

Vysoké učení technické v Brně

Brno University of Technology



Fakulta strojního inženýrství / Ústav konstruování

Faculty of Mechanical Engineering / Institute of Machine and Industrial Design

ZPRACOVÁNÍ KOVOVÝCH MATERIÁLŮ SELEKTIVNÍM LASEROVÝM TAVENÍM ZA ZVÝŠENÝCH TEPLŮT

PROCESSING OF METALIC MATERIALS BY SELECTIVE LASER MELTING AT
ELEVATED TEMPERATURES

TÉMA DISERTAČNÍ PRÁCE

Metody a organizace vědecké práce 9MOP

AUTOR PRÁCE

Ing. Martin Malý

ŠKOLITEL

doc. Ing. Daniel Koutný Ph.D.

BRNO 2018

2 KLÍČOVÁ SLOVA

Selektivní laserové tavení, předehřev, zbytkové napětí

KEY WORDS

Selective laser melting, SLM, preheating, residual stress

3 ABSTRAKT

Tato práce se zabývá výzkumem vlivu předehřevu prášku v aditivní technologii výroby metodou Selective Laser Melting. Zaměření práce je na vliv teploty předehřevu na zbytková napětí mikrostrukturu a mechanické vlastnosti u titanových, hliníkových, ocelových a niklových slitin. Na základě přehledu současného stavu poznání byly stanoveny dvě oblasti, které doposud nebyly dostatečně popsány. První oblastí je eliminace podpůrných struktur u slitiny Ti6Al4V a vybrané niklové slitiny pomocí vysoké teploty předehřevu. Druhou oblastí je výzkum vlivu změny teploty předehřevu během procesu stavby na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti komponent.

ABSTRACT

This paper deals with the research of influence of powder preheating in the technology Selective Laser Melting. The focus of this thesis is on the effect of preheating temperature to residual stress, microstructure and mechanical properties of titanium, aluminium, steel and nickel alloys. Based on the current state of knowledge, two areas have been identified that have not been sufficiently described yet. The first area is the elimination of support structures by high preheat temperature within process of Ti6Al4V and nickel alloys. The second area is the research of the effects of abrupt preheating temperature change during the process on the microstructure and mechanical properties of the components.

OBSAH

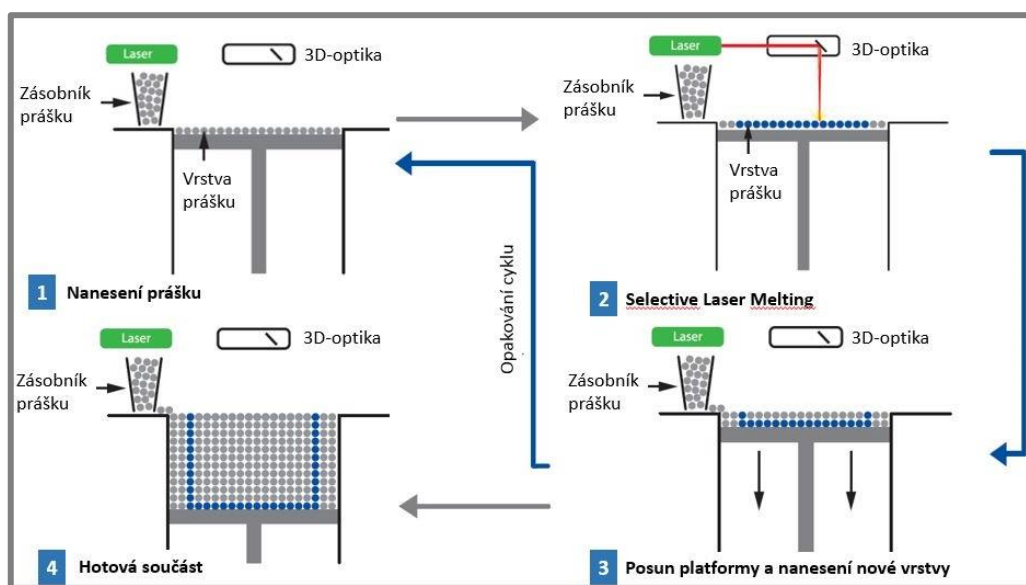
1	NÁZEV	1
2	KLÍČOVÁ SLOVA	2
3	ABSTRAKT	2
4	ÚVOD	4
5	SHRNUTÍ SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ.....	6
5.1	Zbytková napětí	6
5.2	Měření zbytkových napětí	7
5.3	Metody pro snížení zbytkových napětí v technologii SLM.....	8
5.4	Tisk za zvýšených teplot.....	9
5.4.1	Vliv předehřevu na titanové slitiny	10
5.4.2	Vliv předehřevu na intermetalické slitiny	12
5.4.3	Vliv předehřevu na hliníkové slitiny	16
5.4.4	Vliv předehřevu na ocelové a niklové slitiny	19
5.4.5	Vliv předehřevu na hořčíkový prášek.....	23
5.5	Tisk bez podpůrných struktur	24
5.6	Porovnání technologie SLM a EBM.....	27
6	ANALÝZA, INTERPRETACE A ZHODNOCENÍ POZNATKŮ ZÍSKANÝCH NA ZÁKLADĚ KRITICKÉ REŠERŠE.....	28
7	PODSTATA, CÍLE A PŘÍNOS DISERTAČNÍ PRÁCE.....	31
7.1	Podstata práce	31
7.2	Cíl práce	31
7.3	Přínos práce.....	31
8	VĚDECKÉ OTÁZKY A PRACOVNÍ HYPOTÉZY	32
9	ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ VĚDECKÉ METODY ZKOUMÁNÍ.....	33
9.1	Vliv teploty na stavbu objemových vzorků	33
9.2	Eliminace zbytkových napětí.....	35
9.3	Porovnání vzorků se simulačními nástroji.....	35
9.4	Eliminace podpůrných struktur.....	35
10	ČASOVÝ ROZVRH A ETAPY ŘEŠENÍ	37
11	ODŮVODNĚNÍ NUTNOSTI	38
12	SPOLUPRÁCE S JINÝMI INSTITUCEMI.....	39
13	PŘEDPOKLÁDANÉ NÁKLADY SPOJENÉ S ŘEŠENÍM A JEJICH ZDROJE	40
14	CHARAKTERISTIKA PŘEDPOKLÁDANÉHO VÝSLEDKU	41
14.1	Předpokládané výstupy disertační práce	41
14.2	Seznam vhodných periodik pro následnou publikaci výsledků	41
15	SEZNAM ZDROJŮ.....	42
16	VĚDECKÝ ŽIVOTOPIS.....	46

4 ÚVOD

Aditivní technologie výroby prostorových dílů jsou ve vývoji již více než třicet let. Na rozdíl od konvenčních technologií, kde se díly obrábí postupným ubíráním materiálu, jsou díly aditivními technologiemi vyráběné postupným přidáváním materiálu ve formě nanášení a spojování jednotlivých vrstev materiálu. Postupným přidáváním vrstev materiálu je možné vyrábět tvarové díly bez nároků na speciální nástroje a technologické operace. To umožňuje zcela nový přístup při navrhování dílu, kdy již nejsme omezeni technologickými operacemi a vyrobiteľností součástí. Tento způsob výroby je vhodný především pro prototypovou a kusovou výrobu dílů, případně pro díly s komplexní strukturou vytvořenou např. topologickou optimalizací.

Technologie Selective Laser Melting (SLM) je aditivní technologie pracující na principu spékání prášku laserem nanášeného po jednotlivých vrstvách. Kdy jednotlivé dráhy laseru kompletně natavují prášek [1]. Vstupními daty pro výrobu je model ve formátu STL. Stavba dílů probíhá v inertní atmosféře na základovou desku, kam jsou postupně nanášeny jednotlivé vrstvy. Vlákenný laser pak spéká místa na průřezu součásti v dané vrstvě. Princip výroby je naznačen na Obr. 1. Mechanické vlastnosti, mikrostruktura, kvalita povrchu a další vlastnosti hotových dílů jsou závislé na použitých procesních parametrech při tisku. Technologie SLM se dnes používá především pro tisk kovových materiálů. Jejich výhodou je v možnosti zpracování obtížně obrobiteľných materiálů. Mechanické vlastnosti hotových dílů jsou srovnatelné, případně i lepší než vlastnosti konvenčně vyráběných dílů [1].

Při tisku technologií SLM vznikají v dílech vlivem velkého nehomogenně rozloženého teplotního zatížení zbytková napětí. Tyto napětí mohou způsobit poruchy při tisku, např. delaminaci součástí, vnitřní trhliny a rozměrové nepřesnosti. Pro zamezení teplotních deformací se díly fixují podpurnými strukturami, které zároveň zvyšují nároky na dokončovací operace. Struktury je nutné posléze odstranit a zvyšují spotřebu kovového prášku. Náchylnost ke vzniku vnitřních trhlin je vyšší u materiálů, které jsou obtížně svařitelné. Vysoké teplotní gradienty lze snížit použitím vhodné skenovací strategie, usazením vzorků na podpory a předehřevem prášku.



Obr. 1 SLM proces [2]

Při porovnání technologie SLM s technologií Electron Beam Melting (EBM), kde je prášek místo laserového paprsku taven pomocí svazku elektronů je technologie EBM daleko méně náchylná na vznik vnitřních napětí a deformací součástí a není tak nutné součásti dodatečně uchycovat podpůrnými strukturami [3]. V této technologii se používá předehřev prášku na vysoké teploty více než 600 °C (až 1100 °C [4]), nicméně tato technologie pracuje se svazkem elektronů s vyšším průměrem, než je průměr laseru v technologii SLM a díly tak nemají vysokou tvarovou přesnost Obr. 2.

Přiblížením procesních podmínek v technologii SLM k technologii EBM zvýšením teploty předehřevu a zvolením vhodných procesních podmínek dojde k razantnímu snížení teplotních gradientů a omezení vzniku residuálních napětí v technologii SLM. Tisk bez residuálních napětí umožní eliminaci množství potřebných podpůrných struktur u převyšlých struktur a dalších komponent, u kterých není možné struktury odstranit bez následného ručního vyleštění povrchu, např. u drobných zubních náhrad.



Obr. 2 Porovnání technologií EBM a SLM vlevo díl vytvořený technologií EBM vpravo technologií SLM [3]

5 SHRnutí SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

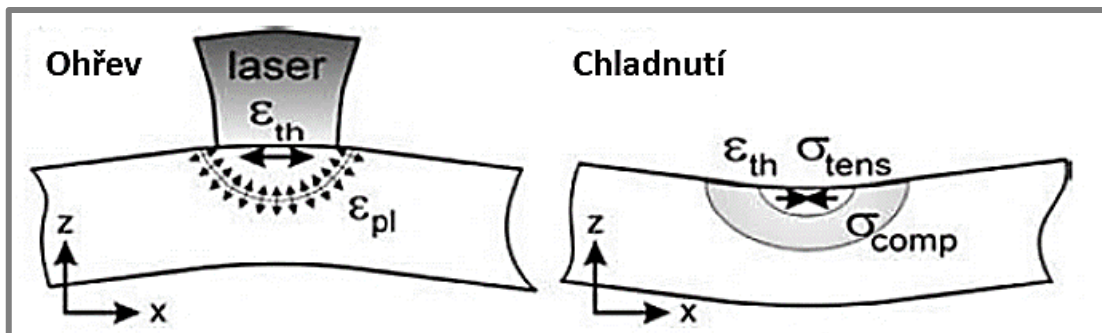
V následujících kapitolách bude popsán stav současného poznání v oblasti vzniku a měření zbytkových napětí. Budou zde podrobně popsány současné metody pro snižování těchto zpravidla nežádoucích napětí. Kde velký důraz bude kladen na snižování vnitřních napětí pomocí předehřevu na vysoké teploty během tisku technologií SLM a jeho vlivu na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti dílů. V závěrečné kapitole bude technologie SLM srovnávána s technologií EBM. V technologii EBM je předehřev na vysoké teploty užíván běžně a vede k tisku kvalitních dílů bez residuálních napětí a s nízkým množstvím podpurných struktur.

5.1 Zbytková napětí

Zbytková napětí jsou taková napětí, která zůstanou v materiálu po dosažení rovnováhy s okolním prostředím [6]. Mohou být řazeny do kategorií podle vzniku, velikosti nebo metody, kterou jsou měřeny. Podle velikosti je lze rozdělit na makro napětí typ I a mikro napětí typ II a III. Makro napětí působí na velké vzdálenosti a vznikají z důvodu chyb způsobených např. nerovnoměrnou plastickou deformací při ohýbání součástí nebo vysokými teplotními gradienty např. u svařování. Mikro napětí se objevují na vzdálenostech o velikosti zrn typ II a na vzdálenostech na atomární úrovni typ III.

U křehkých materiálů lze vylepšit statickou únosnost přidáním vhodných zbytkových napětí [6]. Příkladem může být tvrzené sklo nebo předepjatý beton. U plastických materiálů může být přidáním zbytkových napětí urychlena nebo oddálena plastická deformace. Přidáním zbytkových napětí do plastických materiálů má význam i pro zvýšení únavové životnosti. Přidáním kompresních povrchových napětí např. kuličkováním nebo cementováním lze snížit možnost vzniku iniciátoru únavové trhliny [6].

V technologii SLM dochází vlivem průchodu jednotlivých drah laseru k vysokým teplotním gradientům, které jsou příčinou vzniku teplotních residuálních napětí. Lze rozlišit dva mechanismy jejich vzniku [7]. Teplotně gradientní mechanismus je důsledkem vysokého teplotního gradientu v místě dopadu laseru. Rychlý ohřev vrchní vrstvy materiálu paprskem laseru a následný pomalejší odvod tepla z tohoto místa způsobený nízkou tepelnou vodivostí okolního prášku a pevného materiálu vytvoří strmý teplotní gradient. Materiál v zahřátém místě má snahu o zvětšení svého objemu, ale okolní chladnější materiál ve spodních vrstvách mu v tom brání (Obr. 3). Tím v místě dopadu laseru vznikají elastické tlakové deformace a napětí, která mohou dosáhnout až meze kluzu. Po dosažení meze kluzu je vrchní



Obr. 3 Teplotně gradientní mechanismus [5]

vrstva deformována plasticky. Při chladnutí plasticky stlačené vrchní vrstvy se začíná smršťovat a součást má tendenci se deformovat.

Druhý mechanismus vzniku zbytkových napětí je vyvolán chladnutím fázi v roztavené vrchní vrstvě součásti [7]. Chladnoucí fáze mají později tendenci se teplotně smršťovat. Této deformaci brání spodní vrstvy v součásti. Tím je vyvoláno tahové napětí ve vrchní vrstvě a tlakové napětí ve spodních vrstvách součásti.

Mercelis [7] se ve své práci zabýval kromě teoretického popisu a vytvoření jednoduchého modelu pro predikci zbytkových napětí i experimentálnímu ověření modelu a měření zbytkových napětí na dílech vytvořených technologií SLM z nerezavějící oceli 316L. Zjistil, že ve vzorcích se objevily velká zbytková napětí obsažena ve dvou zónách. Velká tahová napětí vznikla na vrchu a spodku mezi velkou zónou kompresí zbytkových napětí uvnitř součástí. Nejvyšší vliv na velikost a tvar zbytkových napětí měly materiálové vlastnosti, výška vzorku, výška a tuhost základové desky, skenovací strategie a teplotní podmínky. Autor také uvádí velký rozdíl mezi odříznutou a neodříznutou součástí od základové desky. Když je díl spojen se základovou deskou, tak obsahuje velké množství zbytkových napětí, která jsou po oddělení od desky uvolněna a proměněna na plastickou deformaci. Autor také dokazuje, že předehřevem základové desky dojde k snížení vznikajících teplotních gradientů a snížení zbytkových napětí.

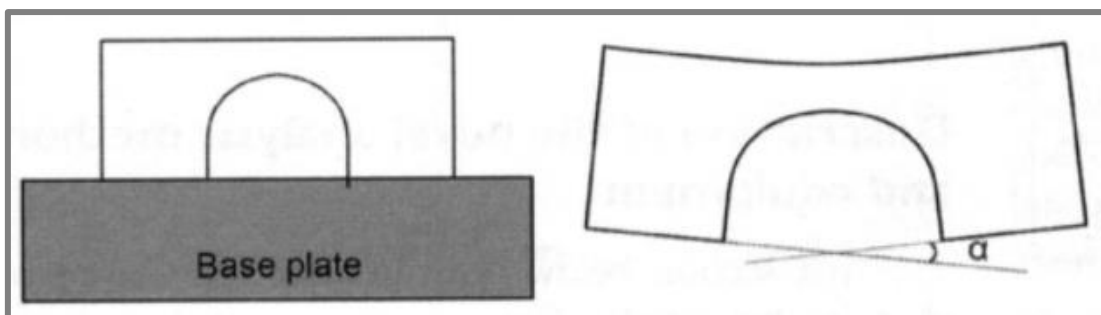
5.2 Měření zbytkových napětí

Měření zbytkových napětí lze provádět několika způsoby.

Mechanicky, kde je nejčastěji měřena odchylka přetvoření dílu během vzniku zbytkových napětí, nebo odebráním materiálu pro relaxaci napětí. Mezi mechanické způsoby patří měření zakřivení, vyvrtávací metoda a tzv. crack-compliance metoda, kde je vyříznuta malá drážka v blízkosti trhliny pro monitorování relaxace napětí v materiálu za použití tenzometru. Přesnost vyvrtávací metody je ± 50 MPa a dokáže měřit do hloubky 1,2 násobku průměru vrtané díry [6].

Zbytková napětí se dají měřit elektronovou, rentgenovou i neutronovou difrakcí. Dalšími metodami pro měření zbytkových napětí jsou magnetické, elektrické, ultrazvukové metody a metody pracující na principu piezoelektrického efektu [6].

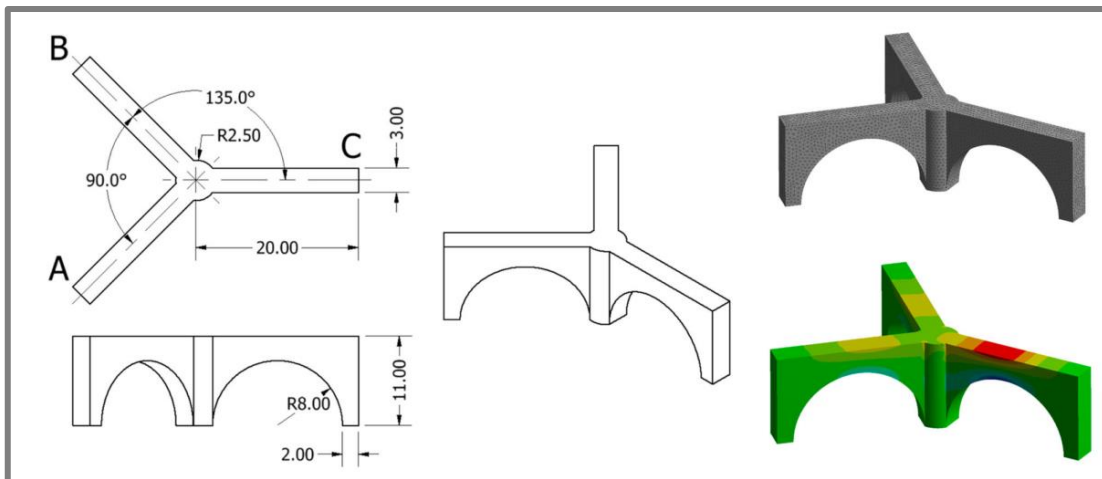
Metodu pro rychlé porovnání a měření zbytkových napětí navrhl a experimentálně prověřil **Kruth** [8]. Metoda zakřivení mostu spočívá v tisku vzorku ve tvaru obloukového mostu (Obr. 4). Po odříznutí vzorku od základové desky na drátově rezačce dojde k odklonu pilířů a je měřen úhel jejich odklonu. Metoda slouží pro rychlé porovnání zbytkových napětí u vzorků s různými procesními parametry. Čím je úhel odklonu vyšší, tím jsou zbytková napětí vyšší.



Obr. 4 Metoda zakřivení mostu [6]

Sillars [9] navrhl tři pinovou metodu pro měření zbytkových napětí, která vychází z metody zakřivení mostu. Vzorky (Obr. 5) mají tři oblouky, které umožní měření zbytkových napětí ve třech směrech, podobně jako ve vyvrtávací metodě.

Měření zbytkového napětí začíná po odříznutí tří pinů elektro erozivně na drátové rezačce. Prostřední sloup se neodřezává. Měřena je deformace jednotlivých pinů vzhledem k základové desce. Deformace pinu je zadána do MKP modelu směrem dolů k desce, kde výsledkem je napětí, které je potřebné pro vytvoření této deformace. Prostřední pin je nehybný.



Obr. 5 Metoda pro měření zbytkových napětí [7]

5.3 Metody pro snížení zbytkových napětí v technologii SLM

Na vznik zbytkových napětí má především vliv rozložení tepla během tisku. Zjednodušeně by se dalo říci, že pokud je teplota v tisknutém dílu rozložena homogenně, a díl bude ochlazován velice pomalu, tak výsledkem bude díl s nízkým množstvím residuálních napětí.

Nejběžnější metoda pro odstranění, nebo zamezení vzniku zbytkových napětí je optimalizace procesních parametrů, následné tepelné zpracování např. žíhání nebo Hot Isostatic Pressing (HIP) a kuličkování. Správné nastavení procesních parametrů závisí především na předchozích zkušenostech. Teplotně vyvolané napětí lze ovlivnit skenovací strategií, kde je možné modifikovat skenovací vektory a jejich orientaci. Případně použít ostrovní skenovací strategii. Dalším způsobem je vícenásobné skenování jednotlivých vrstev, nebo jejich částí. Dále je možné použít přehřev základové desky a prášku. Je dokázáno, že všechny tyto metody vedou k zlepšení teplotního rozložení a tím i snížení termálně vyvolaných napětí [10]. Pulzní laser je možné využít k optimalizaci frekvence pulzů vedoucí k ovlivnění homogenního rozložení teplot.

Shiomi [11] kvantifikoval vliv tří faktorů, které ovlivňují residuální napětí ve slitině 42CrMo4. Z výsledků vyplývá, že tepelným zpracováním je možné odstranit až 70 % zbytkových napětí, přehřevem základové desky (na 160 °C) 40 % a vícenásobným skenováním každé vrstvy 55 %.

Sledováním procesu stavby a vyhodnocováním nasbíraných dat, lze přímo v jejím průběhu provádět zásahy pro modifikaci procesních parametrů [10].

5.4 Tisk za zvýšených teplot

Parametr udávající množství energie, které vstupuje do procesu selektivního laserového tavení je hustota energie E [12]. Pro liniové, plošné a objemové vzorky lze určit hustotu energie E_l , E_p a E_o dle rov. 1, 2 a 3.

$$E_l = \frac{P}{v} \quad (1)$$

$$E_p = \frac{P}{v \cdot h} \quad (2)$$

$$E_o = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (3)$$

kde:	E_o	($\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$)	je hustota objemové energie
	P	(W)	- výkon laseru
	v	($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	- rychlost pohybu laseru
	h	(mm)	- vzdálenost mezi jednotlivými drahami laseru
	t	(mm)	- tloušťka vrstvi prášku

Rov. 1, 2 a 3 slouží pro porovnání kombinací procesních parametrů a jejich vlivu na pozorované vlastnosti zpracovávaných materiálů. Rovnice neberou v úvahu charakteristiku laserového paprsku, jeho energetický profil a ani tvar. Paprsek laseru má obvykle kruhový průřez a to lze zohlednit expozicí záření R rov. 4. V případě překrývání jednotlivých drah lze použít efektivní expozici záření R' dle rov. 5 [12].

$$R = \frac{4 \cdot \pi \cdot P}{v \cdot d} \quad (4)$$

$$R' = R \frac{d}{h} = \frac{4 \cdot \pi \cdot P}{v \cdot h} \quad (5)$$

kde:	R	($\text{J} \cdot \text{mm}^{-2}$)	je expozice záření
	P	(W)	- výkon laseru
	v	($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	- rychlost pohybu laseru
	h	(mm)	- vzdálenost mezi jednotlivými drahami laseru
	d	(mm)	- průměr paprsku laseru v místě dopadu

Přehřev prášku má vliv na snížení potřebné dodávky energie od laseru pro natavení prášku. Teoretický vliv přehřevu na množství materiálu může být vyjádřen rov. 6 [13]. Pro příklad, energie potřebná pro natavení určitého množství nerezové oceli 316L zahřáté na 900 °C je o 43 % nižší než při přehřevu na teplotu 80 °C [14].

Z rov. 6 lze určit, že teoreticky minimální energie potřebná pro natavení oceli 316L při teplotě přehřevu základové desky na 100 °C je 8,46 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$. Nicméně standardně používaná energie pro zpracování této slitiny je 65 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ [2] určená dle rov. 3. Velký rozdíl mezi výsledky z rov. 3 a 6 je způsoben tím, že rov. 6 nebere v úvahu tepelné ztráty konvekcí, kondukcí, radiací a také nezohledňuje odraženou energii při dopadu laseru [15].

$$Q = \rho c_p (T_t - T_0) + \rho L_f \quad (6)$$

kde:	Q	(J·m ⁻³)	je energie potřebná pro natavení prášku
	ρ	(kg·m ⁻³)	- hustota materiálu
	c _p	(J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	- měrná tepelná kapacita
	T _t	(K)	- teplota tání
	T ₀	(K)	- počáteční teplota
	L _f	(J·K ⁻¹)	- latentní teplo tání

5.4.1 Vliv předeřevu na titanové slitiny

Titanové slitiny se dají dělit podle výskytu jednotlivých fází na α, β a α+β slitiny. Nejběžněji používanou slitinou je α+β slitina Ti-6Al-4V, která má zastoupení až 45 % ve světové produkci. Mechanické vlastnosti závisí na tepelném zpracování, kdy rozpouštěcím žiháním (teplota 700-870 °C výdrž 2h) je možné dosáhnout meze pevnosti 970 MPa, meze kluzu 900 MPa a tažnosti 17 % [16]. Hustota této slitiny je 4430 kg·m⁻³. Využití Ti-6Al-4V nachází především v kosmickém, leteckém, automobilovém průmyslu a medicínském sektoru.

Mikrostruktury slitiny Ti-6Al-4V pozorované během zpracování SLM [17]:

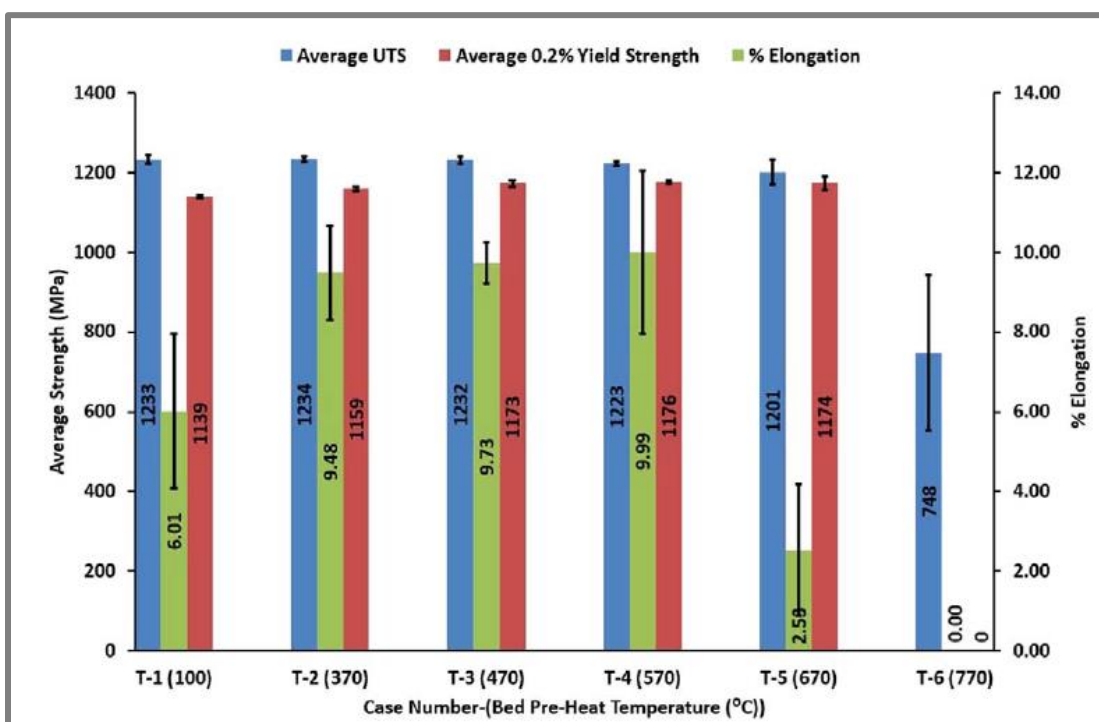
- Lamelární s α+β koloniemi propojenými globulárními zrny z primární α fáze
- Lamelární α+β složena z α lamel uvnitř β zrn
- Globulární složena z globulární primární α fáze podél hranic β zrn
- Jehlicovitá α' martenzitická.

Mikrostruktura závisí na procesních parametrech. Nejčastěji pozorovaná mikrostruktura vzorků v Ti-6Al-4V slitině v SLM je tvořena podlouhlými β zrny s jehlicemi α' martenzitu [18]. Vznik martenzitu je způsoben vysokou teplotou chlazení vyšší než 410 K·s⁻¹. Podlouhlá zrna β fáze ve směru stavby jsou způsobeny odvodem tepla z místa dopadu paprsku laseru. Mechanické vlastnosti vzorků s takovou mikrostrukturou se vyznačují vysokou mezí pevnosti a nízkou tažností. Tažnost lze později vylepšit tepelným zpracováním.

Tažnost lze také vylepšit při přeměně mikrostruktury na α+β mikrostrukturu přímo během stavby. **Simonelli** [19] demonstroval způsob, jak lze dosáhnout α+β mikrostruktury cyklickým ohřevem spojeným s nanášením vrstev ve spojení s kontrolou výhřevu základové desky a zbytkových napětí. Tím bylo dokázáno, jak pomocí předeřevu a kontrolou zbytkových napětí lze ovlivnit mikrostrukturu materiálu a změnit tak mechanické vlastnosti výsledného dílu.

Haider [20] se ve své práci zabýval výzkumem slitiny Ti-6Al-4V zpracovávané za vysokých teplot předeřevu až 800 °C na povrchu základové desky. Pro předeřev prášku použil odporové topné elementy umístěné do vyhřívané platformy vlastní konstrukce. Snahou bylo snížit tepelné gradienty, snížit zbytková napětí a kontrolovat výslednou mikrostrukturu vzorků a tím i jejich mechanické vlastnosti. Bylo zjištěno, že při předeřevu na 570 °C lze přeměnit α' martenzitu na α+β strukturu a významně tak snížit zbytková napětí, vylepšit mez kluzu na 1176 MPa a tažnost o 66 % oproti teplotě předeřevu 100 °C (Obr. 6). Ke změně mikrostruktury výrazně pomohlo snížení ochlazovací rychlosti na 30 °C·min⁻¹, která

je mnohem nižší než ochlazovací rychlost potřebná pro vznik martenzitu. Při předehřevu na (570 – 770) °C u některých vzorků došlo k vzniku kompresních zbytkových napětí, která mohou prodloužit únavovou životnost. Při předehřevu na 770 °C došlo k výraznému snížení meze kluzu a během tahové zkoušky došlo k předčasnému prasknutí, z důvodu použití nevhodných procesních parametrů během stavby. Nevhodné parametry způsobily vznik slabých míst v mikrostruktuře, globurizaci α fáze a rozdílné velikosti α mřížek. Při teplotě předehřevu na 670 °C došlo i k výraznému poklesu tažnosti a to o 74,7 % oproti teplotě 570 °C, také z důvodu použití nevhodných procesních parametrů. Se zvyšující se teplotou rostla i nanotvrdost, která byla nejvyšší při 670 °C a to 442 HV_{0,2} o 13 % vyšší než při předehřevu na 100 °C.



Obr. 6 Mechanické vlastnosti Ti6Al4V v závislosti na teplotě předehřevu [17]

Bartolomeu [21] se zabýval možností simulace vlivu výkonu laseru, skenovací rychlosti, vzdáleností drah a predikcí hustoty, tvrdosti a stříhové pevnosti válečkovitých vzorků o průměru 6 mm a délky 5,5 mm z titanové slitiny Ti6Al4V.

Vzorky tiskl metodou SLM s výškou vrstvi (20-40) μm , energií v rozmezí (9 - 41) $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ vzdáleností drah (70-150) μm a s teplotou předehřevu 200 °C.

Predikční model pro každý ze sledovaných parametrů vykazoval shodu s experimentálně ověřenými daty. Jeho hlavním přínosem je odhad vlastností Ti6Al4V dílů vytvářených SLM.

Xu [22] se zabýval přizpůsobením mikrostruktury Ti6Al4V slitiny na míru, přímo během procesu SLM. Výzkum spočíval ve snaze přeměnit α martenzitickou strukturu na lamelární ($\alpha+\beta$) strukturu s variabilní délkou lamel pro dosažení rozdílných mechanických vlastností, jako je pevnost a tažnost.

Základem pro dosažení ($\alpha+\beta$) struktury je dostatečná výdrž na teplotě mezi 600 a 850 °C.

Při experimentu byly tištěny válcové vzorky s průměrem od 0,8 do 12 mm, délky 30 mm. Stavba probíhala na podporách. Všechny vzorky byly tištěny za stejné energie $50,62 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-3}$. Parametrem, co byl měněn, byla doba mezi spékáním jednotlivých vrstev, průměr vzorků, poměr mezi objemem struktur a tisknutého materiálu a výška vrstvy.

Bylo dokázáno, že správnou kombinací těchto parametrů lze dosáhnout účinného rozložení martenzitické struktury na lamelární strukturu s proměnnou délkou lamel od 0,15 do 0,8 μm . Ukázalo se, že nejvyšší vliv na rozložení martenzitu měla výdrž mezi jednotlivými vrstvami a její výška. Kratší čas mezi vrstvami, vyšší výška vrstvy, nižší kontakt mezi podporami s dílem a vyšší rozměry dílu vedou k účinnému rozložení zbytkového martenzitu.

5.4.2 Vliv předehřevu na intermetalické slitiny

Intermetalické slitiny jsou slitiny, které jsou složeny z intermetalických fází. Vynikají velmi odlišnými mechanickými, fyzikálními, elektromagnetickými, optickými a dalšími vlastnostmi, např. supravodivostí. Intermetalická fáze (IMF) se skládá ze dvou a více kovových prvků a má odlišnou krystalografickou strukturu od základních kovů. Použití nacházejí především ve vysokoteplotních a speciálních aplikacích.

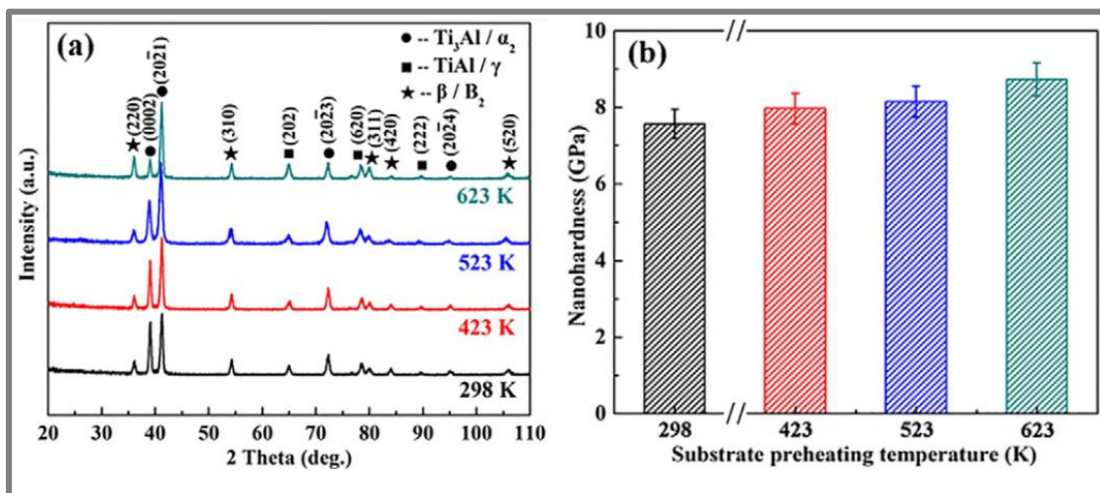
Zpracováním intermetalické slitiny NiTi, známé také jako nitinol, technologií SLM za zvýšené teploty předehřevu se zabýval **Shishkovsky** [23]. IMF nitinol se skládá z 45 hm. % z Ti a z 55 hm. % z Ni. NiTi je charakteristický svými super elastickými, tlumícími vlastnostmi, tvarovou pamětí a biokompatibilitou. Pro ohřev prášku byl použit infračervený ohřivač s maximální teplotou ohřevu 900 °C.

Pro samotný experiment byla použita teplota 20, 300 a 500 °C, skenovací rychlost $(60-220) \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, výkon laseru 50 W s průměrem paprsku v dopadové ploše 70 μm , tloušťkou vrstvi 60 μm a vzdáleností drah (100-160) μm . Za těchto podmínek byly tisknuty sady vzorků o velikosti 10 x 10 mm.

Nejlepší výsledky s hlediska hustoty vzorků byly dosaženy se vzdáleností drah laseru 100 μm , výkonem laseru 50 W, průměrem laseru 60 μm , skenovací rychlostí $(100-160) \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ a s předehřevem na 500 °C, kdy hustota dosáhla 97,1 %. Při nižších teplotách byly detekovány nekonzistentní návary jednotlivých drah a vznikaly trhliny ve vzorcích během i po skončení procesu.

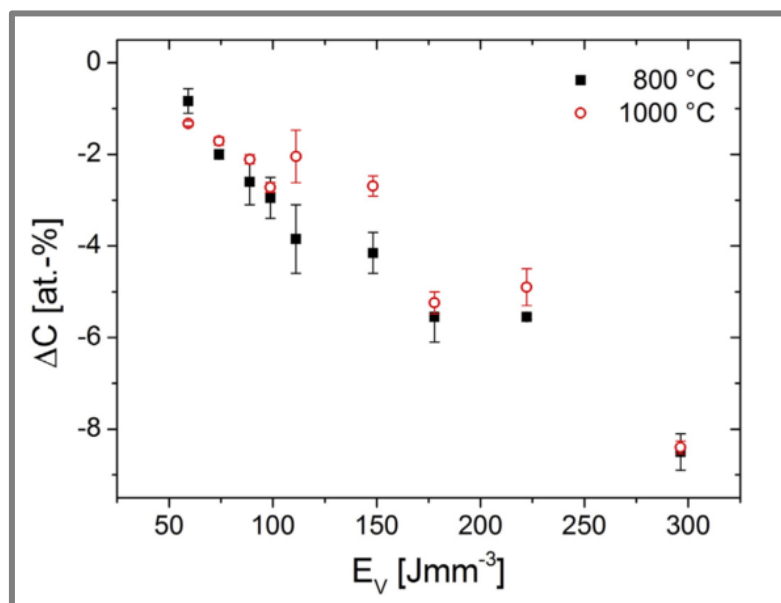
Výzkum vlivu předehřevu na intermetalickou slitinu Ti45Al2Cr5Nb provedl **Wei** [24]. Pro tisk krychlových vzorků použil laser s výkonem 200 W, rychlost skenování $400 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$, vzdálenost drah 100 μm , tloušťku vrstvy μm a teplotu základové desky 20, 200, 300 a 400 °C. Sledován byl vliv teploty předehřevu na nanotvrdost a složení fází intermetalické sloučeniny.

Bylo zjištěno, že teplotou předehřevu lze kontrolovat orientaci zrn, krystalografickou texturu, složení jednotlivých fází i nanotvrdost. Vliv teploty předehřevu na orientaci a vznik jednotlivých fází znázorňuje výsledek z rentgenové difrakce Obr. 7a. Teplotou lze ovlivnit především vznik fáze Ti_3Al , která klesá se zvyšující se teplotou, naopak β báze roste. Nanotvrdost se zvyšující se teplotou roste.



Obr. 7 Vliv teploty předehřevu na nanotvrdost slitiny $Ti_{45}Al_2Cr_5Nb$ [21]

Gussone [15] se zabýval zpracováním intermetalické slitiny γ -TiAl technologií SLM. Konkrétně se zaměřil na před legovanou slitinu $Ti_{45}Al_2Cr_2Nb$. Specifikace všech γ -TiAl slitin jsou: vysoká odolnost proti tečení za vysoké teploty, dobrá tažnost za pokojové teploty, dobrá únavová pevnost a výborná oxidační odolnost. Gussone byl prvním, kdo se pokusil tuto slitinu zpracovat technologií SLM. Běžné zpracování je technologií EBM, kde je možné stavět rychleji, účinněji, s vysokou teplotou předehřevu (až 1050 °C) a nižším zbytkovým napětím. Nicméně technologií SLM je možné stavět přesnější díly.

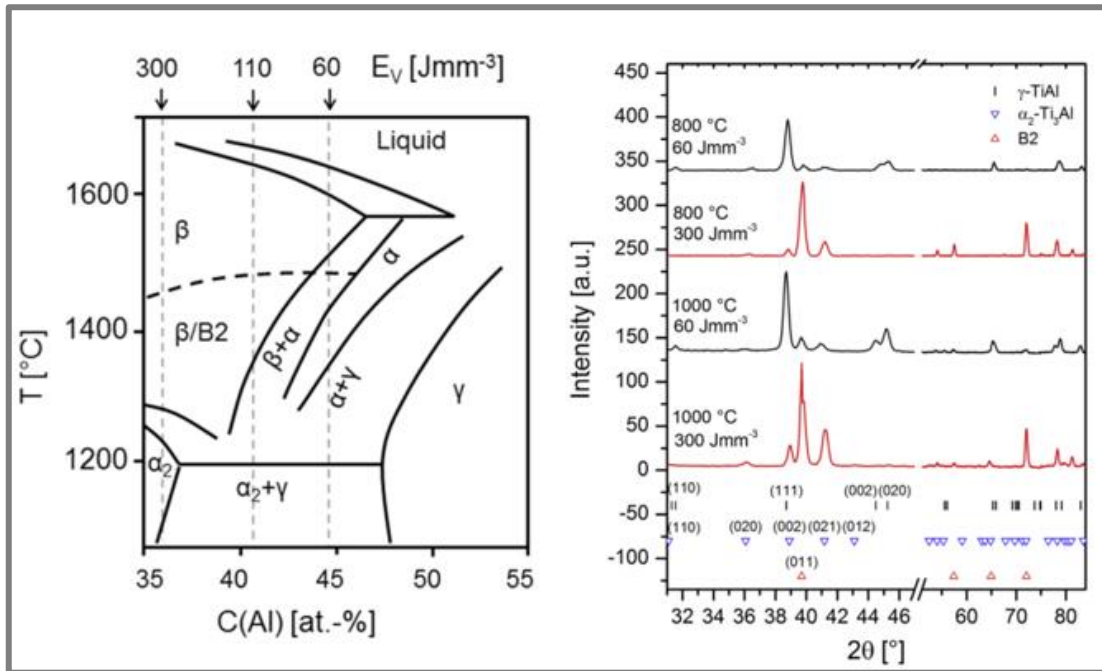


Obr. 8 Změna obsahu hliníku v závislosti na energii a teplotě předehřevu [12]

Pro experimenty byl použit vláknový ytterbiový laser s vlnovou délkou 1070 nm a průměrem 100 μm . Předehřev byl zajištěn indukčně ohřivanou základní deskou na 800 a 1000 $^{\circ}\text{C}$ s průměrem 70 mm a tloušťkou 4 mm. Po skončení tisku byly vzorky ochlazovány rychleji než 10 $\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$. Hustota energie byla použita v rozmezí 50 až 300 $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$. Výška vrstvy byla konstantní 30 μm . Tisknuty byly kvádry 10 x 10 x 5 mm a tyče o průměru 6 mm a délce 25 mm pro tahové vzorky. Na všechny vzorky bylo použito izostatické stlačení za vysoké teploty tzv. HIP technologie. Byla použita teplota 1200 $^{\circ}\text{C}$ a tlak 200 MPa po dobu čtyř hodin.

V závislosti na použitých procesních parametrech byly zjištěny odchylky v chemickém složení a úbytku obsahu hliníku ve slitině. Při vyšších energiích je úbytek vyšší, protože docházelo k výraznému přehřívání. Graf na Obr. 8 také ukazuje, že předehřev prášku může ovlivnit úbytek obsahu jednotlivých prvků.

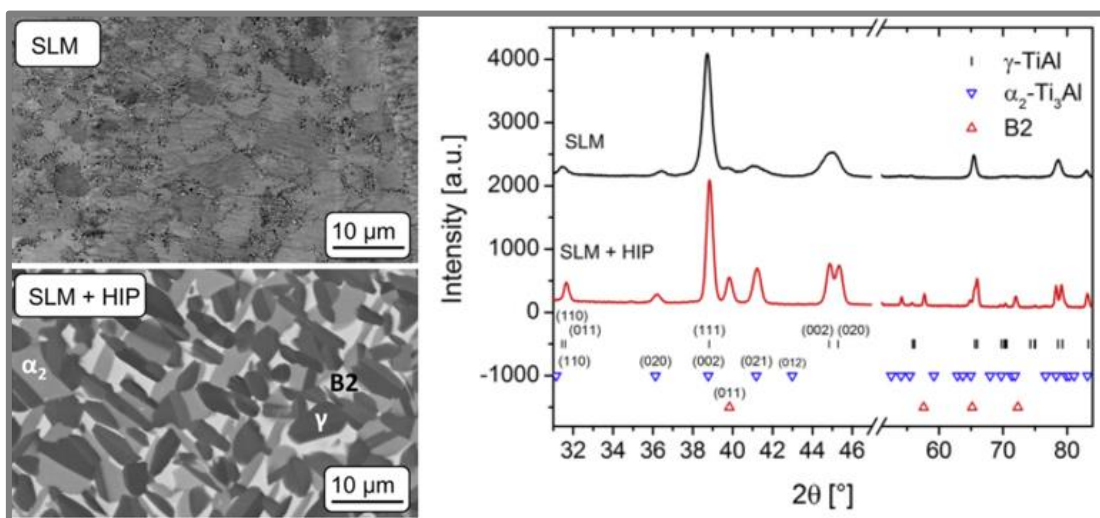
Obr. 9 je znázorňuje fázový diagram slitiny a vliv změny úbytku obsahu hliníku. Z výsledků rentgenové difrakce je vidět, že úbytek hliníku ovlivňuje zásadně fázové složení slitiny. Při nižších energiích dominuje α_2 fáze, zatímco při energiích 300 $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ dominuje fáze β/B_2 . Vliv předehřevu v tomto případě není výrazný.



Obr. 9 Vlevo) kvazi binární Ti-Al fázový diagram, založený na slitině Ti-xAl-8Nb; Vpravo) porovnání rentgenových difrakcí SLM vzorků za různých energií a teplot [12]

Vliv HIP zpracování na změnu krystalografie a vznik fází vzorku tisknutého s energií 60 $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$ za předehřevu 800 $^{\circ}\text{C}$ ukazuje, že mikrostruktura se během HIP zpracování změnila z velmi jemné lamelární s koloniemi α_2/γ na jemnou globulární strukturu s α_2 , γ a β/B_2 fázemi (Obr. 10). Vznik β/B_2 fáze během HIP zpracování potvrzuje výsledek z rentgenové difrakce.

Autor také popisuje, jak za nižších teplot předehřevu např. 200 $^{\circ}\text{C}$ nelze kontrolovat difuzní vznik γ fáze. Při předehřevu na nízké teploty je výsledná mikrostruktura složená převážně z α_2 fáze na místo β/B_2 z důvodu rychlého chladnutí a omezené difuze.



Obr. 10 Vliv zpracování HIP technologií na mikrostrukturu a na složení jednotlivých fází [12]

Nezávisle na zvolených parametrech, v dílech se po každé objevily trhliny. Vzniklé trhliny by bylo možné klasifikovat jako tahové, které se převážně objevují po teplotním zatížení plně ztuhlého materiálu tzv. cold cracking. Měly rovný tvar a vycházely z vnějšku do vnitřku dílu, což indikuje zvýšený teplotní gradient mezi vnitřkem a vnějškem dílu. Trhliny jsou výsledkem rychlého chladnutí po ukončení procesu, proto autor doporučuje pomalé ochlazování menší než $10 \text{ K} \cdot \text{min}^{-1}$.

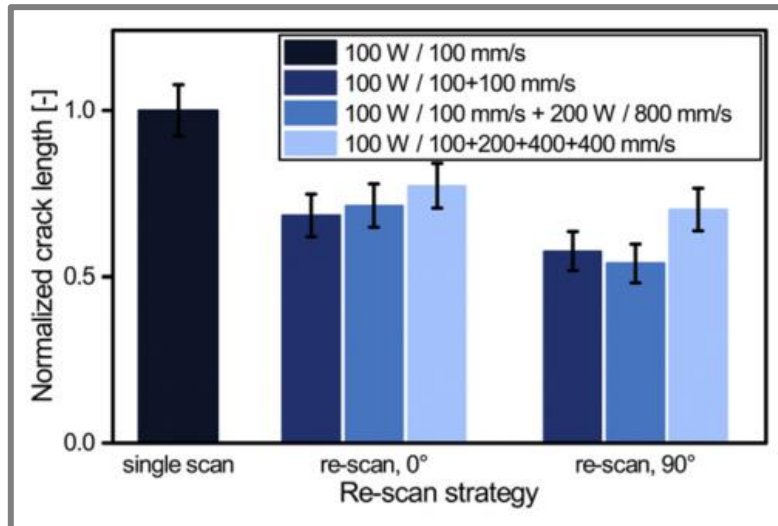
Při tahové zkoušce se nepodařilo dosáhnout požadované pevnosti 900 MPa (pevnost odlévaného materiálu). Mez pevnosti vzorků v tahové zkoušce za pokojové teploty se pohybovala v rozmezí (200 – 400) MPa nehledě na zpracování HIP technologií. Nízká pevnost byla způsobena trhlinami ve vzorcích a vysokým obsahem kyslíku, vyšším než 1500ppm, což není tolerováno u γ -TiAl slitin, kde by neměl překročit hranici 1000 ppm.

Kenel [12] je zabýval zpracováním oxidicky disperzně vytvrzené intermetalické slitiny titanu a hliníku Ti45Al3Nb-Y₂O₃. Jak autor uvádí, tak problémem ve zpracování těchto materiálů je v křehkosti za nízkých teplot a náchylnosti k napětově vyvolanému vzniku trhlin.

Cílem jeho práce byl výzkum vlivu vícenásobného skenování na hustotu vzorků a vznik trhlin bez použití předehřevu, který se běžně používá pro pracování těchto slitin.

V první fázi byly tisknuty liniové návary, kde bylo zjištěno, že pro tento materiál jsou vhodnější parametry s vyšším výkonem laseru (nad 100 W) a nižší rychlostí skenování (do $150 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$). S vzrůstající dodanou teplotou klesá frekvence vzniku trhlin, protože rychlost chladnutí je nižší a materiál tak má dostatek času na přeměnu z tažného do křehkého stavu. Nicméně při užití vyšší energie (vyšší než 150 W) a nižších skenovacích rychlostí vzniká v materiálu dodatečná porozita a tvoří se hluboké průvary.

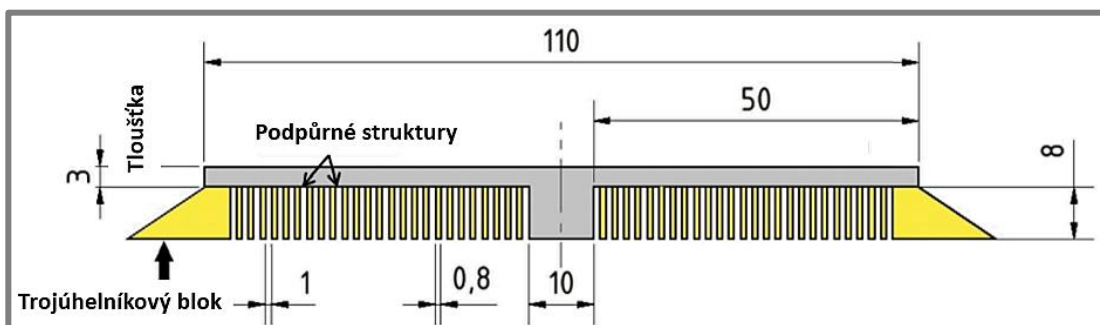
Autor uvádí, že pro stavbu objemových vzorků je vhodné vysokou energii rozdělit do vícenásobného skenování, které má navzájem pootočený dráhy laseru o 90°. Touto technikou se podařilo snížit délku trhlin o polovinu (Obr. 11). Nicméně objemový vzorek bez trhlin se bez předehřevu základové desky nepodařilo vytvořit.



Obr. 11 Efekt počtu a směru opětovných skenování na délku trhlin v sedmé vrstvě objemového vzorku [9]

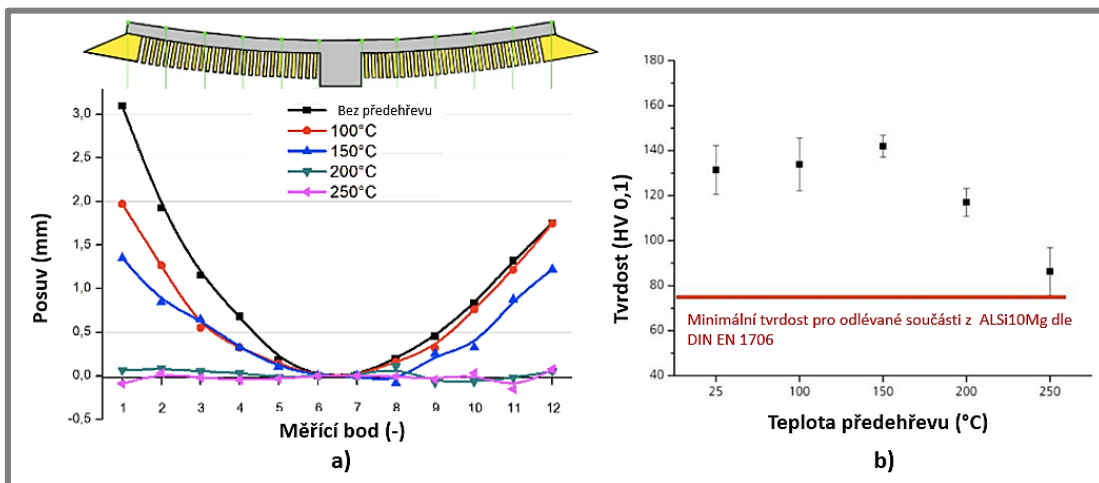
5.4.3 Vliv předehřevu na hliníkové slitiny

Vlivu předehřevu základové desky na vznik zbytkových napětí a deformací ve slitině AlSi10Mg zpracovávané technologií SLM se věnoval **Buchbinder** [25]. Autor článku tiskl vzorky (Obr. 12) s různou tloušťkou (0,5 až 5) mm nejdříve bez předehřevu a následně s teplotou předehřevu základové desky (100 až 250) °C vždy po 50 °C. Pokus probíhal tak, že vzorky byly tisknuty s podporami na základové desce, které se následně odřízly, a byla měřena míra posuvů konců vzorků od základové desky. K odklonu vzorku od základové desky pro tloušťku stěny 2 mm nedošlo při teplotě vyšší než 200 °C Obr. 13a. Autor článku dále zkoumal vliv předehřevu na tvrdost tohoto materiálu. Tvrdost byla měřena metodou Vickers HV 0,1. Výsledná hodnota tvrdosti je průměr z deseti měření po celém povrchu testovaného vzorku Obr. 13b. Při teplotě nad 150 °C se snižuje tvrdost materiálu, kde při teplotě 250 °C je pouze 90 HV 0,1, ale i tak, je pořád vyšší, než je minimální tvrdost předepsaná normou EN 1706 pro odlévané součásti pro materiál AlSi10Mg.



Obr. 12 Rozměry testovaných vzorků [22]

Z výsledků pro slitinu ALSi10Mg vyplývá, že předehřev základové desky má výrazný vliv na vznik vnitřních napětí a deformací. Za daných podmínek se ukázala jako optimální teplota předehřevu pro tuto slitinu 250 °C, kdy byly deformace a vnitřní napětí ve vzorku nejmenší. Ovšem při teplotě vyšší než 150 °C se značně snižuje tvrdost tohoto materiálu.



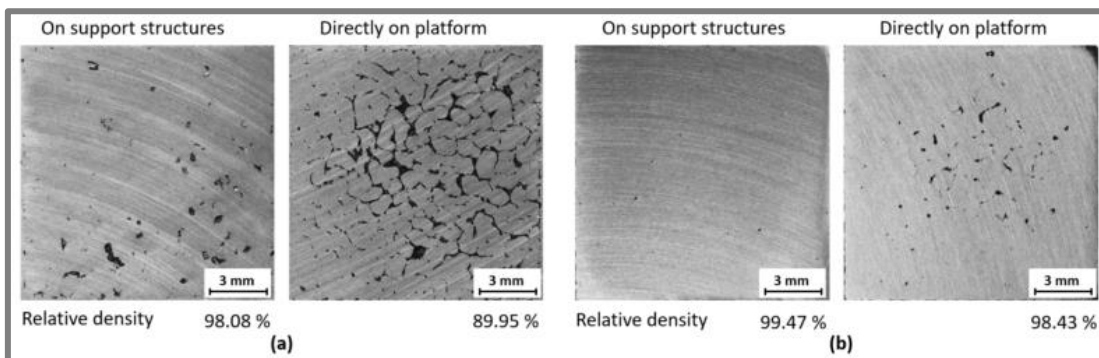
Obr. 13 a) Vliv teploty předehřevu na odklon vzorku s tloušťkou 2 mm od základové desky, b) Vliv teploty předehřevu na tvrdost vzorku [22]

Koutný [26] optimalizoval procesní parametry pro dosažení co nejlepších mechanických vlastností Al-Cu slitiny 2618. Tato slitina se vyznačuje dobrým poměrem pevnosti k hmotnosti, zachovává si mechanické vlastnosti do teplot 300 °C, ale je obtížně svařitelná.

V experimentech byly tvořeny liniové návary, kubické vzorky s různými stavěcími strategiemi a nakonec vzorky pro tahovou zkoušku. U kubických vzorků byl sledován vliv odvodu tepla tiskem vzorků přímo na stavěcí desku a na podpory, které snižují odvod tepla. Teplota předehřevu byla u všech vzorků nastavena na 80 °C.

Skenovací strategie má výrazný vliv na tvorbu trhlin a jejich počet lze snížit snížením ochlazovací rychlosti umístěním vzorků na podpory, nicméně kubický vzorek bez trhlin se ani tak nepodařilo vytvořit (Obr. 14).

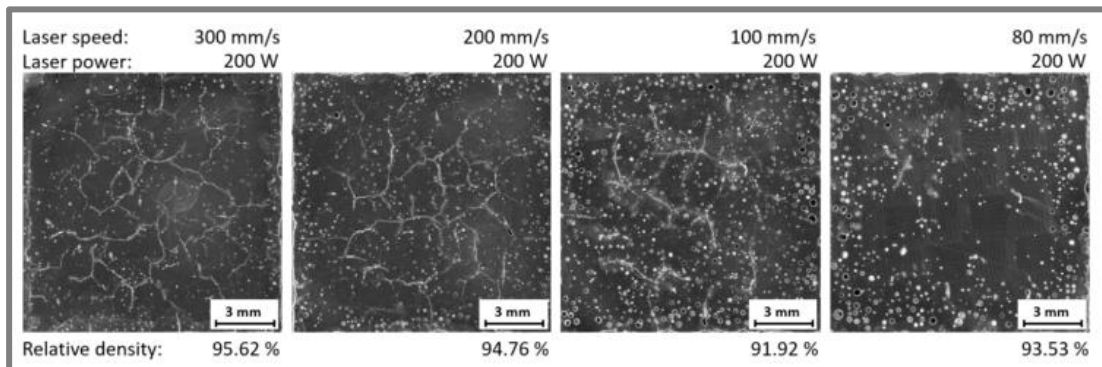
V dalším experimentu byly kubické vzorky tisknuty za teploty předehřevu 400 °C pro další snížení teplotních gradientů. U šachové skenovací strategie byl pozorován úbytek trhlin se snižující se rychlostí skenování, nicméně se snižující se rychlostí



Obr. 14 Vliv strategie a rychlosti odvodu tepla na kubické vzorky a) meandrová strategie b) šachová strategie [23]

skenování se ve vzorcích objevila dodatečná porozita, pravděpodobně z důvodu špatně zvolených procesních parametrů (Obr. 15).

Mechanické vlastnosti hliníkové slitiny 2618 zpracované metodou SLM v tahové zkoušce nedosáhly hodnot běžně zpracovaného materiálu. Nejvyšší mez pevnosti v tahové zkoušce měly vzorky s meandrovou skenovací strategií tištěné na podporách. Jejich mez pevnosti byla poloviční vzhledem k běžně zpracovávanému materiálu. Mez pevnosti byla negativně ovlivněna vzniklými trhlinami.



Obr. 15 Kubické vzorky stavěné šachovnicovou strategií za teploty 400 °C [23]

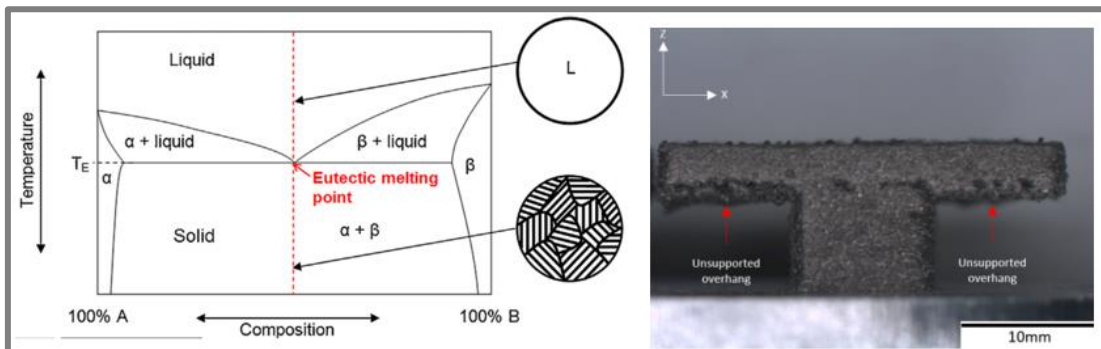
Vora [27] se ve svém výzkumu zaměřil na bez podporový tisk metodou SLM, tzv. Anchorless Slective Laser Melting (ASLM). Podpory jsou v SLM potřeba pro zabránění deformacím způsobených zbytkovým napětím a omezují svobodu v geometrii 3D tisku. Prodlužují také procesní čas, zvyšují spotřebu kovového prášku a nároky na následné opracování součástí. ASLM se vyznačuje tiskem součástí bez vnitřních napětí a díky tomu není potřeba podpůrných struktur.

Jedním ze způsobů, jak docílit součástí, která během zpracování nevykazuje zbytková napětí, je předehřev na vysoké teploty. Teplota by měla být alespoň taková, aby umožnila difuzní relaxaci materiálu, tedy (40 - 60) % teploty tání materiálu. Lze použít smíchaný prášek z dvou kovů, které tvoří společně slitinu s eutektickým bodem, zahřát je na teplotu blízké teplotě tání eutektického bodu a následně laserem natavit oba prášky, které vytvoří danou slitinu. Důležité je, že oba základní materiály mají bod tání vyšší než je bod tání eutektického bodu, proto nebude docházet během nanášení k sintrování a k aglomeraci částic prášku. V porovnání s předpřipravenou slitinou, ze které je následně vytvořen prášek.

Vora [28] tiskl z prášku Al-Mg a Si-Cu-Ni, který po smíchání a natavení laserem vytvořil slitinu Al339. Tato slitina tvoří vzájemně eutektickou slitinu, která má nižší bod tuhnutí než samotné prvky (Obr. 16). Stavba probíhala za zvýšené teploty 380 °C. V předchozí studii bylo potvrzeno, že lze vytvořit slitinu přímo v místě spékání laserovým paprskem s homogenní strukturou [27].

Cílem práce byl tisk bez podpor s co nejvyšším přesahem, kolmým na směr stavby. Tisknuty byly vzorky ve tvaru T, energie pro stavbu byla zvolena $5,64 \text{ J}\cdot\text{mm}^{-2}$ a teplota předehřevu 380 °C. Hustota vzorků za těchto podmínek dosáhla 98 %.

Nejdelším přesahem, co se za těchto podmínek podařilo vytvořit, byl přesah 10 mm s deformací 0,1 mm (Obr. 16).

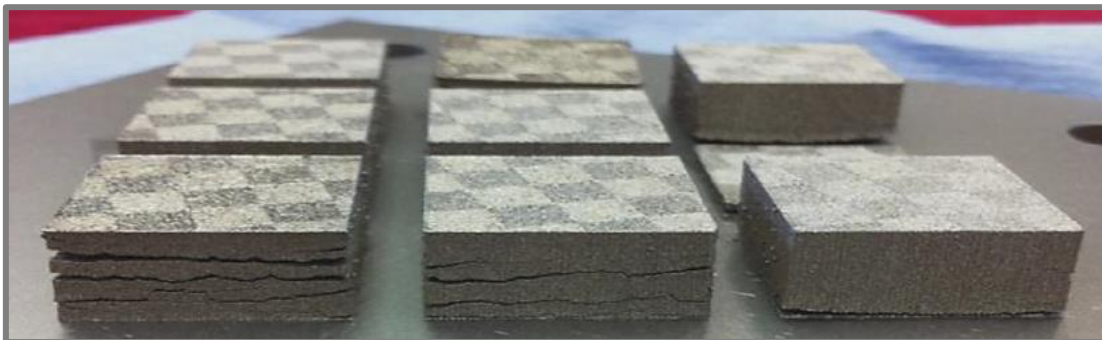


Obr. 16 vlevo) Binární fázový diagram eutektické slitiny; Vpravo) T vzorek tisknutý při teplotě 380 °C [24]

5.4.4 Vliv předehřevu na ocelové a niklové slitiny

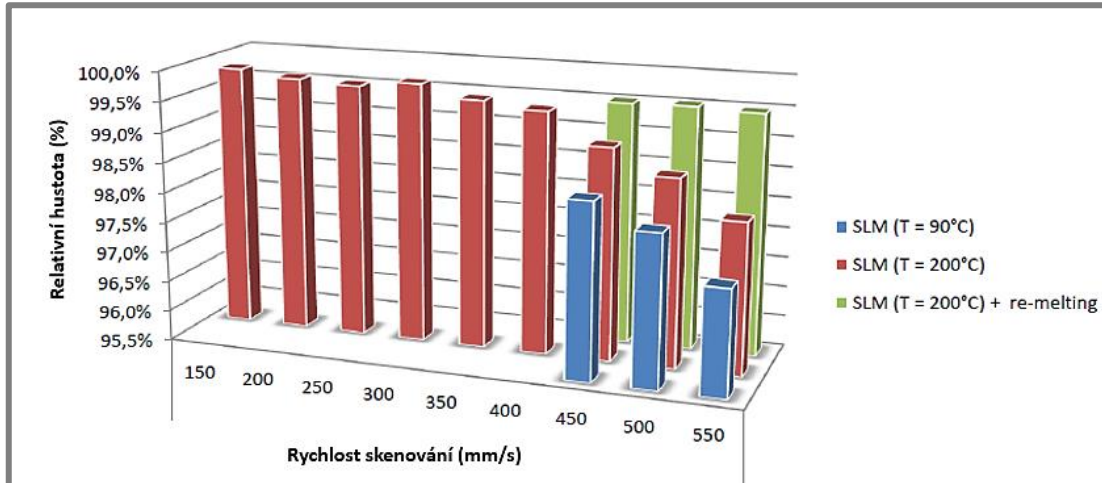
Výzkumu vlivu skenovací rychlosti a předehřevu základové desky na vlastnosti vzorků z nástrojové rychlořezné oceli M2 se zabývala **Kempen** [29]. Autorka demonstrovala, jak velký význam má vyhřívání základové desky v technologii SLM tiskem vzorků z této oceli bez předehřevu (Obr. 17). Na obrázku je vidět, že vzorky tištěné bez předehřevu obsahují mnoho trhlin z důvodu vzniku vysokých zbytkových napětí.

V experimentu byly tištěny kvádrové vzorky o rozměrech (20 x 20 x 10) mm s výškou vrstvy prášku 30 μm , skenovací rychlostí (250 až 550) $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, laserem o výkonu 100 W, průměrem paprsku 180 μm , ostrovní skenovací strategií a teplotou předehřevu (90, 150 a 200) °C.



Obr. 17 Vzorky z M2 HSS oceli tisknuté bez předehřevu základové desky [25]

Při snaze o zvýšení hustoty vzorků bylo na některé použito vícenásobné skenování s rychlostí $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Při aplikaci vyšší předehřívací teploty je potřeba nižší dodávka tepla od laseru na natavení prášku. To umožňuje pro vysoké předehřívací teploty použít vyšší skenovací rychlosti pro produkci součástí se stejnou hustotou (Obr. 18).



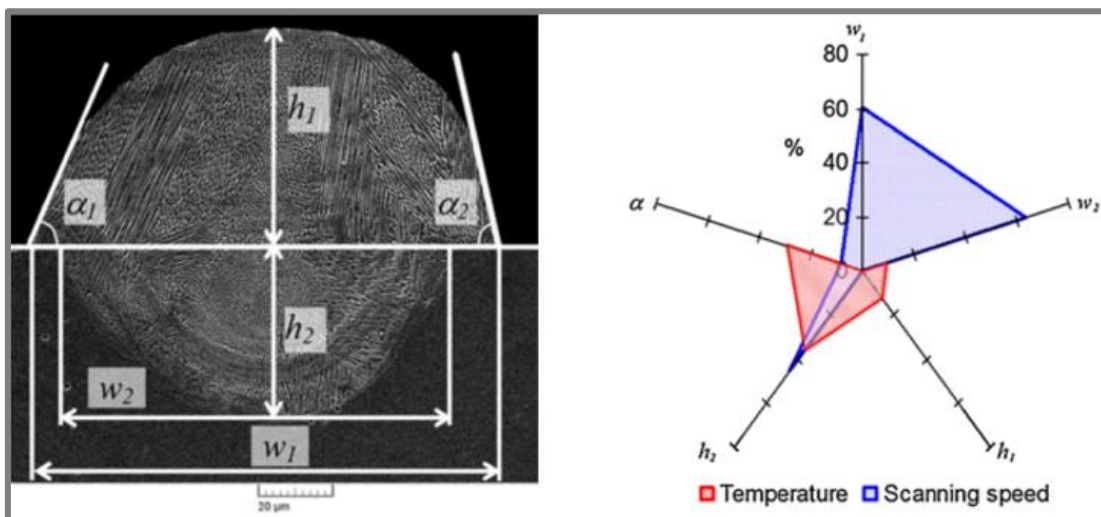
Obr. 18 Vliv rychlosti skenování, předehřevu a opětovného skenování na relativní hustotu dílů z M2 HSS oceli [8]

Yadroitsev [14] zkoumal vliv předehřevu a rychlosti skenování na geometrii a mikrostrukturu liniových návarů z nerezové oceli 316L. Pro předehřev použil infračervené ohříváče umístěné uvnitř pracovní komory. Teplota předehřevu byla zvolena na 80, 300, 500, 700 a 900 °C a rychlost skenování ($0,08\text{--}0,28 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$). Výkon laseru 50 W s průměrem při dopadu $70 \mu\text{m}$ a tloušťka vrstvy $80 \mu\text{m}$.

Při rychlosti vyšší než $0,24 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ byly návary nekonzistentní a při teplotě vyšší než 700 °C se projevil sferoidizační efekt tzv. balling effect. Předehřev na teploty vyšší než $0,5\cdot T_{\text{tání}}$ způsobil nestabilitu návarů, protože prášek se od této teploty začal částečně natavovat a začal tvořit shluky. Změnily se tak jeho vlastnosti z hlediska hustoty a tepelné vodivosti.

Zhodnocením vlivu předehřevu a rychlosti skenování na geometrii návarů se rychlost skenování projevila jako flexibilnější parametr pro kontrolu mikrostruktury a rozměrů liniových návarů. Předehřev měl 36% vliv na hloubku průvaru, 30% vliv na kontaktní úhel, 13% vliv na výšku návarů a 9% vliv na šířku návaru w_2 (Obr. 19). Rychlost skenování měla vliv na všechny parametry až na výšku návaru. Nejvyšší vliv měla na šířku návaru 60 % (w_1, w_2), 45% vliv na hloubku průvaru a 8% vliv na kontaktní úhel. Hloubka návaru má výrazný vliv na materiál pod aktuálně spékanou vrstvou. Při opakovaných průchodech laseru dochází k tepelné aktivaci difuzního procesu např. transformace fází, růst zrn, precipitace, atd.

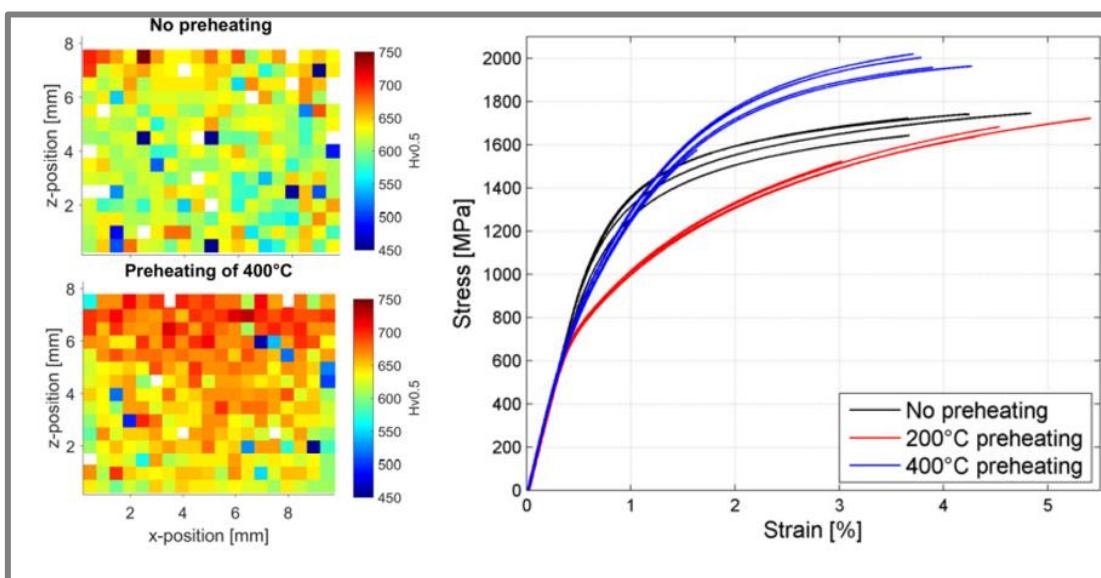
Mikrostruktura vzorků tuhne s velkým teplotním gradientem, u vzorků s nižším předehřevem, byla rovinná. Při nižším teplotním gradientu buněčná a při nejnižším dendritická.



Obr. 19 Vliv teploty předehřevu a skenovací rychlosti na rozměry liniových návarů z oceli 316L [11]

Mertens [30] sledoval změnu mechanických vlastností, mikrostruktury a zbytkových napětí při zpracování prášku z nástrojové oceli H13 za teploty 20, 100, 200, 300 a 400 °C.

Zbytková napětí ve vrchní vrstvě se změnila z kompresních -324 MPa při teplotě předehřevu 20 °C na tahová 371 MPa při teplotě 400 °C. Mikrostruktura při vyšších teplotách byla homogenní a vykazovala lepší mechanické vlastnosti. Za vyšších teplot se tvořila jemná bainitická mikrostruktura s tvrdostí 650-700 Hv a mezi pevnosti 1965 MPa (Obr. 20), což je lepší než konvenčně vyráběné součásti.

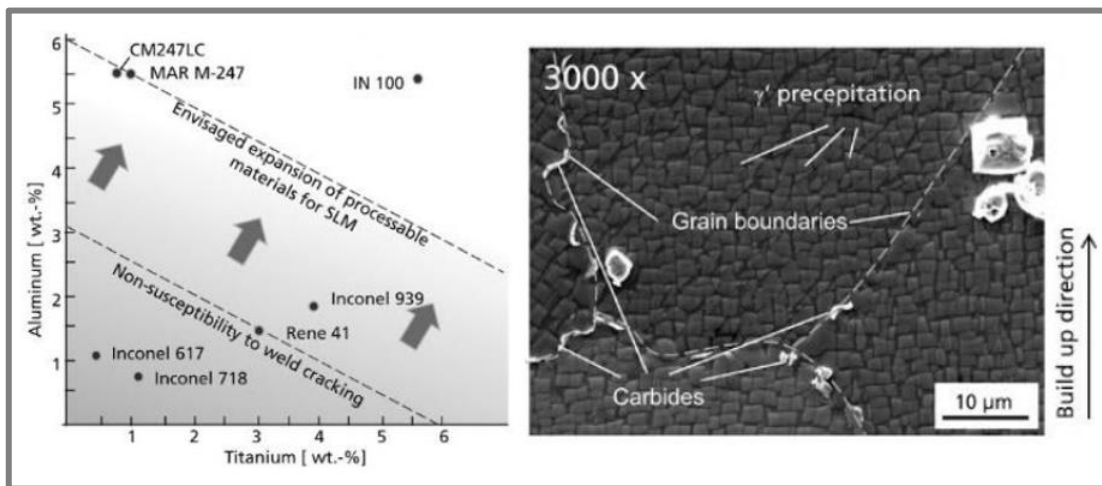


Obr. 20 Vliv předehřevu na tvrdost a mez pevnosti nástrojové oceli H13 [26]

Zpracováním niklové slitiny MAR M-247 se zabýval **Hadegorn** [31]. Tato slitina se používá pro lopatky turbo kompresorů, díky své vysoké odolnosti proti tečení za vysokých teplot a dobrým oxidačním vlastnostem.

Obecně u niklových slitin roste náchylnost tvorbě trhlin se zvyšujícím se obsahem Ti a Al, které způsobují formováním γ precipitovaných fází (Obr. 21). Slitinu MAR M - 247 lze zařadit mezi slitiny s obtížnou svařitelností vzhledem k náchylnosti k tvorbě trhlin.

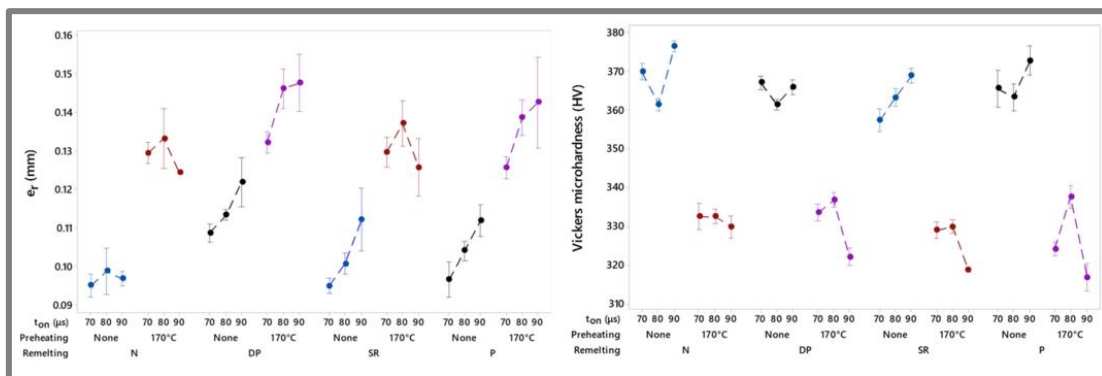
Výzkum byl zaměřen na potlačení tvorby trhlin snížením termálních gradientů vysokou teplotou předehřevu na 1200 °C. Pro ohřev byl použit indukční ohřivač s generátorem o výkonu 7 kW s operační frekvencí 21 kHz. Vzorky zpracované za vysoké teploty předehřevu neobsahovaly trhliny a při výkonu laseru 100 W, rychlosti skenování 200 mm·s⁻¹, a vzdáleností drah 80 mm měly mikrostrukturu tvořenou z kubických gama precipitátů (Obr. 21), díky kterým má slitina výbornou odolnost proti tečení za zvýšených teplot.



Obr. 21 Vlevo) klasifikace niklových slitin dle náchylnosti k praskání v závislosti na obsahu Ti a Al; Vpravo) mikrostruktura slitiny MAR M -247 zpracované za předehřevu 1200 °C [27]

Demir [32] zpracovával slitinu 18Ni300, která je náchylná k porozitě a nestabilitě při zpracování z důvodu vzniku velkého množství zplodin během zpracování SLM. Autor studoval vliv tří typů technik vícenásobných skenovacích metod a předehřevu na 170 °C na porozitu, geometrickou přesnost a mikrotvrdot. Vícenásobné skenovací techniky pro zlepšení porozity by mohly být uplatněny u dlouhých staveb, kde dochází k zvýšené pravděpodobnosti vzniku pórů z důvodu opotřebení nanášeče prášku, vyššího teplotního zatížení tisknutého dílu a akumulaci zplodin v procesní komoře.

Vícenásobné skenovací techniky měly pozitivní efekt na výslednou porozitu a drsnost povrchu. Nicméně, zhoršily rozměrovou přesnost a vedly k hrubnutí zrn materiálu. Předehřev neprokázal zlepšení porozity součástí, ale projevil se v zhoršení rozměrové přesnosti válcovitých vzorků (Obr. 19 vlevo). Předehřev také snížil mikrotvrdot (Obr. 19 vpravo).

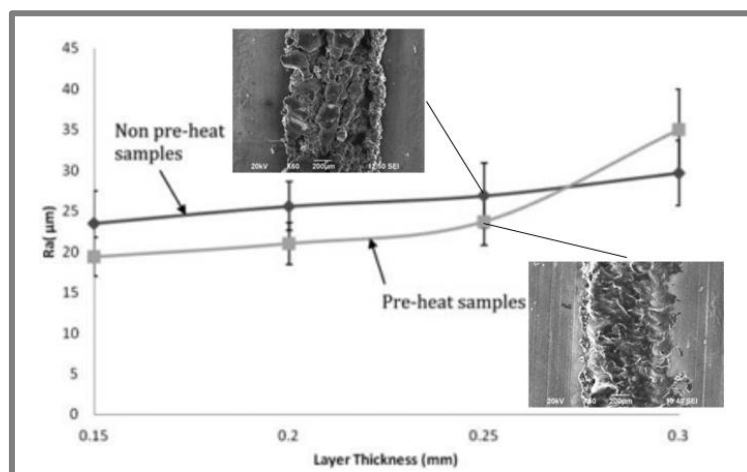


Obr. 22 Vlevo) vliv přeskenovacích technik a předehřevu na rozměrovou přesnost oceli 18Ni300 Vpravo) vliv přeskenovacích technik a předehřevu na mikrotvrdość [28]

5.4.5 Vliv předehřevu na hořčíkový prášek

Vlivu předehřevu a tloušťky vrstvy na liniové vzorky z čistého hořčíkového prášku se zabývala **Salavani** [33]. Liniové vzorky byly tisknuty s výkonem pulzního laseru 17,7 W, frekvencí pulzů 40kHz, skenovací rychlostí 1 mm s⁻¹, tloušťkou vrstvi od 0,15 do 0,3 mm, průtokem argonu 20 l s⁻¹, s předehřevem na 180 °C a bez předehřevu. Sledován byl vliv na šířku a hloubku návaru, modul pružnosti, nanotvrdość a oxidaci. Stavba probíhala na desku z nerezové oceli.

Vliv předehřevu na oxidaci, šířku, výšku návaru a nanotvrdość nemohl být porovnán, protože vzorky bez předehřevu byly křehké. Předehřev měl pozitivní vliv na drsnost povrchu liniových návarů, až do tloušťky vrstvi 0,3 mm, kde se mohl projevit nedostatek energie pro natavení vzorku (Obr. 23).

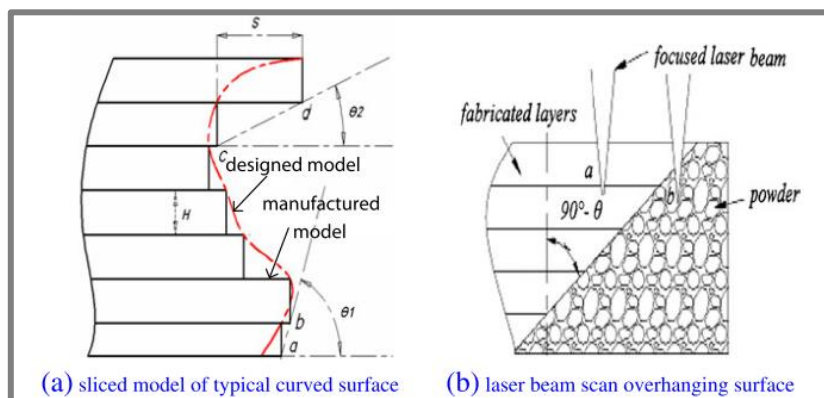


Obr. 23 Vliv předehřevu 180°C na drsnosti povrchu hořčíkových liniových vzorků [29]

5.5 Tisk bez podpůrných struktur

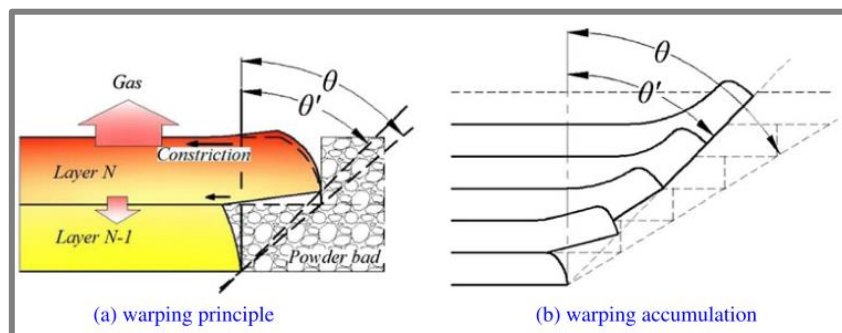
V současné době se při tisku převislých struktur používají podpůrné struktury, které zaručí jejich stabilitu během výroby [34]. Tyto struktury je následně nutné odstranit a povrch, kde byly umístěny vybrousit, ořískat a případně vyleštit pro zaručení požadované jakosti povrchu. Nicméně, ne u všech komponent je možné povrch dokončit mechanickým opracováním. U drobných komponent, jako jsou zubní náhrady je prakticky nemožné povrch manuálně vybrousit a vyleštit [35]. U těchto speciálních aplikací je vhodné eliminovat podpůrné struktury pro zajištění požadované přesnosti a jakosti povrchu.

Výzkumem defektů vznikajících při výrobě metodou SLM převislých vzorků se zabýval **Wang** [34]. Wang studoval vliv hustoty energie, zbytkových napětí a délku vektorů drah laseru na nakloněné vzorky a kritický úhel, který je možné za daných podmínek vytvořit.



Obr. 24 Schématický diagram převislé struktury [32]

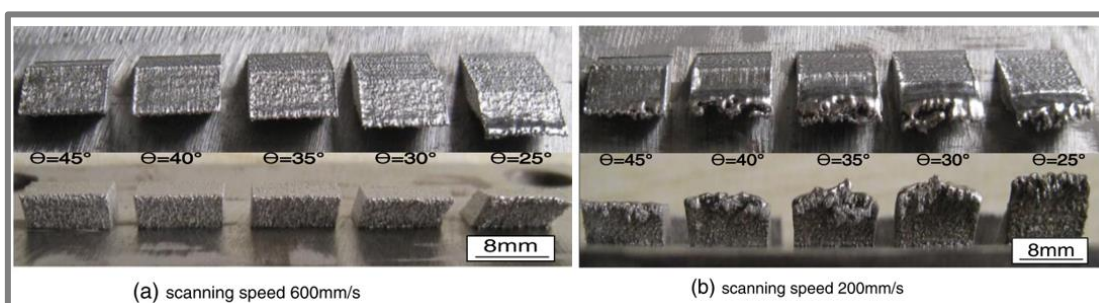
Na Obr. 24a je schematicky znázorněna převislá struktura, kde velikost převisu je definována úhlem θ . S klesajícím úhlem θ roste náchylnost vzorku ke vzniku výrobních defektů. Při spékání vrstvy, pod kterou se nachází kovový prášek, je snížen odvod tepla a to až o 99 % oproti vrstvě pod kterou se nachází již svařený materiál (Obr. 24b). Kovový prášek je z hlediska termálních vlastností izolant. Při zachování stejných procesních parametrů místo s převislou strukturou absorbuje mnohem vyšší množství energie. Vysoká energie způsobí propad taveniny vlivem gravitace a kapilárních sil, což způsobí zhoršení přesnosti nakloněného vzorku. Nevyhnutelným jevem způsobeným tiskem převislých vzorků je ulpívání plně neroztaveného prášku na stěně vzorku [36].



Obr. 25 Vliv termálních napětí na nepodepřené struktury [32]

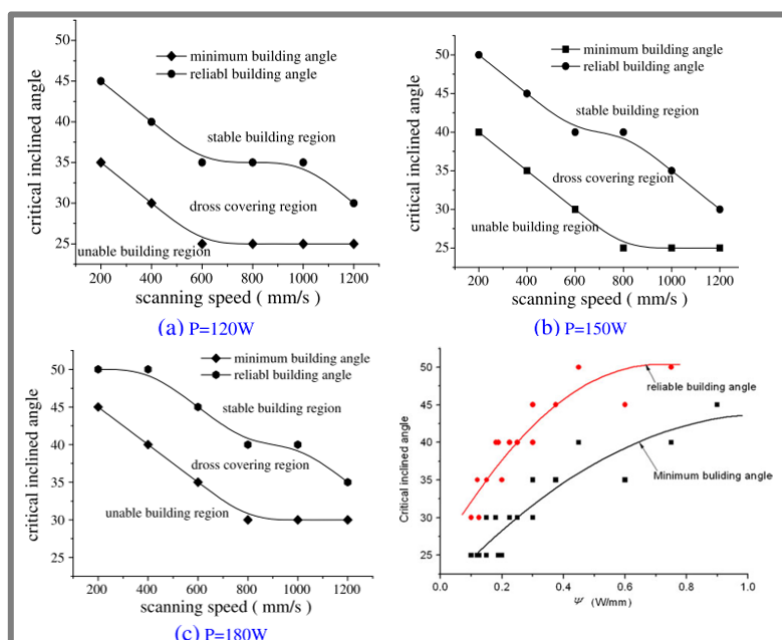
Druhou poruchou, která nastává při tisku nepodepřených struktur, je odklon vzorku z důvodu vzniku zbytkových napětí. Při tisku převislé vrstvy dojde právě vlivem tepelného smrštění k vzniku tahových zbytkových napětí, které způsobí odklon nepodepřené části vrstvy (Obr. 25a). Odklon vrstvy sníží tloušťku naneseného prášku pro další vrstvu. Akumulací jednotlivých odklonů může pokračovat až do míry, kdy výška odklonu převyší tloušťku vrstvy (Obr. 25b). V tomto okamžiku se na odkloněné místo přestane nanášet nový prášek a laser znovu dodá více energie do tohoto místa, což může vést ke vzniku dalších deformací [34]. Deformace mohou poničit nanášecí zařízení, případně nanášení úplně zastavit. V tomto případě je nutné přerušit stavbu a díl upravit, případně najít vhodné procesní parametry.

Kritický úhel je takový úhel, který dělí převislé struktury na zaručeně stavitelné a struktury, které mohou být náchylné k delaminaci a propadům. Kritický úhel θ je teoreticky takový úhel, který nastane, pokud převis S je vyšší než poloměr paprsku laseru [34]. Vzorky s nižším než kritickým úhlem by měly být stavěny s nižším přísunem energie např. zvýšenou rychlostí.



Obr. 26 Tisk převislých vzorků [32]

Wang [34] testoval stavbu převislých vzorků a porovnával vliv skenovací rychlosti na kritický úhel sklonu. Pro experimenty zvolil prášek z oceli 316L, použil laser o výkonu 150 W s průměrem 80 μm a tloušťku vrstvy 35 μm . Byla použita mezi-vrstvá výplňová

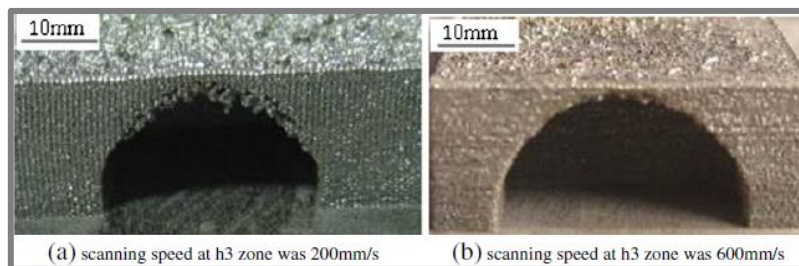


Obr. 27 Porovnání hustoty energie na stavbu převislých vzorků [32]

strategie střídající se s ortogonálním skenováním. Teoretický minimální kritický úhel pro tento průměr laseru a tloušťku vrstvi je 27° . Při rychlosti skenování $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ došlo k výrazné deformaci až při úhlu $\theta=25^\circ$ v porovnání se skenovací rychlostí $200 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, kde došlo k výrazným deformacím již při $\theta=45^\circ$ (Obr. 26). Při rychlosti $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ se dle výsledků podařilo ověřit, že experimentálně zjištěný kritický úhel θ se nachází v rozmezí $(25-30)^\circ$. Pro rychlost $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ je kritický úhel vyšší než 45° .

V dalším experimentu byl sledován vliv změny výkonu laseru a skenovací rychlosti na tisk převislých vzorků pod úhlem od 25° do 50° . Výsledky z experimentu jsou souhrnně vyznačeny v grafu na (Obr. 27a,b,c). Každý graf je rozdělen na tři oblasti. Na oblast stabilní, na oblast, kde bude zhoršena geometrická přesnost a struktura povrchu vzorku v převislé části, ale bude možné ho zpracovat. Spodní oblastí je oblast nestabilní, kde dojde k poruše při tisku. Souhrnný graf (Obr. 27d) pak ukazuje závislost liniové hustoty energie na zpracovatelnost vzorku s převislým povrchem pod různým úhlem. Z grafu je jasně patrné, že se zvyšující se hustotou energie dodanou vzorku roste i minimální zpracovatelný úhel sklonu vzorku.

Pro zamezení vzniku deformací Wang doporučuje optimalizovat orientaci dílu, tak aby bylo zamezeno vzniku kritických úhlů. Pokud jim nelze zabránit, tak je nutné v kritickém místě kontrolovat množství dodané energie (Obr. 30).



Obr. 28 Vzorek s kontrolovaným množstvím energie v kritickém místě [32]

5.6 Porovnání technologie SLM a EBM

Wysocki [37] porovnával podmínky při zpracování titanové slitiny Ti6Al4V technologií SLM, EBM a konvenčně vyráběné slitiny z hlediska mikrostruktury a mechanických vlastností.

Při zpracování technologií SLM byla titanová slitina Ti6Al4V dodatečně vytvrzena zvýšeným obsahem kyslíku (0,4 - 0,6) obj. % v argonové atmosféře. Díly zpracované technologií SLM vykazují vyšší nehomogenost mechanických vlastností. Mez pevnosti titanové slitiny dosáhla (1264 - 1421) MPa u SLM v porovnání s (972 - 976) MPa při zpracování EBM a (933 - 942) MPa u kovaného materiálu. Mikrostruktura při zpracování SLM technologií byla α' martenzitická. Při zpracování technologií EBM byla tvořena jemnými jehlicemi ($\alpha+\beta$) Widmanstattenovou strukturou. V důsledku nehomogenního chladnutí během SLM vznikají v dílech dodatečné póry, které výrazně snižují tažnosti. Tažnost lze vylepšit dodatečným tepelným zpracováním, nicméně vzniklé póry odstranit zcela nelze.

Vysoké teplotní gradienty na atomární úrovni u SLM vedly ke vzniku zbytkových napětí, které u kovaných a vzorků zpracovaných EBM nebyly pozorovány. SLM vzorky vykazovaly vysokou anizotropii v mechanických vlastnostech v závislosti na orientaci vzorku při stavbě. EBM vzorky tuto vlastnost nevykazovaly.

Vliv teploty předehřevu na výrobu vzorků z titanové slitiny Ti6Al4V zkoumal také **Weiwei** [38]. Předehřev na teplotu 600 °C byl zajištěn elektronovým dělem, které vždy před začátkem skenování nové vrstvy ohřálo povrch na danou teplotu. Po ohřátí povrchu byl zvýšen výkon elektronového děla a snížena skenovací rychlost. Následně byl vypálen průřez součásti v dané vrstvě. Výroba probíhala za tlaku (10^{-2} až 10^{-4}) Pa s tloušťkou vrstvy 0,1 mm.

Bylo zjištěno, že předehřev na správnou teplotu vede k částečnému nebo úplnému natavení malých zrn prášku. Tyto roztavené částičky působí jako pojivo pro velká zrna a drží je u sebe při procesu spékání. Dále zlepšují smáčecí podmínky mezi roztaveným kovem a částicemi prášku a tím zabraňují tvorbě kapek na povrchu součástí, čímž dojde k zvýšení kvality povrchu. Shluky částečně nataveného prášku lze rozbít např. tryskáním a prášek lze později znovu použít. Také bylo dokázáno, že předehřev nemění chemické složení prášku.

Sochalski-Kolbus [3] porovnával množství zbytkových napětí v dílech z niklové slitiny Inconel 718 tisknutých technologií SLM a EBM. Pro hodnocení zbytkových napětí použil metodu neutronové difrakce.

Výsledkem porovnání obou technologií z hlediska vzniku zbytkových napětí je, že u technologie EBM se ve vzorcích indukovalo mnohem nižší množství zbytkových napětí vlivem zvýšené teploty při procesu stavby. Jedním z faktů přispívajícím k tomuto fenoménu je, že vysoká teplota významně sníží ochlazovací rychlost vzorku.

6 ANALÝZA, INTERPRETACE A ZHODNOCENÍ POZNATKŮ ZÍSKANÝCH NA ZÁKLADĚ KRITICKÉ REŠERŠE

Bylo zjištěno, že přehřev prášku v technologii SLM má výrazný vliv na snížení vzniku zbytkových napětí [7]. Tyto napětí lze sice odstranit později tepelným zpracováním, ale v některých případech obzvláště u obtížně svařitelných slitin dochází vlivem nerovnoměrného teplotního zatížení k defektům dílů již během tisku. Teplota přehřevu pomáhá k redukci teplotních gradientů a napomáhá tak k rovnoměrnému rozložení teplot [11].

V současné době probíhá intenzivní výzkum v oblasti modelování, simulace procesu SLM a výzkum vlivu teploty přehřevu na zpracování obtížně svařitelných slitin pomocí vysoké teploty přehřevu, který snižuje teplotní gradienty a také snižuje potřebné dodané množství energie pro natavení prášku [14].

Vliv přehřevu na titanové slitiny

Technologie SLM je slibnou technologií pro zpracování titanových slitin. Vysokou přesností lze předčít i technologii EBM. Nicméně díly vyrobené technologií SLM vykazují vysokou anizotropii v mechanických vlastnostech a obvykle trpí na vznik martenzitu z důvodu rychlého chladnutí [17]. Pro přeměnu martenzitické struktury je potřeba dostatečně dlouhá výdrž na teplotě nad 600 °C [22]. Toho lze dosáhnout vhodnými procesními parametry, zabráněním úniku tepla např. použitím podpurných struktur, nízkou prodlevou mezi nanášenými vrstvami, nebo přehřevem. Přehřev již na teplotu 370 °C dokáže výrazně zlepšit tažnost slitiny Ti6Al4V [20]. Při přehřevu na 570 °C lze prakticky eliminovat vznik zbytkových napětí [20].

V současné době byly provedeny studie vlivu přehřevu na vznik zbytkových napětí, na statické mechanické vlastnosti a na vliv teploty během tisku na mikrostrukturu. Méně pozornosti bylo věnováno vlivu přehřevu na únavové vlastnosti dílů, což by mohla být perspektivní oblast pro výzkum, protože typickým nedostatkem dílů vyrobených metodou SLM je únavová živostnost [17].

Výzkumy vlivu teploty přehřevu na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti naznačují, že její změnou přímo během tisku by bylo možné vyrábět funkčně gradientní díly, které by mohly najít uplatnění ve speciálních aplikacích.

Vliv přehřevu na intermetalické slitiny

Intermetalické slitiny mají odlišné mechanické vlastnosti od základních kovů, může to být super elasticita, tvarová paměť nebo vysoká odolnost proti tečení za zvýšených teplot [15]. Při zpracování vykazují vysokou náchylnost ke vzniku trhlin, proto se při jejich zpracování používá přehřev na vysoké teploty [23]. Hustota energie ovlivňuje obsah jednotlivých prvků ve slitině, kdy při vysoké energii dodané materiálu dochází k vypařování prvku s nižším bodem tání [15]. Přehřevem prášku by bylo možné energii potřebnou pro natavení snížit, a tím ovlivnit úbytek jednotlivých prvků.

Při výzkumu teploty přehřevu na γ -TiAl slitinu se ukázalo, že i při teplotě 1000 °C docházelo k vzniku trhlin [15]. Vícenásobným skenováním slitiny Ti45Al3Nb-Y2O3 bylo dosaženo snížení množství a velikosti trhlin [12]. Výzkum, který by kombinoval přehřev a vícenásobné skenování, nebyl doposud vytvořen.

Vliv předehřevu na hliníkové slitiny

U hliníkových slitin byl také potvrzen pozitivní vliv předehřevu na redukci vzniku zbytkových napětí, ale od určitých teplot dochází k degradaci struktury a snížení tvrdosti vzorků [25].

U slitin s obtížnou svařitelností např. 2618 byl sledován vliv teploty předehřevu a skenovací strategie na vznik trhlin [26]. V první fázi bylo zjištěno, že snížením ochlazovací rychlosti a zvolením vhodné skenovací strategie dojde k snížení množství trhlin uvnitř objemových vzorků. Při testu za zvýšených teplot byla rychlost ochlazování ještě více snížena a to vedlo k dalšímu úbytku trhlin při použití vysoké hustoty energie. Nicméně se vzrůstající hustotou energie ve vzorcích vznikly metalurgické póry, které snížily relativní hustotu vzorku. Z hlediska mechanických vlastností vzorky s vysokým obsahem trhlin nevykázali ani poloviční pevnost v tahové zkoušce oproti odlévané slitině.

Tisk tahových vzorků zpracovaných za vysoké teploty předehřevu nebyl proveden. Struktura by sice obsahovala zvýšené množství metalurgických pórů, ale z hlediska namáhání by i přes sníženou relativní hustotu měly takto vytištěné vzorky vykazovat zvýšené mechanické vlastnosti.

Vliv předehřevu na ocelové a niklové slitiny

U ocelových slitin byl výzkum proveden na vliv předehřevu na geometrické vlastnosti liniových návarů, kde bylo zjištěno, že předehřev dokáže ovlivnit geometrické vlastnosti návarů. Nicméně rychlost skenování má výraznější vliv na geometrii liniových návarů [14]. Bylo také dokázáno, že s vyšší teplotou předehřevu lze použít vyšší rychlost laseru při zachování relativní hustoty vzorků [29].

Při kvantifikaci vlivu předehřevu a rychlosti skenování na geometrické vlastnosti liniových návarů bylo zjištěno, že rychlost skenování má výraznější vliv na geometrické vlastnosti liniových návarů [14].

Struktura materiálu je za předehřevu více homogenní a může dojít k její přeměně z martenzitické na bainitickou při použití správné teploty [30].

Niklové slitiny jsou od určité koncentrace Ti a Al náchylné k tvorbě trhlin [31]. Bylo dokázáno, že i tyto slitiny je možné s použitím vysokého předehřevu zpracovat metodou SLM bez vnitřních trhlin a s požadovanou strukturou.

Porovnání technologie SLM a EBM

EBM technologií, kde se pro předehřev na vysoké teploty používá rozostřené elektronové dělo, lze stavět homogenních součástí bez náchylnosti k vlivu polohy dílu při stavbě a k vzniku vnitřních napětí [37]. Vznik vnitřních napětí je spojen s vysokou teplotou předehřevu a nízkou ochlazovací rychlostí komponent [3]. Předehřev také přispívá k předsintrování prášku a tím i ke zlepšení smáčecích podmínek roztaveného materiálu. Zabraňuje se tak vzniku spheroidizačního efektu na povrchu součástí [38]. Hlavní nevýhodou EBM je nízká rozlišitelnost svazku elektronů v porovnání s paprskem laseru v technologii SLM.

Tisk bez podpůrných struktur

Podpůrné struktury používané v SLM slouží pro omezení deformací během tisku. Jejich potřebnost je nepopiratelná při tisku převislých částí dílů a překlenovacích geometrií [34]. Nicméně způsobují dodatečné náklady na materiál, čas potřebný pro

jejich stavbu a následné odstranění. U některých speciálních dílů, např. zubních náhrad je jejich použití nevhodné vzhledem k rozměrům dílů není možné po jejich odstranění komponenty ručně vyleštit a zajistit tak dostatečnou jakost povrchu [35].

U převíslých vzorků dochází vlivem zbytkových napětí k akumulaci deformací, které mohou způsobit zastavení tisku [34]. Při tisku převíslých vzorků je rozhodujícím parametrem kritický úhel, který závisí na délce přesahu. Se snižujícím se kritickým úhlem je náchylnost na vznik deformací vyšší.

Vznik deformací byl studován především pro různé výkony laseru a skenovací rychlosti. Nikdo však nestudoval vliv teploty předehřevu na snížení kritického úhlu.

Při tisku bez podpůrných struktur byly provedeny pouze základní experimenty. Kde bylo dokázáno, že lze omezit množství podpůrných struktur při použití vysoké teploty předehřevu [27]. Experimenty byly provedeny u eutektických hliníkových slitin. Titanovým, ani niklovým slitinám se prozatím nikdo nevěnoval.

Zhodnocení

Bylo dokázáno, že vlivem vysoké teploty předehřevu lze ovlivnit mikrostrukturu a vznik zbytkových napětí v tištěných komponentech metodou SLM. Nikdo však neprovedl výzkum vlivu předehřevu na možnost eliminace podpůrného materiálu a stavbu převíslých struktur s nízkým kritickým úhlem u jiných než hliníkových slitin. Tato oblast je perspektivní z hlediska snížení nákladů na aditivní výrobu kovových komponent zpracovaných metodou SLM.

Slitina Ti6Al4V je vhodným kandidátem pro navázání na výzkum ASLM a výzkum v oblasti eliminace podpůrných struktur u převíslých komponent zvýšenou teplotou předehřevu. U této slitiny byly úspěšně provedeny výzkumy na eliminaci zbytkových napětí a změny mikrostruktury v závislosti na teplotě předehřevu.

7 PODSTATA, CÍLE A PŘÍNOS DISERTAČNÍ PRÁCE

7.1 Podstata práce

Podstatou disertační práce je výzkum vlivu zvýšené teploty při výrobě technologií SLM na minimalizaci podpurných struktur a možnost vytvoření gradientní mikrostruktury a tím i dosažení různých mechanických vlastností v rámci jednoho dílu. Tyto dvě oblasti doposud nebyly dostatečně objasněny.

7.2 Cíl práce

Cílem práce je snížení množství podpurných struktur při výrobě komponent technologií SLM pomocí zvýšené teploty v pracovní oblasti. Zaměření výzkumu bude na titanové a niklové slitiny.

Dílčí cíle:

- Stanovení vlivu zvýšené teploty na vznik zbytkových napětí a mikrostruktury titanové slitiny Ti6Al4V.
- Stanovení vlivu zvýšené teploty na vznik zbytkových napětí a mikrostruktury vybrané niklové slitiny.
- Výzkum vlivu změny teploty pracovní oblasti během zpracování na tvorbu gradientní mikrostruktury

7.3 Přínos práce

Eliminace zbytkových napětí umožní snížení potřebného množství podpurných struktur. Bez-podporový tisk povede k úspoře prášku, výrobního času a nároků na vytvoření dat pro samotný tisk. Tiskem bez zbytkových napětí bude možné ušetřit náklady na dodatečné tepelné zpracování a výdaje spojené s mnohdy komplikovaným odstraněním podpurného materiálu. Celkově nižší náklady na aditivní výrobu zpřístupní technologii kovového tisku řadě dalších průmyslových odvětví.

8 VĚDECKÉ OTÁZKY A PRACOVNÍ HYPOTÉZY

Vědecká otázka č. 1

Je možné díky vysoké teplotě předehřevu zcela eliminovat množství podpůrných struktur při výrobě technologií SLM?

Pracovní hypotéza č. 1

Vysoká teplota předehřevu základové desky sníží tepelné namáhání součásti způsobené vysokými tepelnými rozdíly mezi místem dopadu paprsku laseru a okolního materiálu [20]. Snížením teplotních gradientů bude omezen výskyt zbytkových napětí v chladnoucích komponentech a nebude tak docházet k jejich deformacím [39]. Velkým problémem u tisku převislých struktur je akumulace tahových deformací, které způsobí poruchu tisku [34]. Jejich eliminací použitím vysoké teploty předehřevu by mělo být umožněno stavět struktury s dlouhými převisy. V technologii EBM je možné díly stavět bez podpůrného materiálu, díky předehřevu na vysoké teploty [3]. Je tedy předpokládáno, že přiblížením podmínek používaných v technologii EBM a eliminací akumulace deformací u převislých struktur bude možné eliminovat podpůrný materiál v technologii SLM.

Vědecká otázka č. 2

Lze změnou teploty předehřevu přímo během aditivní výroby ovlivnit součást tak, že bude vykazovat mechanicky gradientní vlastnosti?

Pracovní hypotéza č. 2

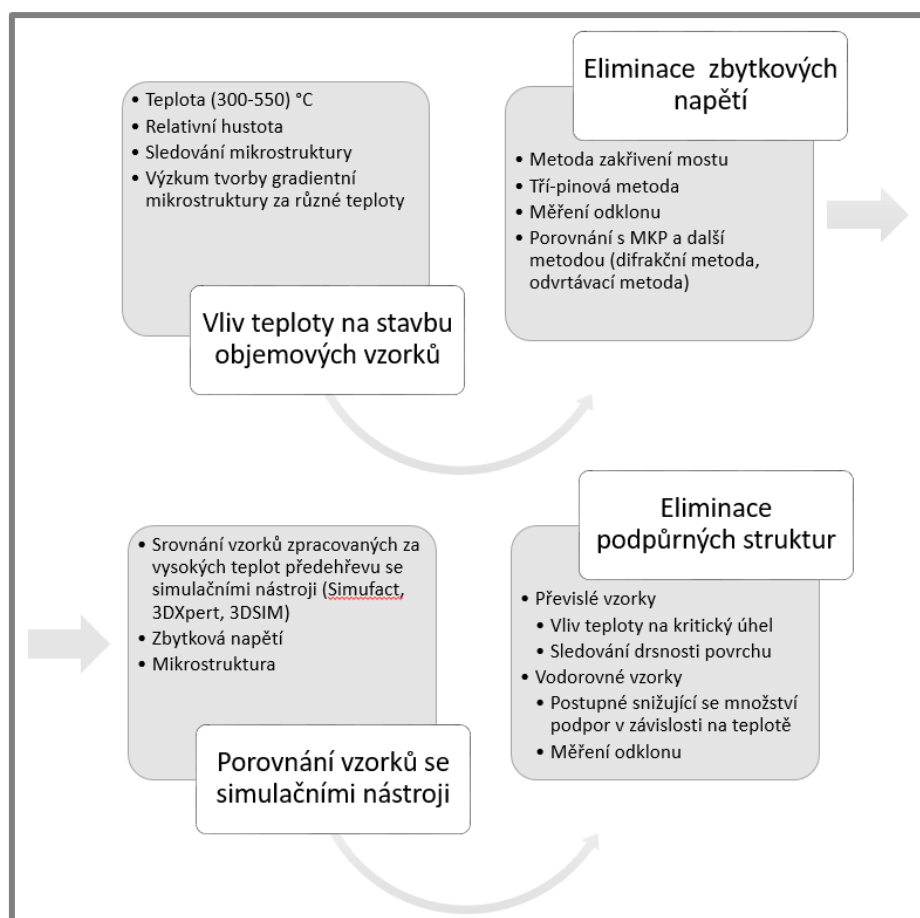
Změnou teploty základové desky lze ovlivnit výslednou mikrostrukturu v součásti [20]. Pokud by se během tisku např. rovné tyče ze slitiny Ti6Al4V orientované kolmo na směr stavby v polovině výšky součásti snížila teplota z původních 600 °C na teplotu 100 °C. Tak by teoreticky pak tato změna měla vést k vysokým ochlazujícím rychlostem a místo ($\alpha+\beta$) lamelární struktury by měla dle teorie vzniknout α' martenzitická struktura. Výsledkem by měl být díl s rozdílnou mikrostrukturou a mechanickými vlastnostmi. Při ohybovém zatížení by pak díl měl v jednom směru vykazovat jinou deformaci než ve směru opačném.

9 ZPŮSOB ŘEŠENÍ A POUŽITÉ VĚDECKÉ METODY ZKOUMÁNÍ

Řešení bude rozděleno do dvou etap. První etapa bude zaměřena na výzkum vlivu vysoké teploty přehřevu na titanovou slitinu Ti6Al4V zpracovanou metodou SLM. Druhá etapa bude věnována výzkumu obtížně zpracovatelných niklových slitin, kde je předpoklad, že zvýšením teploty přehřevu dojde ke zlepšení podmínek pro jejich zpracování.

Celý výzkum bude zaměřen na možnost snížení počtu podpůrných struktur, případně jejich úplnou eliminaci pomocí vysoké teploty přehřevu.

Při řešení každé z etap bude postupováno dle schématu na Obr. 29.



Obr. 29 Postup řešení

9.1 Vliv teploty na stavbu objemových vzorků

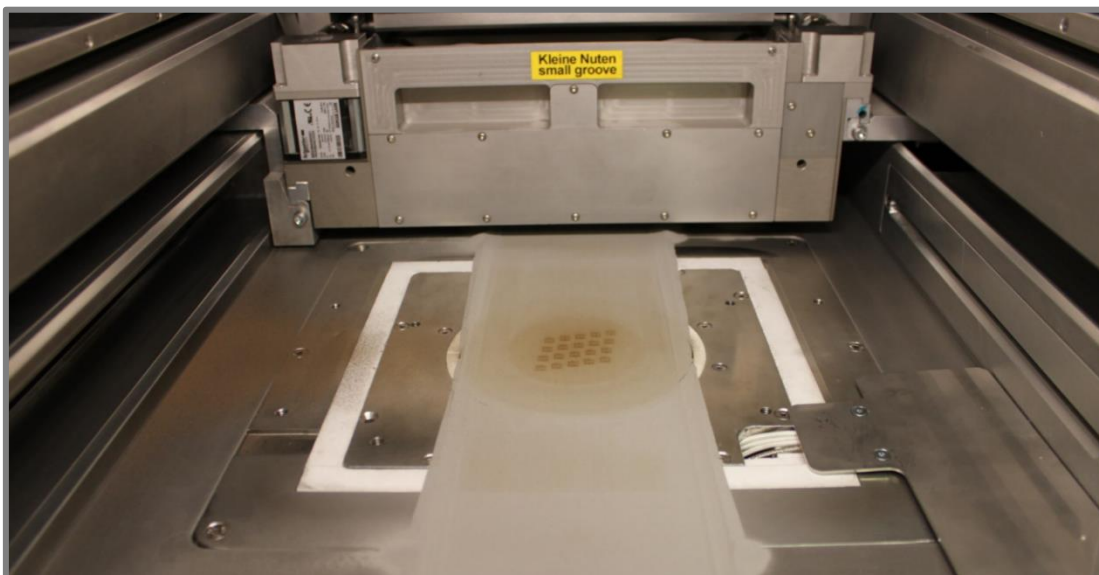
Prvním krokem bude, ať už u titanové, či niklové slitiny, nalezení optimálních procesních parametrů pro zpracování objemových vzorků za vysokých teplot přehřevu. Hledána bude optimální teplota přehřevu, výkonu laseru, rychlosti skenování a vzdálenosti drah laseru, při které bude zaručen stabilní proces stavby a bude sledován vliv těchto parametrů na relativní hustotu vzorků. U titanové slitiny bude navázáno na výzkum H. Aliho [20], který se zabýval výzkumem vlivu vysoké

teploty předehřevu na hustotu objemových vzorků z Ti6Al4V slitiny. V této části také bude potřeba sledovat vznikající mikrostrukturu.

V první části vždy bude nutné stanovit chemické složení, geometrii a distribuci prášku. Všechny tyto parametry závisí na metodě, kterou je prášek vyráběn a pro možnou opakovatelnost experimentů je nutné znát tyto charakteristiky. Distribuce prášku bude provedena na laserovém analyzátoru Horiba LA-960. Chemické složení bude zjištěno ICP metodou. Geometrické rozměry prášku budou zjištěny elektronovým mikroskopem Zeiss Ultra-Plus (SEM).

Před samotným tiskem objemových vzorků za zvýšené teploty bude potřebné stanovit geometrické rozměry liniových návarů za různých teplot předehřevu. Jak bylo zjištěno v rešeršní části, tak teplota předehřevu značně ovlivňuje geometrické rozměry návarů. Pro správné nastavení parametrů stavby objemových vzorků je potřebné znát tyto hodnoty. Veškeré experimenty budou provedeny na zařízení SLM 280^{HL} s modulem pro předehřev prášku vlastní konstrukce (Obr. 30), který vznikl v rámci řešení diplomové práce. Zařízením pro předehřev prášku je schopné vyvinout teplotu až 500 °C a umožňuje plynule a nezávisle regulovat teplotu stavebního prostoru s odchylkou ± 25 °C.

V průběhu řešení je plánována stáž na Technické univerzitě v Grazu, kde bude použito zařízení SLM 280^{HL} s profesionálním modulem pro předehřev prášku dodávaným jako doplňkové vybavení k tiskárně. Maximální teplota předehřevu s tímto doplňkovým modulem je 550 °C. Výhoda profesionální vyhřívané komory je v přesnosti ohřevu s odchylkou max. ± 2 °C.



Obr. 30 Zařízení pro předehřev prášku v tiskárně SLM 280HL

Naleznutím vhodné kombinace procesních parametrů liniových návarů za dané teploty bude možné vytvořit sadu objemových vzorků. První sada vzorků bude mít tvar kostek a bude na nich sledována relativní hustota a mikrostruktura. Bude snahou o dosažení co nejvyšší relativní hustoty, která bude hodnocena na výbrusech vzorků nafocněním vzorků mikroskopem Olympus SXZ7 a následnou obrazovou analýzou v softwaru ImageJ. Relativní hustota bude hodnocena v závislosti na skenovací strategii a teplotě předehřevu. Mikrostruktura bude hodnocena ve spolupráci s materiálovým ústavem.

Po stanovení vlivu teploty a strategie tisku na mikrostrukturu bude možné stavět vzorky s přesně definovanou mikrostrukturou i vzorky s gradientní mikrostrukturou. Pro ověření této hypotézy budou stavěny vzorky tvaru krychle a během tisku bude razantně snížena (nebo zvýšena) teplota předehřevu pro dosažení požadované mikrostruktury. Vzorky budou pro následnou analýzu rozříznuty, tak aby bylo možné vyhodnotit mikrostrukturu v závislosti na výšce vzorku.

9.2 Eliminace zbytkových napětí

Snížení zbytkových napětí pomocí vysoké teploty předehřevu a vhodné skenovací strategie bude náplní druhé fáze dle Obr. 29. V této části práce bude cílem sledování vlivu zvýšené teploty na zbytková napětí. Parametry pro tisk objemových vzorků budou použity z první fáze, bude sledován jejich vliv a různých skenovacích strategií na vznik zbytkových napětí. Budou tisknuty vzorky ve tvaru pro měření residuálních napětí, např. vzorky tvaru mostu, případně tří-pinové vzorky (Obr. 5). U těchto struktur je možné pomocí měření odklonu porovnat zbytková napětí jednotlivých parametrů (teploty a skenovací strategie) mezi sebou. Bude vytvořen MKP model v softwaru ANSYS pro kvantifikaci těchto napětí. Výsledky z MKP modelu bude nutné porovnat některou z konvenčních metod pro měření zbytkových napětí (difrakce, odvrátavací) pro ověření správnosti výpočtu. Pro hodnocení deformací budou vzorky nafoceny 3D optickým skenerem Atos TripleScan 8M. Výsledkem bude nalezení kombinace parametrů pro stavbu vzorků s co nejnižším množstvím zbytkových napětí.

9.3 Porovnání vzorků se simulačními nástroji

Ve třetí fázi bude řešena korelace experimentálních výsledků se simulačními nástroji. V současné době existuje řada těchto nástrojů (Simufact, 3DXpert, 3DSIM), které dokáží předpovědět ze zadaných procesních parametrů u konkrétního dílu mikrostrukturu, historii tepelného zatížení a deformace. Je plánováno takovýmto simulačním nástrojem vybavit i laboratoř na Odboru aditivních technologií a reverzního inženýrství.

9.4 Eliminace podpůrných struktur

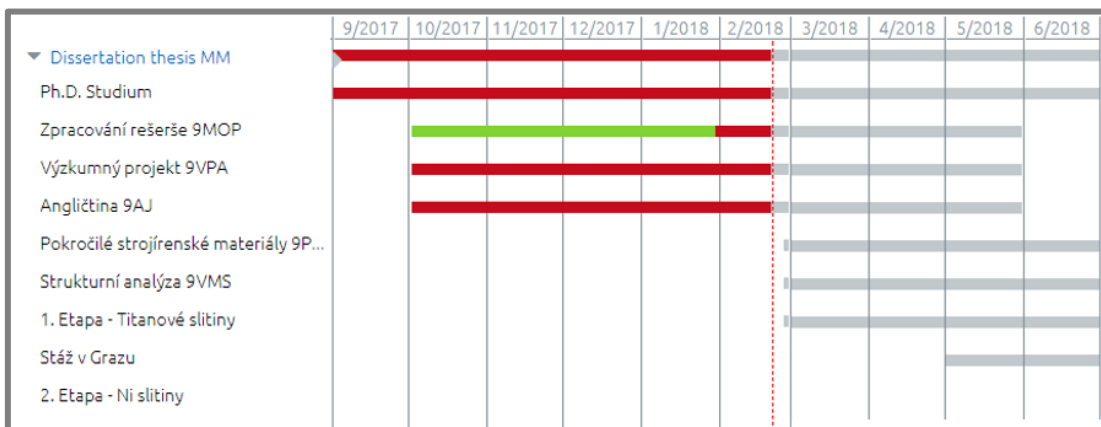
Po naleznutí stabilních parametrů pro tisk vzorků bez vnitřních pnutí z prvního a druhého kroku bude možné přejít k poslední fázi, k eliminaci podpůrných struktur.

Z počátku bude výzkum zaměřen na zpracování převislých struktur, které navrhl Wang [34], za zvýšených teplot. Předpokladem je, že při tisku bez zbytkových napětí nebude docházet k akumulaci deformací a bude možné snížit kritický úhel převislého vzorku. Vzorky budou stavěny za různých teplot předehřevu a měřen bude vliv teploty na kritický úhel sklonu převislého vzorku a drsnost převislého povrchu. Pro měření geometrie bude použit Atos TripleScan 8M a pro vyhodnocení drsnosti povrchu bude použit optický profilometr Brucker Countour GT-X.

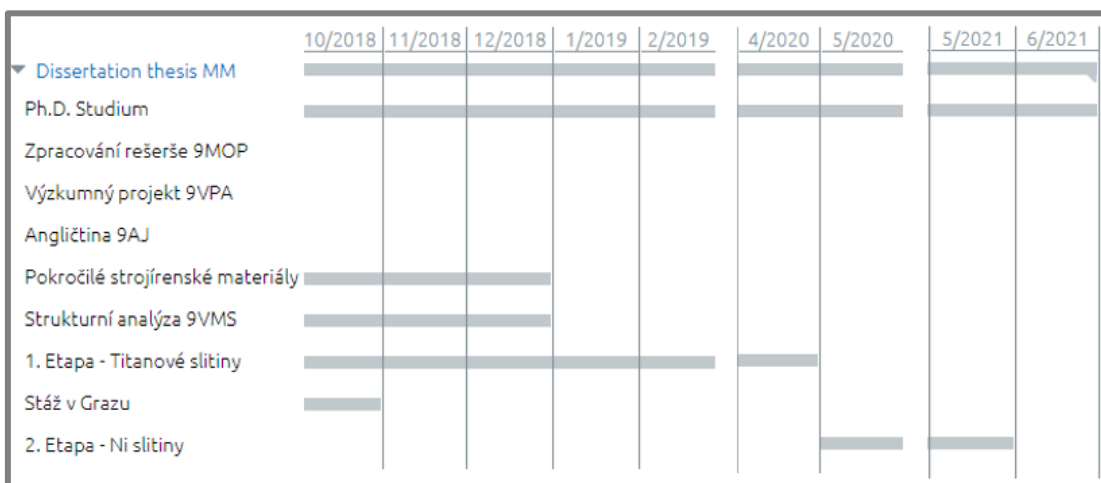
V poslední části budou zpracovávány vodorovné vzorky s postupně se snižujícím počtem podpůrných struktur. Parametry pro stavbu budou použity z druhé fáze. Bude vytvořena série vzorků tvaru T, které budou umístěny na stavěcí desku a u kterých bude postupně snižováno množství podpůrného materiálu u převislých částí. Každá série vzorků bude tisknuta za jiné teploty a bude sledována geometrická přesnost vzorků. Předpokládaným výsledkem bude naleznutí takových parametrů, při kterých nebude docházet k deformaci vzorků a bude zajištěn stabilní proces po celou

dobu stavby. Porovnáním vzorků tisknutých za různých teplot bude možné stanovit vliv teploty na deformace a přesnost vzorků.

10 ČASOVÝ ROZVRH A ETAPY ŘEŠENÍ



Obr. 31 Časový plán studia



Obr. 32 Časový plán studia

11 ODŮVODNĚNÍ NUTNOSTI

S rostoucím portfoliem zpracovatelných materiálů se technologie kovového 3D tisku stále více rozšiřuje do všech průmyslových odvětví. Dalšímu rozšíření brání vysoké pořizovací náklady na zařízení, náklady spojené s jeho provozem a vysoké nároky na tvorbu dat pro výrobu. V současné době je snahou tvorbu dat co nejvíce zjednodušit a vytvořit simulační nástroje pro predikci např. deformací, mikrostruktury a mechanických vlastností. Moderní zařízení jsou navíc vybaveny nástroji pro sledování teploty dílů během tisku a reálného výkonu paprsku laseru v místě styku s práškovým materiálem a jsou schopny v závislosti na těchto datech změnit procesní parametry v průběhu stavby.

Eliminací podpůrných struktur dojde k dalšímu zjednodušení a zrychlení přípravy dat pro tisk. Sníží se také náklady na dodatečné tepelné zpracování a náklady spojené s komplikovaným odstraněním podpůrného materiálu. Výsledkem bude pokles nákladů na samotný tisk a technologie kovového 3D se stane dostupnější pro další průmyslová odvětví.

12 SPOLUPRÁCE S JINÝMI INSTITUCEMI

V rámci řešení disertační práce je plánována půlroční stáž na Technické universitě v Grazu pod vedením prof. Christofra Sommitsche. Financování stáže bude z projektu Mezinárodní mobilita výzkumných pracovníků Vysokého učení technického v Brně.

Další předpokládaná spolupráce bude s Ústavem materiálových věd a inženýrství na Fakultě strojního inženýrství VUT v Brně a s ústavem fyziky materiálů Akademie věd.

13 PŘEDPOKLÁDANÉ NÁKLADY SPOJENÉ S ŘEŠENÍM A JEJICH ZDROJE

V první fázi řešení se předpokládá využitím dostupných zařízení na odboru reverzního inženýrství. Zařízení nutné pro výzkum přehřevu na vysokou teplotu bylo sestaveno v minulém roce a počítá se jen s minimálním objemem nákladů spojených s jeho provozem. Práškový materiál pro výzkum titanové slitiny byl zakoupen v minulých letech a předpokládá se, že jeho množství bude dostačující. Dodatečným nákladem bude spotřebovaný inertní plyn. Financování je předpokládáno ze zdrojů odboru.

V další fázi se předpokládá pořízení kovového prášku vhodné niklové slitiny, které bude financováno z výzkumného projektu pro evropskou vesmírnou agenturu realizovaného ve spolupráci s GE.

14 CHARAKTERISTIKA PŘEDPOKLÁDANÉHO VÝSLEDKU

14.1 Předpokládané výstupy disertační práce

Výstupem práce musí být pro úspěšné dokončení doktorského studia publikace minimálně tři vědeckých článků v impaktovaných časopisech. Z těchto článků následně bude vytvořena zkrácená verze disertační práce.

14.2 Seznam vhodných periodik pro následnou publikaci výsledků

3D Printing and Additive Manufacturing (IF 3,389)

Rapid Prototyping Journal (IF 2,4)

Materials and Design (IF 4,364)

Scripta Materialia (IF 3,747)

15 SEZNAM ZDROJŮ

- [1] SCHLEIFENBAUM, H., W. MEINERS, K. WISSENBAACH a C. HINKE. Individualized production by means of high power Selective Laser Melting. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* [online]. 2010, **2**(3), 161–169 [vid. 2016-03-12]. ISSN 17555817. Dostupné z: doi:10.1016/j.cirpj.2010.03.005
- [2] SLM SOLUTION. *SLM Solutions* [online]. [vid. 2018-01-25]. Dostupné z: <https://slm-solutions.com/>
- [3] SOCHALSKI-KOLBUS, L. M., E. A. PAYZANT, P. A. CORNWELL, T. R. WATKINS, S. S. BABU, R. R. DEHOFF, M. LORENZ, O. OVCHINNIKOVA a C. DUTY. Comparison of Residual Stresses in Inconel 718 Simple Parts Made by Electron Beam Melting and Direct Laser Metal Sintering. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* [online]. 2015, **46**(3), 1419–1432. ISSN 10735623. Dostupné z: doi:10.1007/s11661-014-2722-2
- [4] *Arcam EBM* [online]. Dostupné z: <http://www.arcam.com>
- [5] *Fraunhofer Institute for Laser Technology ILT* [online]. [vid. 2018-01-25]. Dostupné z: <https://www.ilt.fraunhofer.de/en/profile.html>
- [6] WITHERS, P.J. a H.K.D.H. BHADSHIA. Residual stress. Part 1 – Measurement techniques. *Materials Science and Technology* [online]. 2001, **17**(4), 355–365. ISSN 0267-0836. Dostupné z: doi:10.1179/026708301101509980
- [7] MERCELIS, Peter a Jean-Pierre KRUTH. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal* [online]. 2006, **12**(5), 254–265. ISSN 1355-2546. Dostupné z: doi:10.1108/13552540610707013
- [8] KRUTH, J P, J DECKERS, E YASA a R WAUTHLE. Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B-Journal of Engineering Manufacture* [online]. 2012, **226**(B6), 980–991. ISSN 0954-4054. Dostupné z: doi:10.1177/0954405412437085
- [9] SILLARS, S. A., C. J. SUTCLIFFE, A. M. PHILO, S. G.R. BROWN, J. SIENZ a N. P. LAVERY. The three-prong method: a novel assessment of residual stress in laser powder bed fusion. *Virtual and Physical Prototyping* [online]. 2018, **13**(1), 20–25. ISSN 17452767. Dostupné z: doi:10.1080/17452759.2017.1392682
- [10] PATTERSON, Albert E., Sherri L. MESSIMER a Phillip A. FARRINGTON. Overhanging Features and the SLM/DMLS Residual Stresses Problem: Review and Future Research Need. *Technologies* [online]. 2017, **5**(2), 15. ISSN 2227-7080. Dostupné z: doi:10.3390/technologies5020015
- [11] SHIOMI, M., K. OSAKADA, K. NAKAMURA, T. YAMASHITA a F. ABE. Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* [online]. 2004, **53**(1), 195–198 [vid. 2015-11-18]. ISSN 00078506. Dostupné z: doi:10.1016/S0007-8506(07)60677-5
- [12] KENEL, C, G DASARGYRI, T BAUER, A COLELLA, A B SPIERINGS, C LEINENBACH a K WEGENER. Selective laser melting of an oxide dispersion

- strengthened (ODS) gamma-TiAl alloy towards production of complex structures. *Materials & Design* [online]. 2017, **134**, 81–90. ISSN 0264-1275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2017.08.034
- [13] STEEN, William M. a Jyotirmoy MAZUMDER. *Laser Material Processing* [online]. 2010. ISBN 978-1-84996-061-8. Dostupné z: doi:10.1007/978-1-84996-062-5
- [14] YADROITSEV, I., P. KRAKHMALOV, I. YADROITSAVA, S. JOHANSSON a I. SMUROV. Energy input effect on morphology and microstructure of selective laser melting single track from metallic powder. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2013, **213**(4), 606–613 [vid. 2016-03-01]. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2012.11.014
- [15] GUSSONE, J, Y C HAGEDORN, H GHEREKHLOO, G KASPEROVICH, T MERZOUK a J HAUSMANN. Microstructure of gamma-titanium aluminide processed by selective laser melting at elevated temperatures. *Intermetallics* [online]. 2015, **66**, 133–140. ISSN 0966-9795. Dostupné z: doi:10.1016/j.intermet.2015.07.005
- [16] LOSERTOVIČ, Monika. Textbook. 2014.
- [17] AGIUS, Dylan, Kyriakos KOUROUSIS a Chris WALLBRINK. A Review of the As-Built SLM Ti-6Al-4V Mechanical Properties towards Achieving Fatigue Resistant Designs. *Metals* [online]. 2018, **8**(1), 75. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met8010075
- [18] QIU, Chunlei, Nicholas J E ADKINS a Moataz M. ATTALLAH. Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V. *Materials Science and Engineering A* [online]. 2013, **578**, 230–239. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2013.04.099
- [19] SIMONELLI, Marlo, Yau Yau TSE a C. TUCK. The formation of $\alpha + \beta$ microstructure in as-fabricated selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Research* [online]. 2014, **29**(17), 2028–2035 [vid. 2018-02-05]. ISSN 20445326. Dostupné z: doi:10.1557/jmr.2014.166
- [20] ALI, Haider, Le MA, Hassan GHADBEIGI a Kamran MUMTAZ. In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2017, **695**, 211–220 [vid. 2017-08-17]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2017.04.033
- [21] BARTOLOMEU, F., S. FARIA, O. CARVALHO, E. PINTO, N. ALVES, F. S. SILVA a G. MIRANDA. Predictive models for physical and mechanical properties of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering A* [online]. 2016, **663**, 181–192. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.03.113
- [22] XU, W., E. W. LUI, A. PATERAS, M. QIAN a M. BRANDT. In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance. *Acta Materialia* [online]. 2017, **125**, 390–400. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2016.12.027
- [23] SHISHKOVSKY, I, I YADROITSEV a I SMUROV. Direct selective laser melting of nitinol powder. In: M SCHMIDT, F VOLLERTSEN a M GEIGER, ed. *Laser Assisted Net Shape Engineering 7* [online]. 2012, Physics Procedia,

- s. 447–454. Dostupné z: doi:10.1016/j.phpro.2012.10.060
- [24] LI, Wei, Jie LIU, Yan ZHOU, Shifeng WEN, Qingsong WEI, Chunze YAN a Yusheng SHI. Effect of substrate preheating on the texture, phase and nanohardness of a Ti–45Al–2Cr–5Nb alloy processed by selective laser melting. *Scripta Materialia* [online]. 2016, **118**, 13–18 [vid. 2017-08-17]. ISSN 13596462. Dostupné z: doi:10.1016/j.scriptamat.2016.02.022
- [25] BUCHBINDER, D, W MEINERS, N PIRCH, K WISSENBACH a J SCHRAGE. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *Journal of Laser Applications* [online]. 2014, **26**(1). ISSN 1042-346X. Dostupné z: doi:10.2351/1.4828755
- [26] KOUTNY, Daniel, David PALOUSEK, Libor PANTELEJEV, Christian HOELLER, Rudolf PICHLER, Lukas TESICKY a Jozef KAISER. Influence of Scanning Strategies on Processing of Aluminum Alloy EN AW 2618 Using Selective Laser Melting. *Materials* [online]. 2018, **11**(2), 298. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma11020298
- [27] VORA, Pratik, Kamran MUMTAZ, Iain TODD a Neil HOPKINSON. AlSi12 in-situ alloy formation and residual stress reduction using anchorless selective laser melting. *Additive Manufacturing* [online]. 2015, **7**, 12–19. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2015.06.003
- [28] VORA, Pratik, Rafael MARTINEZ, Neil HOPKINSON, Iain TODD a Kamran MUMTAZ. Customised Alloy Blends for In-Situ Al339 Alloy Formation Using Anchorless Selective Laser Melting. *Technologies* [online]. 2017, **5**(2), 24. ISSN 2227-7080. Dostupné z: doi:10.3390/technologies5020024
- [29] KEMPEN, K, B VRANCKEN, S BULS, L THIJS, J VAN HUMBEECK a J P KRUTH. Selective Laser Melting of Crack-Free High Density M2 High Speed Steel Parts by Baseplate Preheating. *Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the Asme* [online]. 2014, **136**(6). ISSN 1087-1357. Dostupné z: doi:10.1115/1.4028513
- [30] MERTENS, R, B VRANCKEN, N HOLMSTOCK, Y KINDS, J P KRUTH a J VAN HUMBEECK. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts. In: M SCHMIDT, F VOLLERTSEN a C B ARNOLD, ed. *Laser Assisted Net Shape Engineering 9 International Conference on Photonic Technologies Proceedings of the Lane 2016* [online]. 2016, Physics Procedia, s. 882–890. Dostupné z: doi:10.1016/j.phpro.2016.08.092
- [31] HAGEDORN, Y C, J RISSE, W MEINERS, N PIRCH, K WISSENBACH a R POPRAWE. Processing of nickel based superalloy MAR M-247 by means of High Temperature - Selective Laser Melting (HT - SLM). *High Value Manufacturing: Advanced Research in Virtual and Rapid Prototyping* [online]. 2014, 291–295. Dostupné z: https://www.researchgate.net/publication/288236755_Processing_of_nickel_based_superalloy_MAR_M-247_by_means_of_High_Temperature_-_Selective_Laser_Melting_HT_-_SLM
- [32] DEMIR, A G a B PREVITALI. Investigation of remelting and preheating in SLM of 18Ni300 maraging steel as corrective and preventive measures for porosity reduction. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2017, **93**(5–8), 2697–2709. ISSN 0268-3768. Dostupné

- z: doi:10.1007/s00170-017-0697-z
- [33] SAVALANI, M M a J M PIZARRO. Effect of preheat and layer thickness on selective laser melting (SLM) of magnesium. *Rapid Prototyping Journal* [online]. 2016, **22**(1), 115–122. ISSN 1355-2546. Dostupné z: doi:10.1108/rpj-07-2013-0076
- [34] WANG, Di, Yongqiang YANG, Ziheng YI a Xubin SU. Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2013, **65**(9–12), 1471–1484. ISSN 02683768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-012-4271-4
- [35] YANG, Yongqiang, Jian-bin LU, Zhi-Yi LUO a Di WANG. Accuracy and density optimization in directly fabricating customized orthodontic production by selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal* [online]. 2012, **18**(6), 482–489. ISSN 1355-2546. Dostupné z: doi:10.1108/13552541211272027
- [36] WANG, Di, Yongqiang YANG, Ruicheng LIU, Dongming XIAO a Jianfeng SUN. Study on the designing rules and processability of porous structure based on selective laser melting (SLM). *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2013, **213**(10), 1734–1742. ISSN 09240136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2013.05.001
- [37] WYSOCKI, Bartłomiej, Piotr MAJ, Ryszard SITEK, Joseph BUHAGIAR, Krzysztof KURZYDŁOWSKI a Wojciech ŚWIĘSZKOWSKI. Laser and Electron Beam Additive Manufacturing Methods of Fabricating Titanium Bone Implants. *Applied Sciences* [online]. 2017, **7**(7), 657. ISSN 2076-3417. Dostupné z: doi:10.3390/app7070657
- [38] WEIWEI, He, Jia WENPENG, Liu HAIYAN, Tang HUIPING, Kang XINTING a Huang YU. Research on Preheating of Titanium Alloy Powder in Electron Beam Melting Technology. *Rare Metal Materials and Engineering* [online]. 2011, **40**(12), 2072–2075 [vid. 2016-03-26]. ISSN 18755372. Dostupné z: doi:10.1016/S1875-5372(12)60014-9
- [39] MUMTAZ, K., P. VORA a N. HOPKINSON. A Method To Eliminate Anchors/Supports From Directly Laser Melted Metal Powder Bed Processes. *Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011, (2011), 55–64.

16 VĚDECKÝ ŽIVOTOPIS

Osobní informace

Jméno Martin Malý
Adresa Vysoké Učení Technické v Brně
Fakulta strojního inženýrství
Ústav konstruování
Odbor reverzního inženýrství a aditivních technologií
Technická 2896/2, Brno, 61669, Česká republika
Tel. +420 54114 4927, +420 603 704 428
E-mail Martin.Maly2@vut.cz, Martinm92@seznam.cz
Dat. narození 9. 9. 1992
Národnost česká
ORCID <https://orcid.org/0000-0002-4371-2425>



Vzdělání a kvalifikace

Vysoké Učení Technické v Brně Fakulta strojního inženýrství

Od 2017: **Konstrukční a procesní inženýrství**
Typ studia: Doktorské
Téma disertační práce: Studium zpracování kovových materiálů selektivním laserovým tavením za zvýšených teplot

2015 – 2017: **Konstrukční inženýrství**
Typ studia: Magisterské navazující
Téma diplomové práce: Experimentální komora pro testování speciálních materiálů technologií SLM

2012 – 2015: **Základy strojního inženýrství**
Typ studia: Bakalářské
Téma bakalářské práce: Konstrukce prosévacího zařízení pro práškové kovy

Vyšší odborná škola a Střední průmyslová škola Rychnov nad Kněžnou

2008 – 2012: **Strojírenství**
Zaměření: CAD/CAM systémy a CNC stroje

Doplňující vzdělání

9/2017 Kurz základů vědecké práce

Výuková činnost

Výuka v bakalářském studiu:

Základy strojího inženýrství (1K)

CAD (3CD) – Inventor, AutoCAD

Konstruování a CAD (4KC)

Výuka v magisterském studiu:

Aditivní technologie (ZAT)

Týmový projekt (ZKP)
