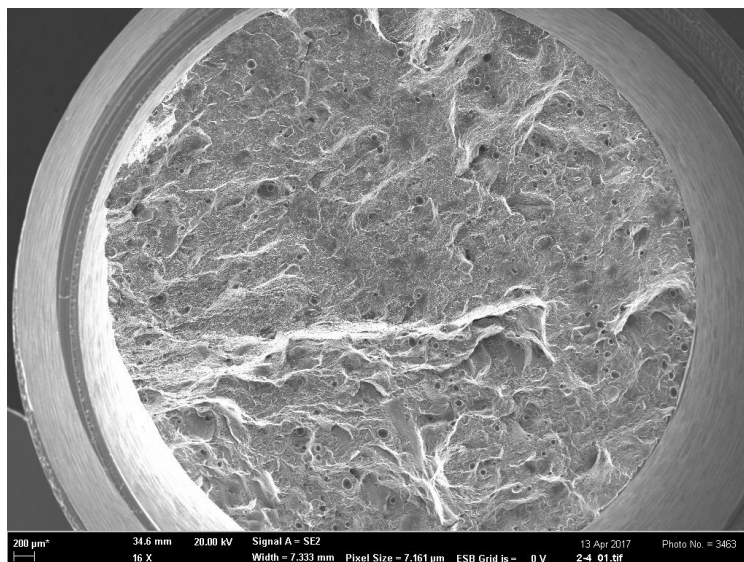
Tab. 11: Naměřené hodnoty mikrotvrdości HV 0,1 – SLM vzorky AlSi9Cu3

Měření č.	Vzorek č.	
	1-4	2-4
1	139	172
2	139	164
3	146	164
střední hodnota HV 0,1	141	167

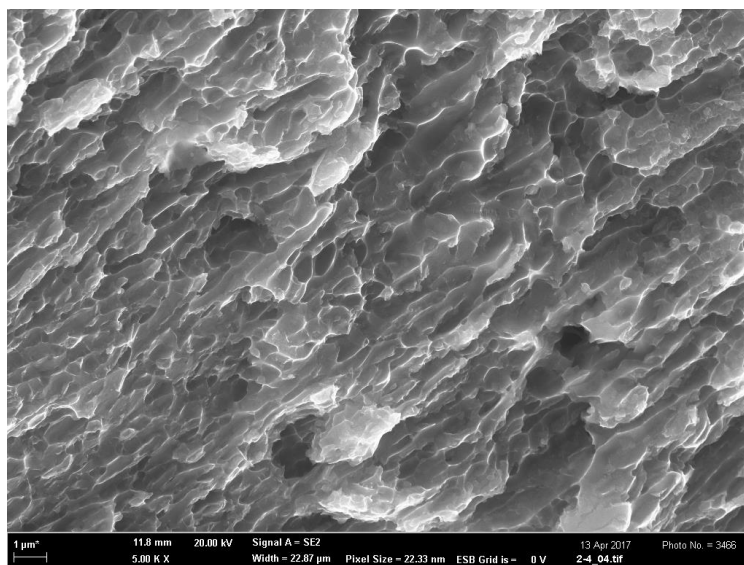
Po zkoušce tahem byla na porušených vzorcích č. 1-4 a č. 2-4 provedena fraktografická analýza. Na obr. 54 a obr. 55 jsou uvedeny lomové plochy analyzovaných vzorků, kdy v obou případech byly na lomové ploše nalezeny nehomogenity typu dutin. Oba analyzované vzorky byly porušeny transkrystalickým tvárným lomem s velmi jemnou jamkovou morfologií, obr. 56.



Obr. 54: Lomová plocha vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, SLM



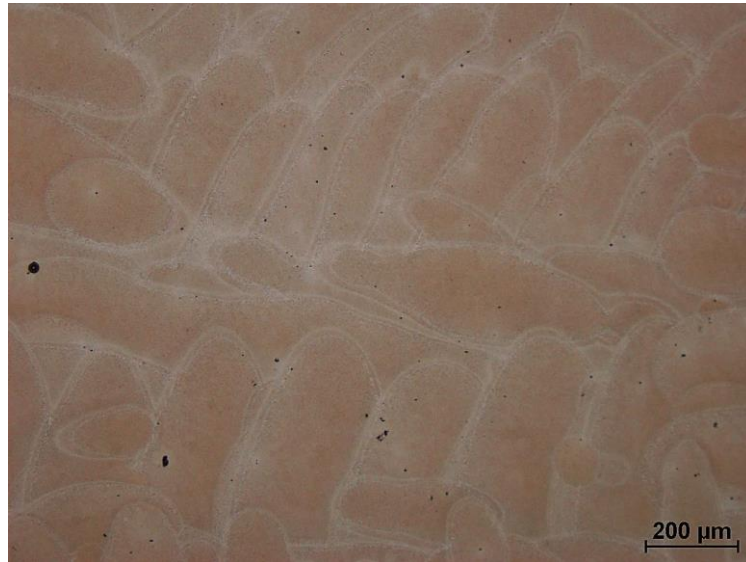
Obr. 55: Lomová plocha vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, SLM



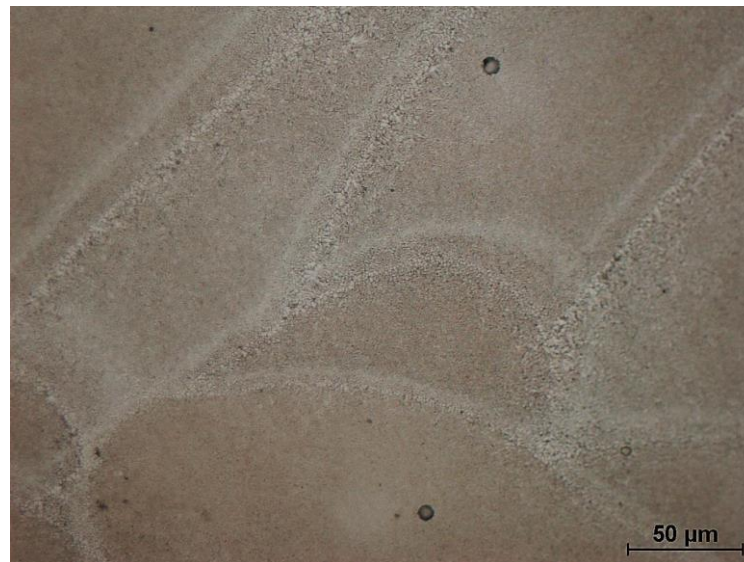
Obr. 56: Tvárné porušení vzorku č. 2-4 s jemnou jamkovou morfológií, AlSi9Cu3, SLM

Metalografická analýza

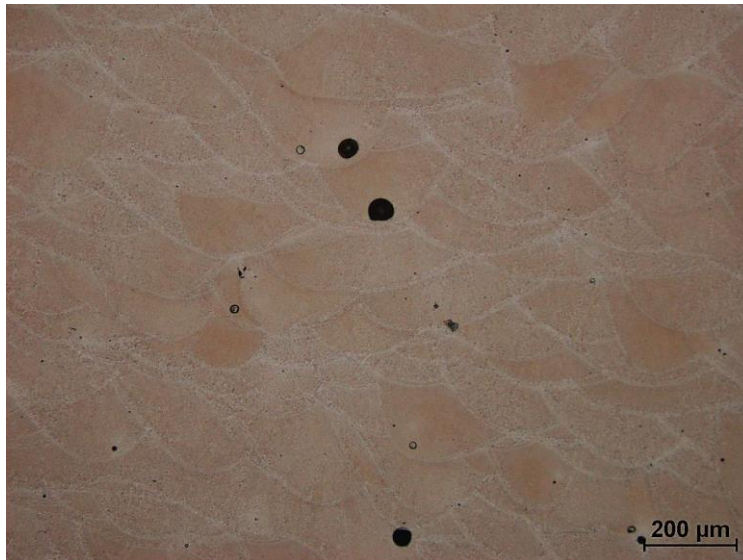
Metalografická analýza byla provedena na závitové části hlav vybraných vzorků (č. 1-4 a 2-4) po provedené zkoušce tahem jak v podélném, tak v příčném řezu. Mikrostruktura obou vzorků byla v podstatě identická, proto je v práci uvedena pouze mikrostruktura vzorku č. 1-4 (obr. 57 až obr. 60). V podélném řezu (obr. 57) bylo možno po naleptání pozorovat mikrostrukturu v rámci jedné vrstvy, zatímco v příčném řezu (obr. 59) bylo možno pozorovat mikrostrukturu jednotlivě nanášených vrstev (návary). Kromě charakteristické struktury s přítomností fúzních hranic byly v obou řezech pozorovány nehomogenity v podobě pórů.



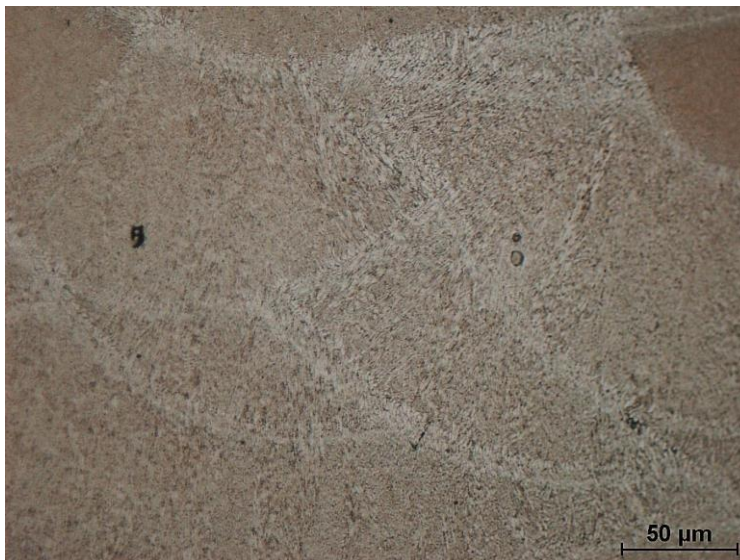
Obr. 57: Mikrostruktura vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, podélný řez



Obr. 58: Detail fúzních hranic SLM buněk, vzorek č. 1-4, AlSi9Cu3, podélný řez



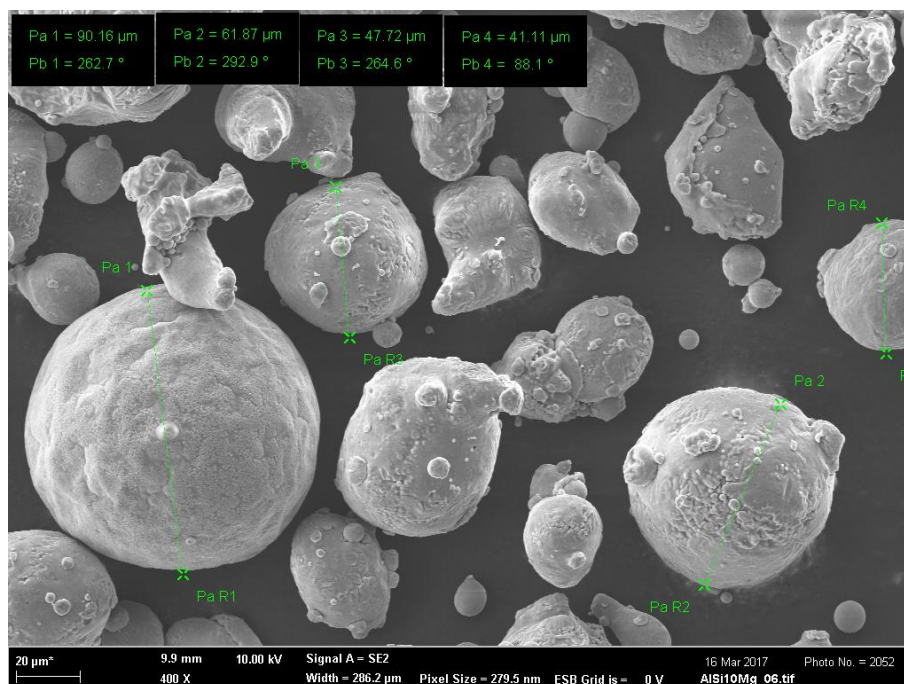
Obr. 59: Mikrostruktura vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, příčný řez



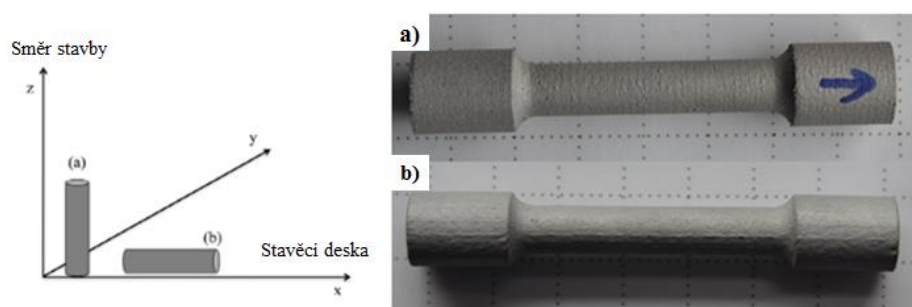
Obr. 60: Detail fúzních hranic SLM buněk, vzorek č. 1-4, AlSi9Cu3, příčný řez

8.1.3 Materiál AlSi10Mg

Jako třetí materiál byla v rámci experimentální části práce analyzována hliníková slitina AlSi10Mg pro určování vlivu orientace stavby (ve vztahu k základové desce) a vlivu kvality povrchu (as-built, po obrobení) na mechanické vlastnosti. K přípravě vzorků byl použit kovový prášek od firmy TLS Technik GmbH, Německo. Částice prášku byly nepravidelné s rozdílnou velikostí, obr. 61. SLM procesem byly vyrobeny 4 sady vzorků (č. 7 až 10). Všechny sady byly stavěny s výkonem laseru 350 W, skenovací rychlostí 933 mm/s, šrafovací vzdáleností 170 μm a tloušťkou nanášené vrstvy 50 μm ve dvou orientacích ke stavěcí desce (0° a 90°) – viz obr. 62. Pro stavbu vzorků byla použita skenovací strategie „chessboard“.



Obr. 61: Morfologie částic použitého prášku včetně jejich rozměrů, AlSi10Mg



Obr. 62: Orientace vzorků na stavěcí desce, a) vertikálně, b) horizontálně [14]

Mechanické vlastnosti

Zkouška tahem za pokojové teploty byla provedena jak na vzorcích ve stavu as-built, tak ve stavu po obrobení (vliv kvality povrchu). Zkušební vzorky ve stavu as-built (sady č. 7 a 8) měly rozměry měrné části $\text{Ø } 5 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$, vzorky po následném obrobení (sady č. 9 a 10) měly rozměry měrné části $\text{Ø } 6 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ obrobeny. Naměřené hodnoty mechanických vlastností jsou shrnuty v tab. 12. Mikrotvrдость HV 0,1 byla měřena na hlavách všech vzorků po zkoušce tahem v příčném řezu (vztaženo k podélné ose vzorku). Na každém vzorku byla provedena tři měření a následně byla stanovena střední hodnota mikrotvrlosti. Výsledky jsou uvedeny v tab. 13.

Po zkoušce tahem byla na porušených vzorcích provedena fraktografická analýza. Na makroskopických snímcích lomových ploch všech vzorků jak ve stavu as-built, tak po následném obrobení byla nalezena řada nehomogenit v podobě dutin (obr. 63 až obr. 67). Uvnitř některých dutin byly pozorovány neroztavené částice výchozího prášku. Ve stavu as-built byla porozita soustředěna zejména při okraji vzorků v obou orientacích stavby, u stavby s orientací 90° byla porozita při okraji v daleko větší míře (obr. 64). Na lomových plochách vzorků ve stavu po obrobení bylo ve srovnání se stavem as-built nalezeno menší množství nehomogenit, porozita při okrajích vzorků nebyla téměř pozorována. Všechny

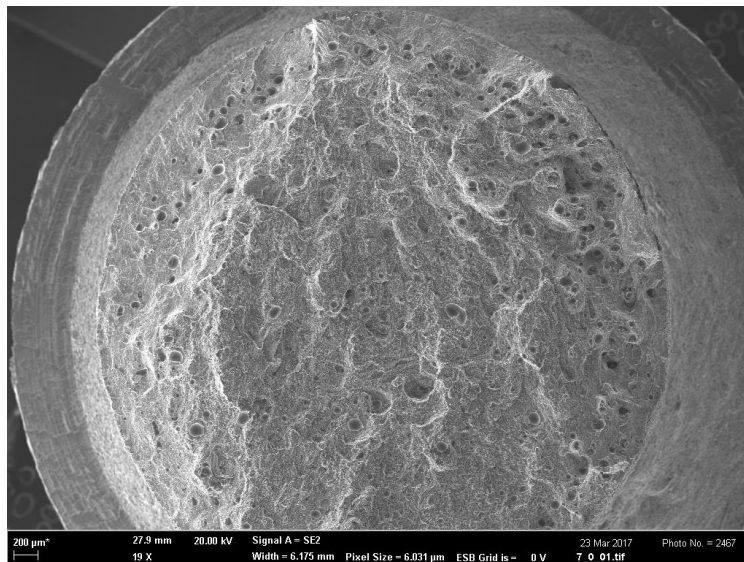
analyzované vzorky vykazovaly transkrystalické tvárné porušení s jemnou jamkovou morfologií (obr. 68 až obr. 70).

Tab. 12: Mechanické vlastnosti SLM vzorků AlSi10Mg

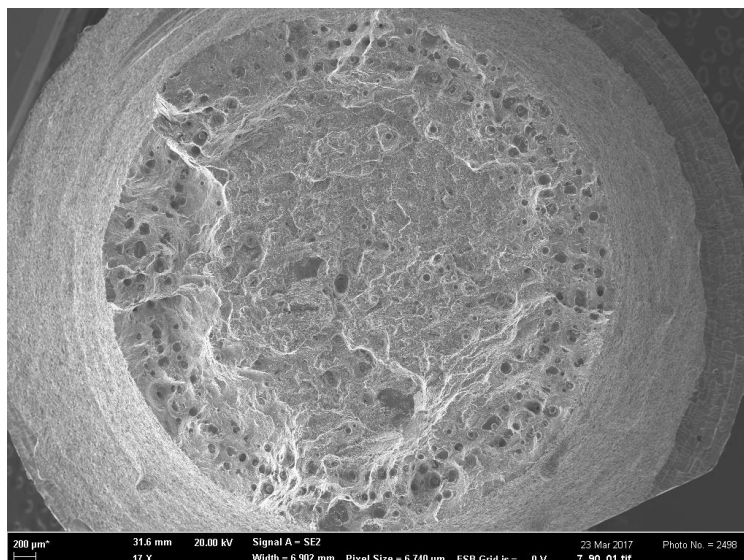
Vzorek	Stav	E [GPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
7-0°	as-built	70,3	231	387	4,1	3,4
7-90°	as-built	65,1	243	366	2,4	5,9
8-0°	as-built	61,8	231	366	3,0	2,8
8-90°	as-built	63,1	241	385	3,0	5,2
9-0°	po obrobení	75,4	243	426	7,3	7,2
9-90°	po obrobení	68,0	244	417	3,9	6,3
10-0°	po obrobení	71,4	244	420	6,2	6,8
10-90°	po obrobení	68,8	240	424	4,4	7,5
stř. hodnota 0°	as-built	66,1	231	377	3,6	3,1
stř. hodnota 90°	as-built	64,1	242	376	2,7	5,6
stř. hodnota 0°	po obrobení	73,4	244	423	6,8	7,0
stř. hodnota 90°	po obrobení	68,4	242	421	4,2	6,9

Tab. 13: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0,1 – materiál AlSi10Mg

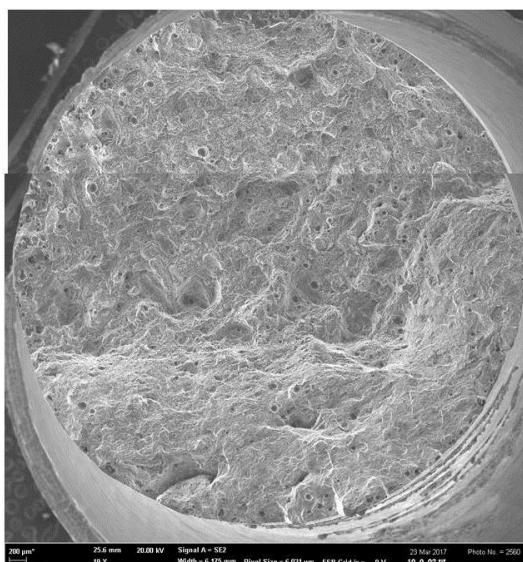
Měření č.	Vzorek č.							
	7-0°	8-0°	9-0°	10-0°	7-90°	8-90°	9-90°	10-90°
1	128	100	130	126	107	109	118	117
2	130	100	132	125	119	113	117	114
3	131	102	127	123	115	120	122	121
stř. hodnota	130	101	130	125	114	114	119	117



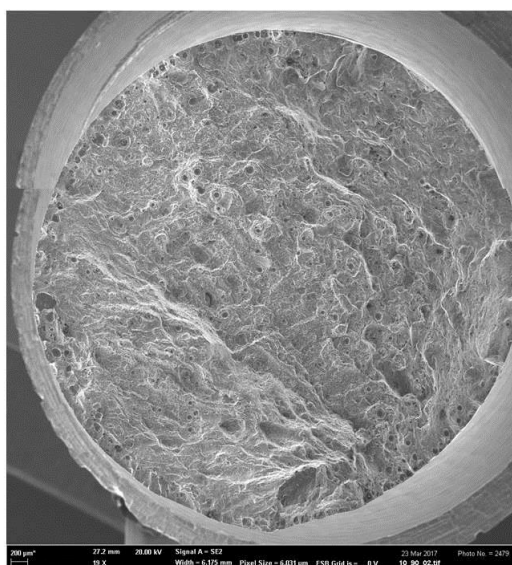
Obr. 63: Lomová plocha vzorku č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built



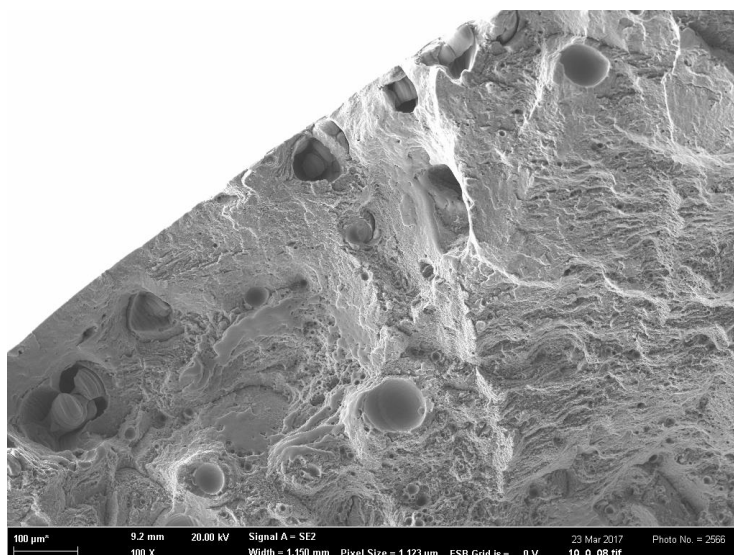
Obr. 64: Porozita soustředěná při okraji lomové plochy vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built



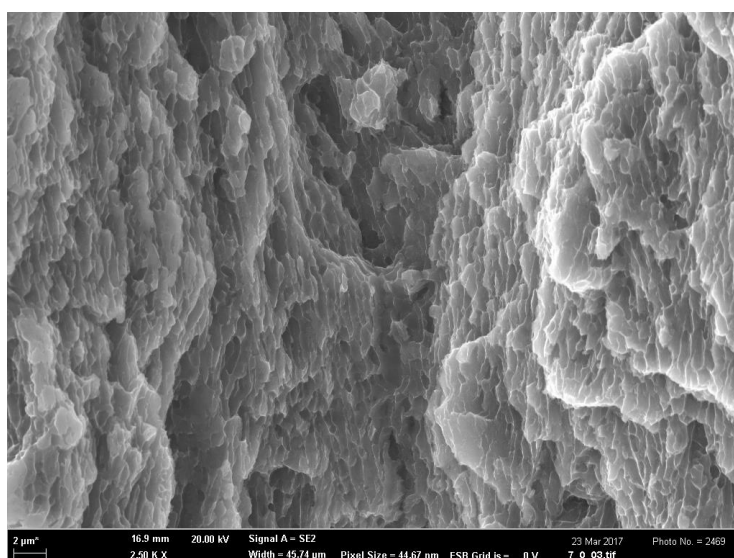
Obr. 65: Lomová plocha vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav po obrobení



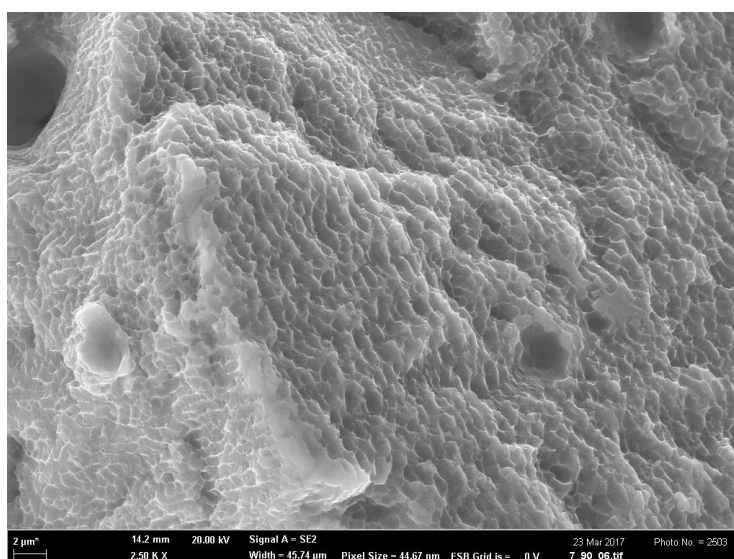
Obr. 66: Lomová plocha vzorku č. 10-90°, AlSi10Mg, stav po obrobení



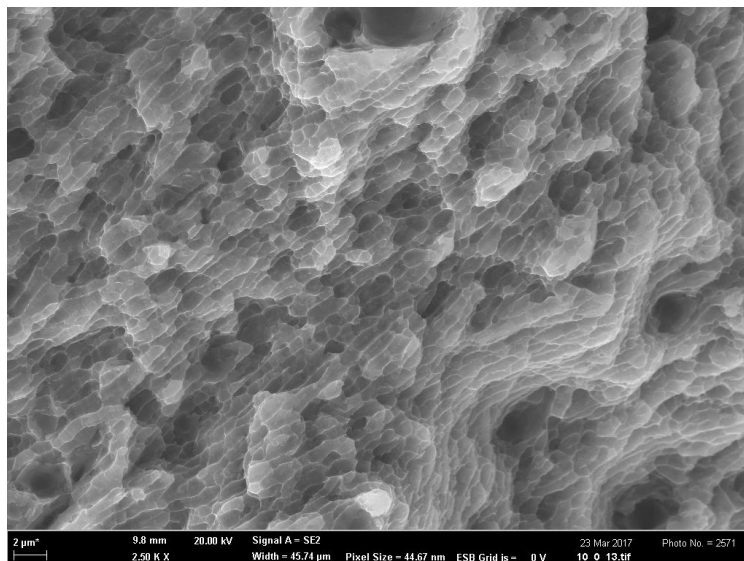
Obr. 67: Nenatavené částice výchozího prášku uvnitř dutin, okraj vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav po obrobení



Obr. 68: Tvárné porušení vzorku č. 7-0° s jamkovou morfologií, AlSi10Mg, stav as-built



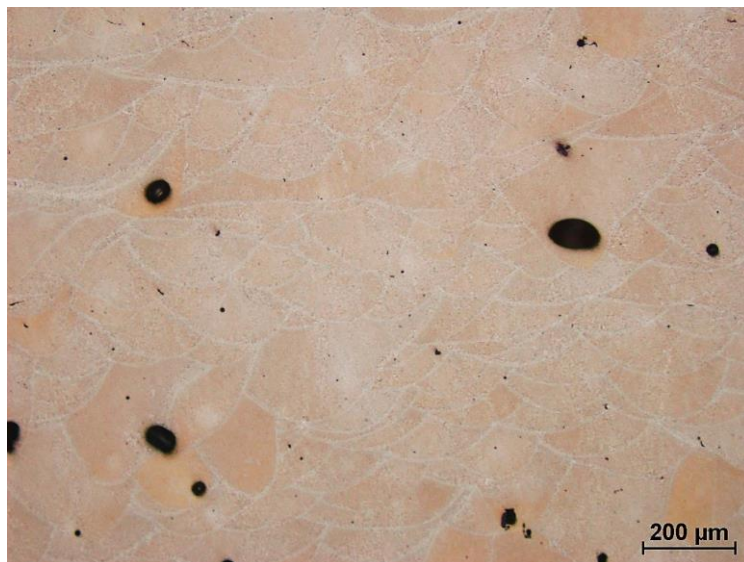
Obr. 69: Detailní snímek tvárného porušení vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built



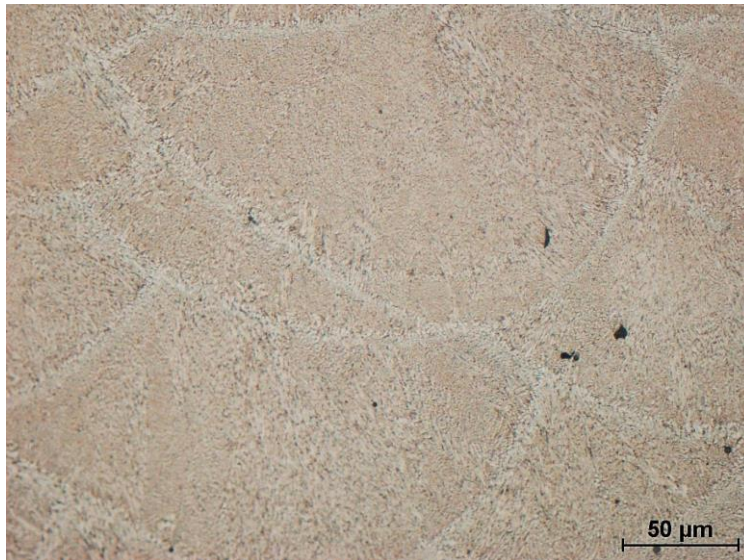
Obr. 70: Detailní snímek tvárného porušení vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav as-built

Metalografická analýza

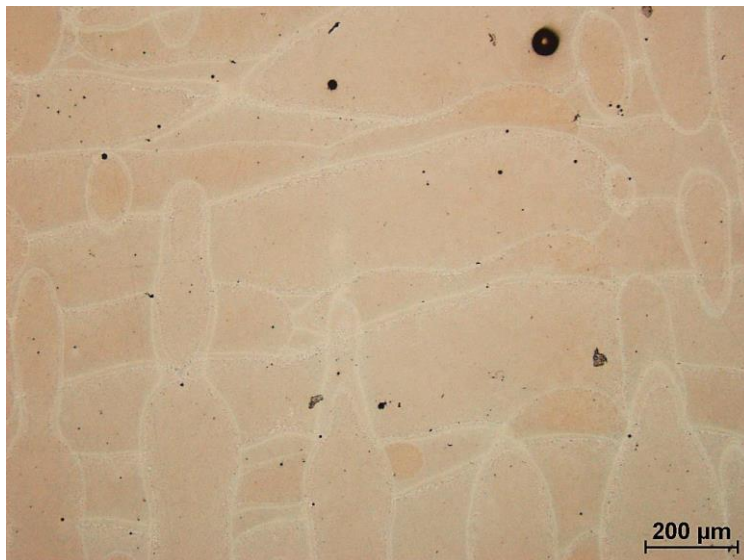
Metalografická analýza byla provedena na vzorcích připravených z hlav porušených tahových vzorků. V podélném řezu byly analyzovány vzorky s orientací stavby 90°, v příčném řezu s orientací stavby 0°. Mikrostruktura byla dokumentována v naleptaném stavu při různých zvětšeních. Jelikož byly všechny vzorky postaveny stejnými parametry, struktury byly identické, proto byl jako reprezentant pro uvedení v této práci vybrán vzorek č. 7-0° a č. 7-90°. Ve struktuře byla v obou řezech kromě fúzních hranic oddělujících jednotlivé SLM buňky pozorována přítomnost nehomogenit typu pórů (obr. 71 až obr. 74).



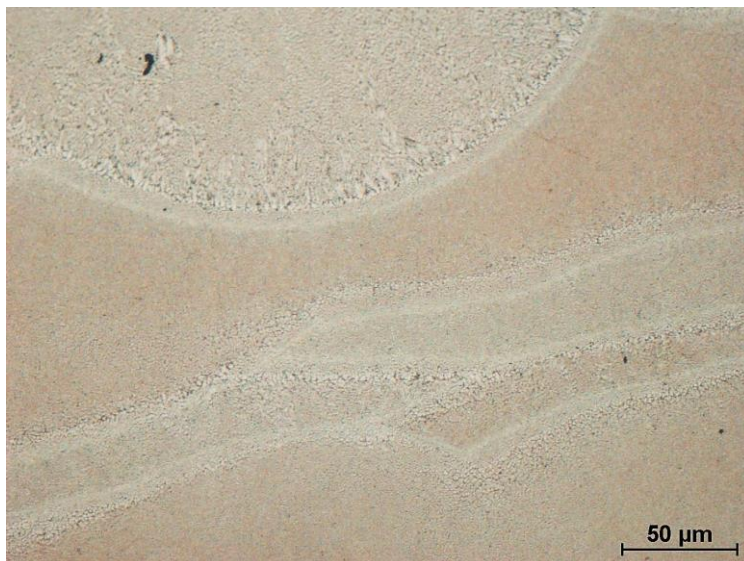
Obr. 71: Mikrostruktura vzorku č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built, příčný řez



Obr. 72: Detail fúzních hranic SLM buněk u vz. č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built, příčný řez



Obr. 73: Mikrostruktura vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built, podélný řez



Obr. 74: Detail mikrostruktury vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built, podélný řez

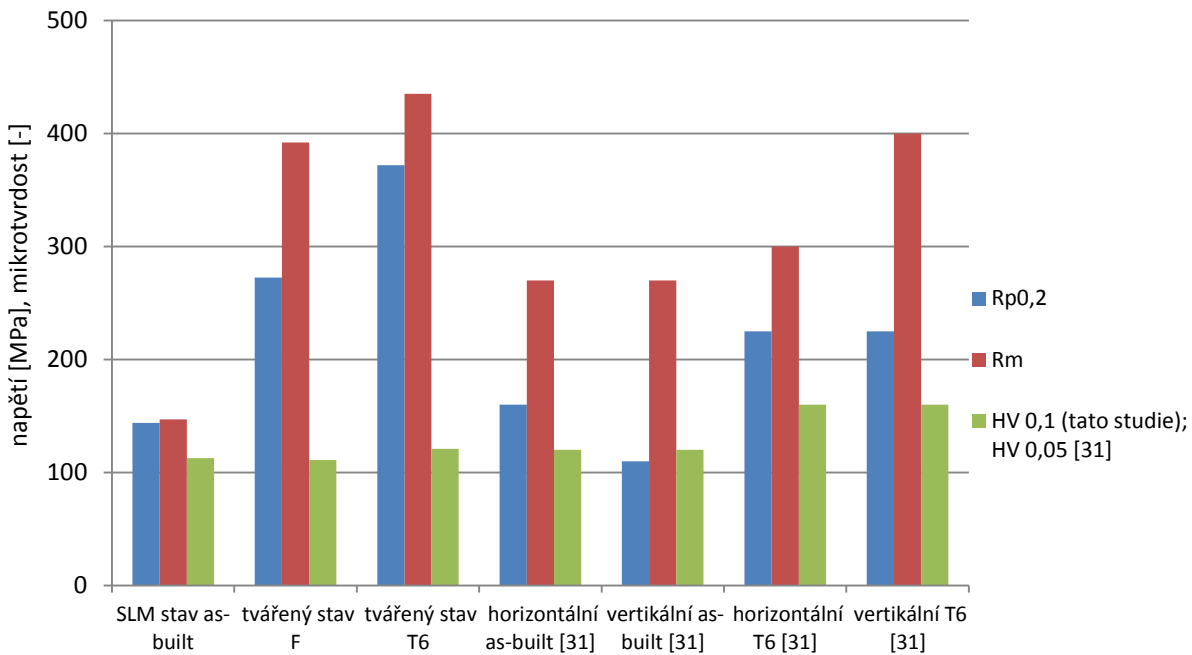
9 Diskuze výsledků

Diplomová práce je zaměřena na mechanické vlastnosti hliníkových slitin připravených procesem SLM. Rešeršní část práce byla zaměřena na detailní popis procesu SLM, defekty struktury a mechanické vlastnosti hliníkových slitin připravených touto technologií. Experimentální část se zabývala přípravou materiálů AlCu2Mg1,5Ni, AlSi9Cu3 a AlSi10Mg procesem SLM.

Slitina AlCu2Mg1,5Ni

O přípravě materiálu AlCu2Mg1,5Ni procesem SLM není v současné době v literatuře k dispozici dostatek dat, lze dohledat pouze studie Ahuji [28] a Karga [31]. Parametry procesu SLM byly nejdříve optimalizovány na liniových návarech („single tracks“) a následně na krychlových vzorcích („cube tests“). Mikrostruktura připraveného SLM materiálu byla jemná, avšak s četným výskytem nehomogenit typu dutin a trhlin, které se šířily nejen po hranicích zrn, ale také přes fúzní hranice (kontury návarů), často přes několik vrstev. Vzorky byly porušeny transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfologií. Fraktografická analýza taktéž prokázala přítomnost nenatavených částic výchozího kovového prášku uvnitř některých dutin. Lze předpokládat, že minimalizováním vzniku trhlin by bylo možno dosáhnout podstatně lepších mechanických charakteristik.

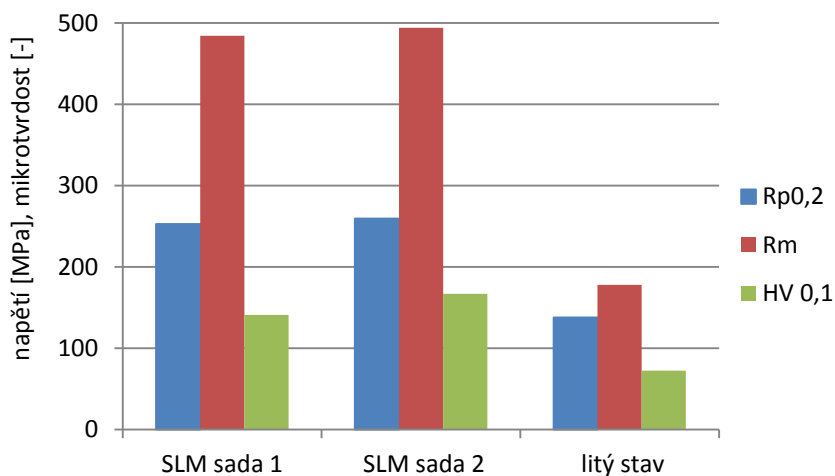
Srovnání mechanických vlastností námi připraveného SLM vzorku s hodnotami pro tvářený stav F a T6 (nepublikované výsledky), resp. srovnání s dostupnými hodnotami z literatury [31] naměřenými na SLM vzorcích je uvedeno na obr. 75. Mez kluzu i pevnost v tahu je u námi připraveného SLM vzorku podstatně nižší ve srovnání s hodnotami naměřenými v tvářeném stavu F a T6. Mikrotvrdość SLM vzorku je srovnatelná s hodnotami pro tvářený stav F i T6. Karg a kol. [31] použili k přípravě vzorků odlišných parametrů procesu SLM (pro srovnání je v závorkách uveden vždy také parametr stavby použitý při přípravě SLM materiálu v této práci): výkon laseru 95 W (200 W), skenovací rychlost 112,3 mm/s (200 mm/s), šrafovací vzdálenost 90 μm (110 μm), tloušťku nanášené vrstvy 30 μm (50 μm). Mez kluzu vzorku připraveného v horizontálním směru ve stavu as-built byla o 16 MPa vyšší než u námi připraveného vzorku. Srovnáme-li pevnosti v tahu SLM vzorků ve stavu as-built, pevnost v tahu byla u vzorků ze studie [31] o 123 MPa vyšší. Mikrotvrdości připravených SLM vzorků ve stavu as-built (tato práce) byly v rámci rozptylu měření srovnatelné s hodnotami pro tvářený stav F i T6 (obr. 75). Ze srovnání na obr. 75 je patrné, že i přes vyšší mechanické vlastnosti získané Kargem a kol. [31], studovaný materiál připravovaný procesem SLM nedosahuje hodnot typických pro materiál připravovaný konvenční technologií (extrudování).



Obr. 75: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlCu2Mg1,5Ni připraveného procesem SLM a téhož materiálu v tvářeném stavu F a T6 (nepublikované výsledky) a s SLM vzorky ze studie [31]

Slitina AlSi9Cu3

Materiál AlSi9Cu3 byl dodán jak v litém stavu bez tepelného zpracování ve formě tyče, tak připravený procesem SLM. V obou případech byly zjištěny mechanické vlastnosti zkouškou tahem a provedena fraktografická a metalografická analýza. Na obr. 76 je uvedeno srovnání mechanických vlastností získaných pro oba studované stavy. Pro materiál připravený pomocí SLM byly zjištěny vyšší hodnoty mechanických charakteristik než u materiálu ve stavu litém. Mez kluzu SLM vzorků byla o ~120 MPa vyšší, pevnost v tahu dosahovala téměř trojnásobných hodnot, mikrotvrdość byla dvojnásobná a deformační charakteristiky SLM vzorků byly přibližně 8,5× vyšší než u litého stavu. Mechanismy lomů byly zcela odlišné, v litém stavu je jednalo o mechanismus kombinovaný (nízkoenergetické tvárné porušení, dekoheze a štěpení v oblasti výskytu eutektického křemíku), zatímco v SLM stavu byl mechanismus porušení tvárný.

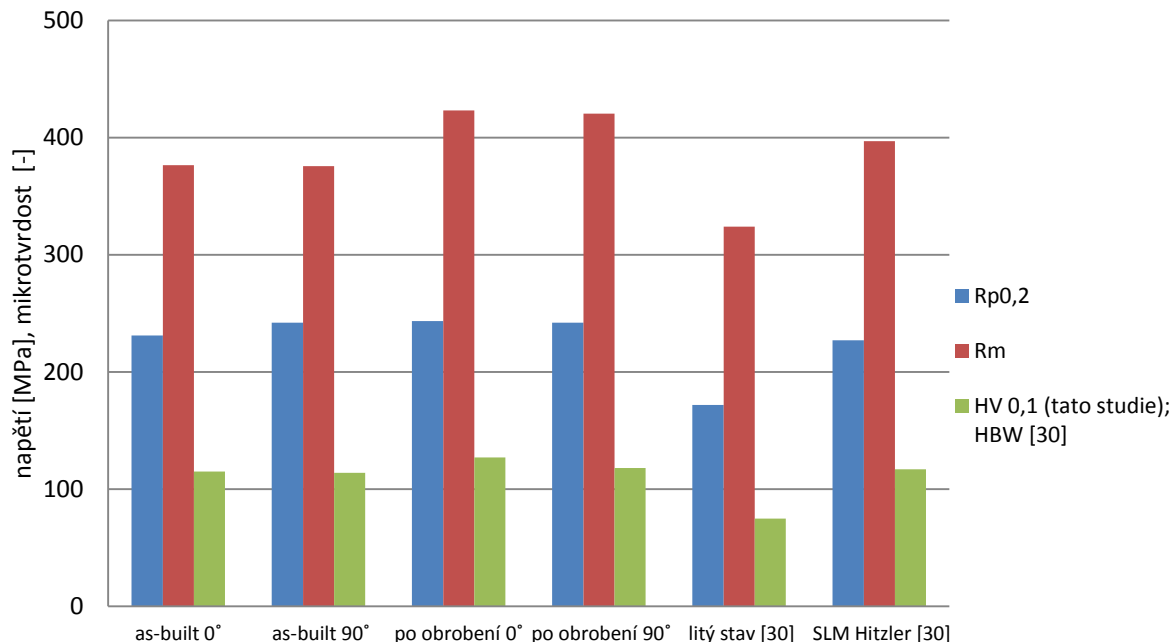


Obr. 76: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlSi9Cu3 připraveného procesem SLM a téhož materiálu v litém stavu

Slitina AlSi10Mg

Materiál AlSi10Mg se vyznačuje dobrou svařitelností, a proto je vhodným kandidátem pro přípravu technologií SLM. Mikrostruktura materiálu vykazovala určité množství nehomogenit typu dutin, přítomnost trhlin nebyla pozorována. Vzorky pro tahovou zkoušku byly postaveny ve dvou orientacích ve vztahu ke stavěcí desce (0° a 90°). Na těchto vzorcích byl také zkoumán vliv drsnosti povrchu, stav as-built a po obrobení. Rozdílná orientace vzorků při stavbě neměla na mechanické vlastnosti podstatný vliv, obr. 77. Kvalita povrchu neměla na mez kluzu podstatný vliv, větší rozdíly byly pozorovány u pevnosti v tahu, kdy vzorky ve stavu as-built vykazovaly o cca 50 MPa nižší hodnoty ve srovnání s obrobeným stavem. Naměřené hodnoty mikrotvrdoosti SLM vzorků si byly blízké, a přibližně o 40 HV 0,1 vyšší ve srovnání s hodnotami dostupnými pro litý stav [30]. Taktéž mez kluzu i pevnost v tahu byla u všech SLM vzorků vyšší než litém stavu, obr. 77. Naměřená hodnota meze kluzu v [30] byla nepatrně nižší než u námi připravených vzorků. Pevnost v tahu byla ve srovnání s našimi vzorky ve stavu as-built nepatrně vyšší (o ~ 23 MPa), a ve srovnání se vzorky ve stavu po obrobení o ~ 25 MPa nižší. Tvrdost naměřená v této práci je srovnatelná s literárními údaji.

Materiál se porušoval transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfologií. Na lomových plochách porušených tahových vzorků ve stavu as-built bylo pozorováno větší množství nehomogenit při okrajích, které se patrně projevilo nižší mezí pevnosti ve srovnání s pevností v tahu naměřenou na vzorcích ve stavu po obrobení. Lze předpokládat, že nehomogenity při okraji se taktéž vyskytovaly u polotovarů vzorků určených k obrobení, avšak v důsledku obrábění měrné části zkušebního tělesa na požadované rozměry byly odebrány společně s přebytečným materiálem. Nižší množství nehomogenit ve struktuře tak vedlo k vyšší pevnosti v tahu.



Obr. 77: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlSi10Mg připraveného procesem SLM a téhož materiálu v litém stavu, resp. SLM vzorky připravenými ve studii [30]

10 Závěr

Z dosažených výsledků lze vyvodit následující závěry:

- Mechanické vlastnosti určované ze zkoušky tahem jsou u materiálu AlCu2Mg1,5Ni připraveného procesem SLM nižší ve srovnání s vlastnostmi materiálu v extrudovaném stavu.
- Slitina AlSi9Cu3 připravená procesem SLM vykazuje mechanické charakteristiky značně vyšší ve srovnání s litým stavem. Fraktografická analýza prokázala odlišný mechanismus porušování. Ve stavu SLM jde o tvárné porušení, ve stavu litém o mechanismus kombinovaný (nízkoenergetické tvárné porušení, dekoheze a štěpení v oblasti výskytu eutektického křemíku).
- Pevnostní charakteristiky materiálu AlSi10Mg připraveného procesem SLM přesahovaly mechanické vlastnosti materiálu litého. Byl zjištěn vliv kvality povrchu a množství defektů na pevnost studovaného materiálu, kdy materiál po obrobení vykazoval vyšší pevnosti v tahu než materiál ve stavu as-built. Vliv orientace stavby na mechanické vlastnosti nebyl prokázán.
- U všech studovaných materiálů připravovaných SLM technologií byl zjištěn tvárný mechanismus porušování s jamkovou morfologií, přičemž přítomné jamky byly velmi jemné ve srovnání s konvenčně vyráběnými materiály.
- Mikrostruktura materiálů připravovaných SLM procesem je zcela odlišná ve srovnání s konvenčně vyráběnými materiály. Je tvořena SLM buňkami s patrnými konturami mezi jednotlivými návary (FB), v některých případech bylo možno pozorovat uvnitř SLM buněk hranice kolumnárních zrn (SGB).

11 Seznam použitých zdrojů

- [1] LUISA, Sabina et al. Capabilities and Performances of the Selective Laser Melting Process. *New Trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems*, 2010, s. 233–252. ISBN 9789533072128.
- [2] YAP, C. Y., et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. *Applied Physics Reviews*, 2015, vol. 2, s. 1 – 22. ISSN 19319401.
- [3] PRASHANTH, K. G., et al. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 590, s. 153–160. ISSN 0921-5093.
- [4] WANG, X. J., et al. The effect of atmosphere on the structure and properties of a selective laser melted Al–12Si alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2014, vol. 597, s. 370–375. ISSN 0921-5093.
- [5] ZHANG, H., et al. Selective laser melting of high strength Al–Cu–Mg alloys: Processing, microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 656, s. 47–54. ISSN 0921-5093.
- [6] 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.
- [7] PINKERTON, A. J. Lasers in additive manufacturing. *Optics & Laser Technology*, 2016, vol. 78, s. 25–32. ISSN 0030-3992.
- [8] GUO, Nannan; LEU, Ming C. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2013, vol. 8, s. 215-243.
- [9] GU, D. D., et al. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms. *International materials reviews*, 2012, vol. 57. ISSN: 1743-2804.
- [10] WONG, K. V., HERNANDEZ, A. A Review of Additive Manufacturing. *ISRN Mechanical Engineering*, 2012, s. 1–10. ISSN 2090-5130.
- [11] MELCHELS, Ferry P.W., Jan FEIJEN a Dirk W. GRIJPMAN. A review on stereolithography and its applications in biomedical engineering. *Biomaterials*, 2010, vol. 31, s. 6121-6130. ISSN 01429612.
- [12] VCHARKARN, 2013, [online]. [cit 2016-18-3]. Dostupné z: <http://www.vcharkarn.com/varticle/57825>.
- [13] *Technologie 3D tisku*, [online]. [cit 2016-18-3]. Dostupné z: <http://www.tisknulevne3d.cz/technologie-3d-tisku>.
- [14] READ, N., et al. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development. *Materials & Design*, 2015, vol. 65, s. 417–424. ISSN 0261-3069.

- [15] OLAKANMI, E. O.; COCHRANE, R. F.; DALGARNO, K. W. Densification mechanism and microstructural evolution in selective laser sintering of Al–12Si powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, vol. 211, s. 113-121. ISSN: 1873-4774.
- [16] DAS, S. On some physical aspects of process control in direct selective laser sintering of metals – part I. *Department of materials engineering, University of Michigan*, 2003, s. 85 – 93.
- [17] GHAINI, F. Malek, et al. The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, vol. 519, s. 167-171. ISSN 0921-5093.
- [18] THIJS, L., et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, no. 5, s. 1809–1819. ISSN 1359-6454.
- [19] KEMPEN, K., et al. Lowering thermal gradients in selective laser melting by pre-heating the baseplate. *University of Leuven (KU Leuven) Department of Mechanical Engineering, Celestijnenlaan 300B, 3001 Leuven, Belgium*, 2013, s. 1-9.
- [20] KRUTH, J. P., et al. Selective laser melting of iron-based powder. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, vol. 149, s. 616- 622. ISSN 0924-0136.
- [21] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002. ISBN 8072042483.
- [22] SHIGLEY, Joseph E., Charles R. MISCHKE a Richard G. BUDYNAS. *Konstruování strojních součástí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, 2010. Překlady vysokoškolských učebnic. ISBN 9788021426290.
- [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] Laser-Melting of High -end Aluminium Alloy Components. *Farinia Group*, 2016, [online]. [cit 2016-18-3]. Dostupné z: <http://1url.cz/JtV06>.
- [25] SHEIKHI, M., et al. Characterisation of solidification cracking in pulsed Nd: YAG laser welding of 2024 aluminium alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, vol. 14, s. 161-165. ISSN 1743-2936.
- [26] 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.
- [27] KANG, N., et al. 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, vol. 691, s. 316-322. ISSN 0925-8388.
- [28] AHUJA, B., et al. Fabrication and characterization of high strength Al–Cu alloys processed using laser beam melting in metal powder bed. *Phys. Procedia*, 2014, vol. 56, s. 135–146.

- [29] BRANDL, E., et al. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials & Design*, 2012, vol. 34, s. 159-169. ISSN 0261-3069.
- [30] HITZLER, L., et al. Direction and location dependency of selective laser melted AlSi10Mg specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 243, s. 48- 61. ISSN 0924-0136.
- [31] KARG, M. et al. Effect of process conditions on mechanical behavior of aluminium wrought alloy EN AW-2618A additively manufactured by laser beam melting in powder bed. *Lasers in manufacturing*, 2015. In Proceedings of the 8th International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, Munich, Germany, 2015, s. 9.
- [32] KARG, M., et al., Effects of Process Conditions on the Mechanical Behavior of Aluminium Wrought Alloy EN AW-2219 (AlCu6Mn) Additively Manufactured by Laser Beam Melting in Powder Bed. *Micromachines*, 2017, vol. 1, s. 23. doi:10.3390/mi8010023.
- [33] TILLOVÁ, Eva et al. Evolution of Phases in a Recycled Al-Si Cast Alloy During Solution Treatment. *Scanning Electron Microscopy*, 2012, s. 29. ISBN 9789535100928.

Seznam použitých zkratk a symbolů

Zkratka/ Symbol	Jednotka	Význam
ε_{pl}		Plastická deformace
γ_{LV}	[J.m ⁻²]	Mezifázová volná energie rozhraní pevná fáze/ tavenina
γ_{SL}	[J.m ⁻²]	Mezifázová volná energie rozhraní pevná fáze/základní materiál
γ_{SV}	[J.m ⁻²]	Mezifázová volná energie rozhraní základní materiál/tavenina
ΔG_v	[J]	Změna volné energie při tvorbě zárodků vztažena na jednotku objemu
$\Delta G_{het}, \Delta G^*_{het}$	[J]	Změna volné entalpie heterogenní nukleace
σ_{comp}	[MPa]	Tlakové napětí
σ_{tens}	[MPa]	Tahové napětí
θ	[°]	Úhel smáčení
Ψ, E	[J/mm ³]	Hustota energie
h	[mm]	Šrafovací vzdálenost
r	[mm]	Poloměr zárodku
r*	[mm]	Kritický poloměr zárodku
t	[mm]	Tloušťka vrstvy
v	[mm/s]	Rychlost skenování
A	[%]	Tažnost
AM		Aditivní výroba („Additive manufacturing“)
As	[mm ²]	Povrch nově vytvořeného rozhraní mezi zárodky pevné fáze a taveninou
ASTM		„American Society for Testing and Materials“
CAD		Počítačem podporované projektování („Computer-aided design“)
E	[MPa]	Youngův modul
F		Výchozí stav materiálu (bez tepelného zpracování)
G	[°C.m ⁻¹]	Teplotní gradient
FB		Fúzní hranice („fusion boundary“)
HAZ		Tepelně ovlivněná oblast („Heat affected zone“)
HBW		Tvrдость podle Brinella
HV		Tvrдость podle Vickerse
O		Stav po žihání
P	[W]	Výkon laseru
PMZ		Částečně natavená oblast („Partially melted zone“)
R	[m.s ⁻¹]	Rychlost tuhnutí
R _m	[MPa]	Mez pevnosti
R _{p0,2}	[MPa]	Mez kluzu
RT	[°C]	Teplota okolí
RTG		Rentgenové záření
S	[-]	Tvarový faktor závislý na úhlu smáčení
SGB		„Solidification grain boundary“
SLM		Selektivní laserové natavování („Selective laser melting“)
SLS		Selektivní laserové spékání („Selective laser sintering“)
STL		Standartní teselační soubor
T	[°C]	Teplota
T	[K/s]	Rychlost ochlazování
T6		Stav po rozpouštěcím žihání a vytvrzování (umělém stárnutí)
T62		Stav po rozpouštěcím žihání a vytvrzování (umělém stárnutí)
UV		Ultrafialové záření
V _s	[mm ³]	Objem zárodků
YAG		Izotropní krystal Yttrium Aluminium Granátu, součást laserů
YLR		Ytterbiový laserový zdroj
Z	[%]	Kontrakce

Seznam obrázků

Obr. 1: Srovnání nákladů pro AM a konvenční technologie v závislosti na: a) objemu výroby b) složitosti výrobku	16
Obr. 2: Princip stereolitografie.....	17
Obr. 3: Základní schéma materiálové extruze.....	18
Obr. 4: Princip Laser Engineered Net Shapingu	18
Obr. 5: Princip technologie laminace.....	19
Obr. 6: Definice procesních parametrů stavby SLM.....	20
Obr. 7: Princip technologie SLM	21
Obr. 8: Mikrostruktura AlSi12 připravená: a) technologií SLM, b) odléváním.....	22
Obr. 9: Princip růstu hranic zrn v procesu SLM	22
Obr. 10: EBSD analýza vzorku AlSi10Mg: a) ve směru stavby, b) kolmo na stavbu	23
Obr. 11: Třífázová rovnováha pro materiál, který je: a) zcela smáčen, b) částečně smáčen.....	24
Obr. 12: Srovnání velikosti nukleačních bariér.....	24
Obr. 13: Schematické znázornění tvorby kulových částic	25
Obr. 14: Princip teplotního gradientu v procesu SLM	26
Obr. 15: Obecný rovnovážný diagram Al-přísada včetně rozdělení slitin	27
Obr. 16: Schéma vzniku vodíkové porozity	29
Obr. 17: a) označení PMZ, b) fázový diagram Al – přísada s vyznačením oblasti náchylné ke vzniku krystalizačních trhlin	31
Obr. 18: Trhlina šířící se přes po sobě jdoucí svarové body	32
Obr. 19: a) Marangoniho proudění v tavné lázni, b) rozrušené oxidy v ztuhlém kovu.....	33
Obr. 20: Schéma skenovací strategie ostrůvek.....	34
Obr. 21: Znázornění vlivu výkonu laseru a skenovací rychlosti na porozitu.....	35
Obr. 22: Závislost porozity na hustotě energie.....	35
Obr. 23: Srovnání meze kluzu, pevnosti a tažnosti SLM materiálu AlSi10Mg s litým stavem.....	36
Obr. 24: a) zobrazení orientace jednotlivých vzorků v průběhu výstavby, b) porovnání tloušťky jedné vrstvy (stavební tloušťky) ve vertikálním směru u vzorku (d) a (e).....	37
Obr. 25: Geometrie a rozměry vzorku pro tahovou zkoušku	38
Obr. 26: Závislost relativní hustoty vzorků na výkonu laseru a skenovací rychlosti.....	38
Obr. 27: Tahový diagram napětí – deformace.....	39
Obr. 28: a) závislost relativní hustoty na hustotě energie, b) závislost tvrdosti HV 0,02 na hustotě energie	40
Obr. 29: a) rozměry vzorku pro tahovou zkoušku, b) polotovary, c) vzorky po obrobení.....	41
Obr. 30: Profil mikrotvrdosti SLM vzorku Al-Cu-Mg: (a) příčný řez, b) podélný řez.....	42
Obr. 31: Závislost relativní hustoty na hustotě energie pro slitinu AlCu2Mg1,5Ni	42
Obr. 32: Rozměry a geometrie vzorku pro tahovou zkoušku.....	43
Obr. 33: Závislost mechanických vlastností na směru stavby a tepelném zpracování SLM slitiny AlCu2Mg1,5Ni.....	43
Obr. 34: Závislost mechanických vlastností na směru stavby a tepelném zpracování SLM slitiny AlCu6Mn.....	44
Obr. 35: Morfologie částic prášku AlCu2Mg1,5Ni včetně jejich velikosti	48
Obr. 36: Single track postavený na substrátu, P = 200 W, v = 200 mm/s, příční řez.....	48
Obr. 37: Makroskopický snímek krychlových vzorků včetně označení vz. 1, materiál AlCu2Mg1,5Ni	49
Obr. 38: Lomová plocha materiálu AlCu2Mg1,5Ni	50
Obr. 39: Nenatavené částice výchozího prášku uvnitř staženiny, materiál AlCu2Mg1,5Ni	50
Obr. 40: Detail lomové plochy s patrnými návary a kolumnárními zrny, AlCu2Mg1,5Ni.....	50

Obr. 41: Transkrystalické tvárné porušení SGB, jamková morfologie, AlCu2Mg1,5Ni	51
Obr. 42: Mikrostruktura vzorku AlCu2Mg1,5Ni s patrnými nehomogenitami, podélný řez	51
Obr. 43: Detail mikrostruktury vzorku AlCu2Mg1,5Ni, podélný řez	52
Obr. 44: Mikrostruktura vzorku AlCu2Mg1,5Ni s přítomností trhlin a dutin, příčný řez	52
Obr. 45: Detail mikrostruktury vzorku AlCu2Mg1,5Ni, fúzní hranice SLM buněk s patrnými trhlinami po hranicích SGB, příčný řez	52
Obr. 46: Smíšený charakter porušení vzorku č. 1, materiál AlSi9Cu3, litý stav	53
Obr. 47: Oblast tvárného porušení s jamkovou morfologií, AlSi9Cu3, litý stav, vz. č. 1	54
Obr. 48: Mezidendritická ředina u vzorku č. 3, AlSi9Cu3, litý stav	54
Obr. 49: Mikrostruktura litého materiálu AlSi9Cu3 s patrnými obrysy dendritů, směr L	55
Obr. 50: Mikrostruktura litého vzorku, směr T, AlSi9Cu3	55
Obr. 51: Mikrostruktura litého vzorku včetně popisu fází dle studie [33], směr T, AlSi9Cu3 (1 – tuhý roztok, 2 – intermetalická Fe-fáze, 3 – eutektický Si, 4 – intermetalická Cu-fáze)	55
Obr. 52: Morfologie částic použitého prášku včetně jejich rozměrů, AlSi9Cu3	56
Obr. 53: Přehledové snímky krychlových SLM vzorků AlSi9Cu3: a) č. 17, b) č. 54	57
Obr. 54: Lomová plocha vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, SLM	58
Obr. 55: Lomová plocha vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, SLM	58
Obr. 56: Tvárné porušení vzorku č. 2-4 s jemnou jamkovou morfologií, AlSi9Cu3, SLM	58
Obr. 57: Mikrostruktura vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, podélný řez	59
Obr. 58: Detail fúzních hranic SLM buněk, vzorek č. 1-4, AlSi9Cu3, podélný řez	59
Obr. 59: Mikrostruktura vzorku č. 1-4, AlSi9Cu3, příčný řez	60
Obr. 60: Detail fúzních hranic SLM buněk, vzorek č. 1-4, AlSi9Cu3, příčný řez	60
Obr. 61: Morfologie částic použitého prášku včetně jejich rozměrů, AlSi10Mg	61
Obr. 62: Orientace vzorků na stavěcí desce, a) vertikálně, b) horizontálně [14]	61
Obr. 63: Lomová plocha vzorku č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built	62
Obr. 64: Porozita soustředěná při okraji lomové plochy vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built	63
Obr. 65: Lomová plocha vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav po obrobení	63
Obr. 66: Lomová plocha vzorku č. 10-90°, AlSi10Mg, stav po obrobení	63
Obr. 67: Nenatavené částice výchozího prášku uvnitř dutin, okraj vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav po obrobení	64
Obr. 68: Tvárné porušení vzorku č. 7-0° s jamkovou morfologií, AlSi10Mg, stav as-built	64
Obr. 69: Detailní snímek tvárného porušení vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built	64
Obr. 70: Detailní snímek tvárného porušení vzorku č. 10-0°, AlSi10Mg, stav as-built	65
Obr. 71: Mikrostruktura vzorku č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built, příčný řez	65
Obr. 72: Detail fúzních hranic SLM buněk u vz. č. 7-0°, AlSi10Mg, stav as-built, příčný řez	66
Obr. 73: Mikrostruktura vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built, podélný řez	66
Obr. 74: Detail mikrostruktury vzorku č. 7-90°, AlSi10Mg, stav as-built, podélný řez	66
Obr. 75: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlCu2Mg1,5Ni připraveného procesem SLM a téhož materiálu v tvářeném stavu F a T6 (nepublikované výsledky) a s SLM vzorky ze studie [31]	68
Obr. 76: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlSi9Cu3 připraveného procesem SLM a téhož materiálu v litém stavu	68
Obr. 77: Srovnání mechanických vlastností materiálu AlSi10Mg připraveného procesem SLM a téhož materiálu v litém stavu, resp. SLM vzorky připravenými ve studii [30]	69

Seznam tabulek

Tab. 1: Přehled značení slitin dle hlavního přísadového prvku.....	27
Tab. 2: Použité parametry procesu SLM.....	36
Tab. 3: Mechanické vlastnosti SLM materiálu AlSi10Mg.....	37
Tab. 4: Střední hodnoty tvrdosti SLM materiálu AlSi10Mg.....	38
Tab. 5: Mechanické vlastnosti slitiny AlSi12 v závislosti na druhu ochranné atmosféry.....	40
Tab. 6: Srovnání mechanických vlastností materiálu Al-Cu-Mg.....	41
Tab. 7: Srovnání naměřených hodnot mikrotvrdosti.....	45
Tab. 8: Mechanické vlastnosti SLM materiálu AlCu2Mg1,5Ni.....	49
Tab. 9: Mechanické vlastnosti litého materiálu AlSi9Cu3.....	53
Tab. 10: Mechanické vlastnosti SLM vzorků AlSi9Cu3.....	57
Tab. 11: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0,1 – SLM vzorky AlSi9Cu3.....	57
Tab. 12: Mechanické vlastnosti SLM vzorků AlSi10Mg.....	62
Tab. 13: Naměřené hodnoty mikrotvrdosti HV 0,1 – materiál AlSi10Mg.....	62