



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

ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI MATERIÁLŮ
VYRÁBĚNÝCH TECHNIKOU SLM

FATIGUE PROPERTIES OF MATERIALS PREPARED BY SLM METHOD

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Josef Hanáček

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Roman Štěpánek

BRNO 2016

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Student: **Josef Hanáček**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce: **Ing. Roman Štěpánek**
Akademický rok: 2015/16

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 bakalářské práce:

Únavové vlastnosti materiálů vyráběných technikou SLM

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Shrnutí únavových vlastností materiálů vyrobených pomocí metody „selective laser melting“ (SLM) a rozbor případných rozdílů oproti materiálům vyrobených konvenčním způsobem.

Cíle bakalářské práce:

Cílem by měla být rešeršní práce, přehledně popisující metodu SLM a její vliv především na únavové vlastnosti materiálů.

Z dosažených závěrů by mělo být patrné, pro které aplikace je vhodnější použít materiály připravené pomocí SLM než konvenční materiály (podle více kritérií).

Seznam literatury:

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

THIJS, L.; KEMPEN, K.; KRUTH, J. P.; VAN HUMBEECK, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, Acta Materialia, 2013, Vol. 61, s. 1809–1819

OLAKANMI, E. O. Selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of pure Al, Al-Mg and Al-Si powders: Effect of processing conditions and powder properties, Journal of Materials processing technology, 2013, Vol. 213, s. 1387–1405

READ, N.; WANG, W.; ESSA, K.; ATTALLAH, M. M. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development, Materials and Design, 2015, Vol. 65, s. 417–424

KLESNIL, M.; LUKÁŠ, P. Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání, Praha: ACADEMIA, Nakladatelství Československé akademie věd, 1975, 224 s.

SURESH, S. Fatigue of Materials, Cambridge University Press, 1998, 679 s.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2015/16.

V Brně, dne 26. 11. 2015



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

Abstrakt

Práce se zabývá popisem metody SLM („Selective Laser Melting“), která se řadí mezi metody ALM („Additive Layer Manufacturing“). V první části jsou rozebrány obecné zákonitosti o únavě materiálu a metodě SLM. V druhé části se práce věnuje samotnému vlivu výrobních parametrů na výsledné vlastnosti materiálu. Hlavním cílem práce je zjištění souvislostí mezi výrobními parametry a mechanickými vlastnostmi součástek vyrobených metodou SLM. Zvláštní pozornost je věnována únavovým vlastnostem.

Klíčová slova

Selective Laser Melting, Additive Layer Manufacturing, mechanické vlastnosti, únava materiálu

Abstract

This work deals with description of SLM (Selective Laser Melting) method, which is one of ALM (Additive Layer Manufacturing) method. In first part the general laws of fatigue and SLM method are described. The second part deals with the influence of processing parameters to final properties of material. The main goal of work is to determine dependence between processing parameters and mechanical properties of SLM processed components. Special attention is dedicated to fatigue properties.

Keywords

Selective Laser Melting, Additive Layer Manufacturing, mechanical properties, fatigue

Bibliografická citace

HANÁČEK, J. *Únavové vlastnosti materiálů vyráběných technikou SLM*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 46 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Roman Štěpánek.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou práci vypracoval samostatně, pod vedením vedoucího bakalářské práce Ing. Romana Štěpánka a s použitím literatury a pramenů, které jsou uvedeny v seznamu použité literatury na konci této práce.

V Brně 25. 5. 2016

.....

Josef Hanáček

Poděkování

Tímto bych chtěl vyjádřit svůj dík vedoucímu mojí práce, panu Ing. Romanu Štěpánkovi, za velmi ochotné vysvětlení problematiky, formální i odborné poznámky apředevším za jeho čas, který mi věnoval.

Obsah

Obsah.....	9
1 Úvod.....	10
2 Únava materiálu	11
2.1 Stádium změn mechanických vlastností	11
2.1.1 Vliv předchozí deformace a formování dislokační struktury	12
2.2 Nukleace a šíření únavových trhlin	13
2.3 Přechod mezi stádiem nukleace a šíření - vlivy.....	15
2.4 Šíření únavových trhlin.....	15
2.5 Křivky životnosti	16
3 Additive Layer Manufacturing	19
3.1 Metoda Selective Laser Melting (SLM)	19
3.1.1 Základní faktory ovlivňující výrobu.....	20
3.2 Další metody ALM	21
4 Hustota a pórovitost při procesu SLM.....	23
5 SLM a únava.....	27
5.1 Vliv výrobních parametrů SLM na mechanické vlastnosti	27
5.1.1 Tvrdost.....	27
5.1.2 Pevnost	27
5.1.3 Tažnost	28
5.1.4 Únavové vlastnosti	28
5.2 Komplexní vliv přípravy na mechanické vlastnosti.....	29
5.2.1 Struktura vzorků SLM před zkouškou	30
5.2.2 Únavové vlastnosti	31
5.2.3 Pevnost v tahu.....	32
5.2.4 Lomová plocha vzorků z tahové zkoušky	33
5.3 Důvod rozptylu výsledků únavové zkoušky.....	33
5.4 Shrnutí výsledků zkoušek	34
5.5 Vliv směru prosvětlování.....	36
5.6 Mechanismus tuhnutí	37
5.7 Vliv směru zatěžování	39
6 Závěr.....	42
7 Seznam použitých zdrojů.....	43
8 Seznam zkratk a symbolů	45

1 Úvod

Možnosti výroby složitých součástí jsou vždy limitovány výrobními postupy. Proto je neustále vyvíjena snaha objevit novou lepší technologii, která by umožnila výrobu složitých součástí pokud možno s minimem pořizovacích a provozních nákladů při co možná nejkratším výrobním čase. Většinou platí, že s vzrůstající kvalitou technologie vzrůstá její cena, ať už se jedná o cenu pořizovací nebo provozní náklady. Jednou z nejstarších metod výroby komplexních tvarů je lití, které se v současnosti stále hojně využívá z důvodu nízkých nákladů. Tato technologie prodělala za dobu své existence řadu změn a vylepšení. Stále však zůstává velkou nevýhodou množství vad, které jsou přítomny po konvenčním odlévání. Snaha odstranit vady v materiálu při odlévání má zpravidla za následek růst ceny. Jedním ze způsobů je například squeeze casting, při kterém je forma po zaplnění tekutým kovem přitisknuta zvýšeným tlakem, což má za následek snížení množství vznikajících vad. Neustálé hledání cenově dostupnější a kvalitní výroby strojních součástí se v současné době mimo jiné silně zaměřuje na metody ALM („Additive Layer Manufacturing“), pro které je charakteristické, že vyráběná součást vzniká po jednotlivých vrstvách, což umožňuje i výrobu součástí velmi komplikovaných tvarů. Metoda ALM vznikla ke konci devadesátých let. Příkladem ALM metody je metoda SLM („Selective Laser Mating“). SLM metodě je v poslední době věnována zvláštní pozornost, protože materiál vznikající při tomto procesu má oproti konvenčně odlévaným součástkám výrazně lepší mechanické vlastnosti. Technologie je relativně přesná a její provozní náklady nejsou příliš vysoké. Snížení pořizovacích nákladů úzce souvisí s poptávkou, a tedy množstvím těchto výrobních strojů. Je tedy třeba velkého množství zkoušek, které by potvrdily výjimečnost mechanických vlastností SLM, případně zda se jedná o metodu, která svými vlastnostmi nevyhniká natolik, aby se výzkum dále ubíral tímto směrem. Klíčovým parametrem při každé technologii výroby jsou vady v materiálu, které u ALM vznikají také, ale vhodně zvolenými výrobními parametry, případně post-výrobním zpracováním, lze množství a vliv těchto vad minimalizovat, a tato práce se věnuje obecnému přehledu vlivu některých z těchto parametrů. [1,2,3]

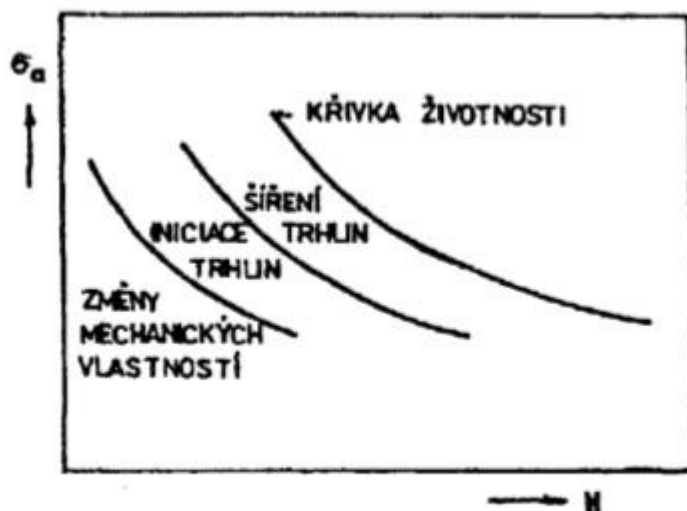
2 Únava materiálu

Pokud je součást podrobena pravidelně se opakujícímu zatěžování, může dojít k jejímu porušení, přestože zatížení nepřesáhlo mez kluzu materiálu. Tento proces postupného porušování je označován jako únava materiálu. Únava materiálu je způsobena nevratnou cyklickou plastickou deformací a v technické praxi dochází k tomuto mechanismu porušení nejčastěji. Proces porušování od prvního zátěžného cyklu do lomu je označován jako životnost. V průběhu životnosti dochází k výrazným změnám uvnitř materiálu, které se ve výsledku projeví porušením. [4]

Změny v materiálu lze rozdělit do několika stádií, mezi kterými však není jednoznačná hranice.

- Stádium změn mechanických vlastností - v důsledku kumulace cyklické plastické deformace dochází ke změnám rozložení a hustoty dislokací v materiálu. Materiál v průběhu zatěžování cyklicky změkčuje, zpevňuje, popřípadě nevykazuje žádné výrazné změny.
- Stádium iniciace trhlin - pokračující plastická deformace má za následek koncentraci napětí a deformace v povrchových vrstvách vzorku. V okolí koncentrace napětí dochází ke vzniku prvních mikrotrhlin.
- Stádium šíření trhlin - z množství mikrotrhlin vzniklých v prvotním stádiu pokračuje v šíření zpravidla jedna řídicí trhlina, která postupně prostupuje průřezem celého vzorku, až jej oslabí natolik, že dojde k náhlému lomu.

K porušení vzorku dojde po určitém počtu cyklů při dané amplitudě napětí. Hodnota počtu cyklů do porušení pro danou amplitudu leží v diagramu na křivce životnosti. Rozdělení na jednotlivá stádia je schematicky znázorněno na obrázku 2.1. [5]

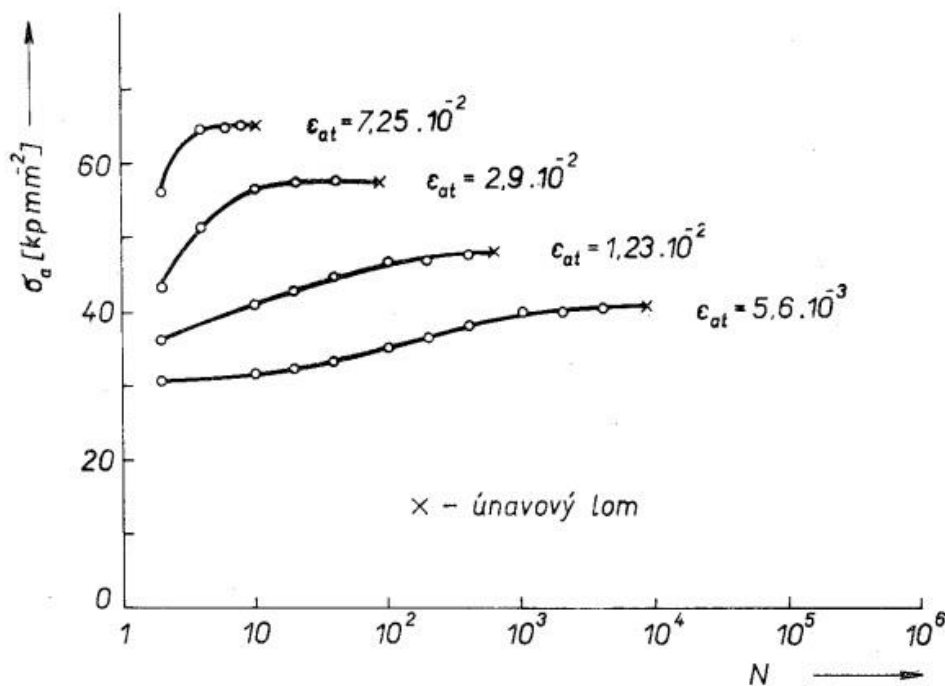


Obr. 2.1: Stádia únavové životnosti [4]

2.1 Stádium změn mechanických vlastností

Jedná se o první fázi únavového života, ve které dochází ke změnám mechanických, elektrických a dalších fyzikálních vlastností. Jedná se o změny v celém objemu zatěžovaného kovu. Z mechanických vlastností má největší význam odpor materiálu vůči deformaci, ale v průběhu únavového zatěžování se mění např. i tvrdost. Pro sledování odezvy materiálu na cyklické zatěžování se používá způsob zatěžování označovaný jako měkký mód, při kterém je v průběhu zkoušky udržována konstantní hodnota napětí, a tvrdý mód, při kterém udržujeme konstantní hodnotu deformace. Dle odporu materiálu vůči cyklické deformaci rozlišujeme dvě skupiny. Do první skupiny patří materiály, které cyklicky zpevňují. V tomto případě klade

materiál stále větší odpor proti další deformaci při cyklickém zatěžování. Do druhé skupiny spadají materiály, které cyklicky změkčují. Zde materiál naopak v průběhu cyklického zatěžování klade čím dál menší odpor proti deformaci. Příkladem slitiny, která cyklicky zpevňuje, je hliník (na obr. 2.2). Při zatěžování v tvrdém módu materiál klade stále vyšší odpor proti deformaci a pro udržení konstantní hodnoty amplitudy deformace musí v průběhu zatěžování vzrůstat amplituda působícího napětí. [5]



Obr. 2.2: Materiál cyklicky zpevňující [5]

Tato fáze je obvykle ukončena saturací mechanických vlastností, kdy materiál již dále nezpevňuje ani nezměkčuje. U některých materiálů nedojde k saturaci nikdy, pak je za saturovaný stav považována hodnota amplitudy napětí a deformace v polovině životnosti. Po skončení stádia změn mechanických vlastností získáme ustálený saturovaný stav. Při ustáleném saturovaném stavu je dokončen proces cyklického zpevnění, respektive změkčení. Při dalším zatěžování je hodnota plastické deformace, případně amplitudy napětí, neměnná. [5]

Délka trvání prvotního stádia únavy závisí na charakteru skluzu. Podle charakteru skluzu rozlišujeme materiály s vlnitým charakterem skluzu, u kterých je dosažení skluzu snadné, a materiály s planárním charakterem skluzu, kde je obtížný skluz dislokací. Délka trvání cyklického zpevnění u kovů a slitin s vlnitým charakterem skluzu, do které se řadí slitiny hliníku s FCC mřížkou, je výrazně kratší než u slitin s planárním charakterem skluzu. V obou případech je ovšem změna mechanických vlastností obvykle nejvýraznější na začátku stádia. [5]

2.1.1 Vliv předchozí deformace a formování dislokační struktury

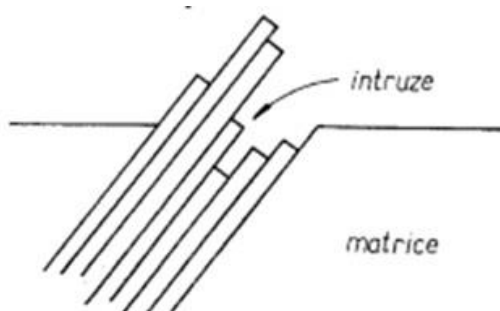
Protože při cyklickém zatěžování dochází ke změnám mechanických vlastností, je rozhodující v jakém stavu je zkoumaný materiál na začátku pozorování. Jedná se o zjištění, zda předchozí deformace materiálu, jinak řečeno historie zatěžování, má vliv na životnost. Bylo zjištěno, že materiály se snadným příčným skluzem nevykazují změny v únavovém chování

nedeformované a deformované struktury. Únavové chování materiálů s obtížným příčným skluzem je citlivé na výchozí stav deformace. [5]

Při cyklickém zatěžování dochází k nejvýraznějším změnám mechanických vlastností na počátku zatěžování, protože je zde dominující plastická deformace, která způsobuje přeskupení dislokací. Snadnost pohybu dislokací ovlivňuje přítomnost precipitátů, cizích atomů, zvolená amplituda zatěžování, hranice zrn a další faktory. Obecně lze říci, že cyklické zpevnění se bude uplatňovat u materiálů žíhaných a cyklické změkčení u materiálů zpevněných. Tato skutečnost souvisí s tím, že dislokační struktura je hustší pro materiály deformované a řidší pro nedeformované (žíhané). Útvary, do jakých se dislokace shlukují, závisí na velikosti použité amplitudy. Při nasazení malé amplitudy nejprve homogenně narůstá počet dislokací, následuje shlukování dislokací do pásů. Při dalším zatěžování se zvýrazňují tyto pásy a hustota dislokací mezi nimi klesá. Při použití velké amplitudy dochází ke kupení dislokací do nevyhraněných shluků, které postupně přecházejí v zárodky buněčné struktury. Dalším zatěžováním se pouze zvýrazňuje buněčná struktura. Navenek lze tyto dva různé způsoby přerozdělování dislokací sledovat jako celkovou deformaci. Pro větší amplitudu trvá proces přerozdělování kratší dobu (amplituda napětí se ustálí po menším počtu cyklů), při nižší amplitudě deformace dojde k ustálení amplitudy napětí po delší době (amplituda napětí se ustálí až po větším počtu cyklů). V obou případech má však stádium změn mechanických vlastností velmi krátkou dobu trvání vzhledem k celkové životnosti. [5]

2.2 Nukleace a šíření únavových trhlin

Stádium nukleace trhlin se již týká pouze malé části celkového objemu, a to povrchových a podpovrchových vrstev. Všechny typy nukleace únavových trhlin jsou zapříčiněny koncentrací cyklické plastické deformace. Nejčastějším nukleačním místem je povrch součásti. Důvodem je lokální zvýšení napětí v kořenu povrchové trhliny. Trhlina na povrchu působí jako větší koncentrátor napětí než trhlina uvnitř materiálu. Trhlinám je prakticky nemožné se vyhnout, protože žádnou metodou přípravy není možné vytvořit dokonale rovinný povrch bez vad. Koncentrátorem napětí jsou rovněž intruze vzniklé přeskupováním dislokací a následným skluzem v prvním stádiu únavového zatěžování, které jsou častým aktivním zárodkem pro další šíření trhliny (obr. 2.3). Nukleačním místem trhliny nemusí být nutně povrch součásti. Jsou-li defekty přítomny uvnitř součásti, může se šíření trhliny nastartovat z podpovrchové vrstvy. Povrchová vrstva může mít také pevnější strukturu než zbylý objem materiálu, v tomto případě dojde k nukleaci trhliny pod touto vrstvou. K nukleaci může rovněž dojít na hranicích zrn. [5]

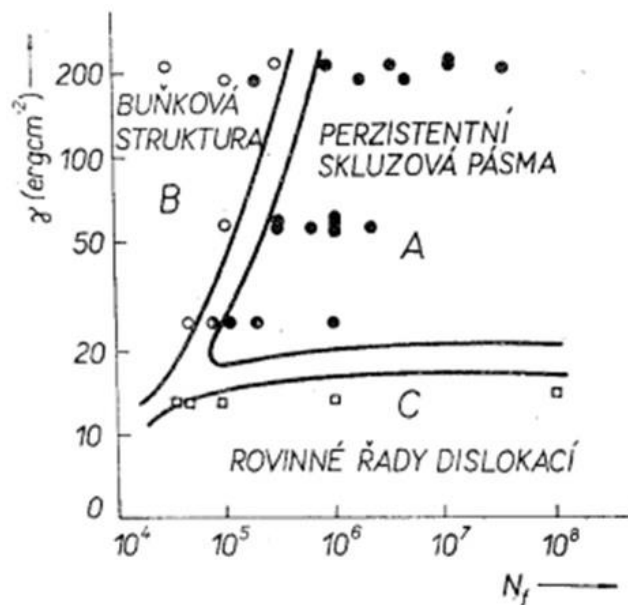


Obr. 2.3: Schematické znázornění intruze a extruze [5]

Z uvedených důvodů má význam sledovat uskupení dislokací v povrchové a podpovrchové vrstvě, pevnost a vzhled struktury v těchto místech a napětíově-deformační rozložení. K nukleaci a následnému šíření trhliny dochází nejčastěji z perzistentního skluzového pásma. Tvorba těchto pásem začíná zpravidla po přerozdělení dislokací,

tj. po relativně malém počtu cyklů. Tento děj je řízen lokalizovanou cyklickou plastickou deformací. Vlivem zatížení se v místech s koncentrátorem napětí vytvoří podmínky pro přerozdělování dislokací do těchto pásem, které mají ve většině případů odlišnou strukturu od původního a zbylého objemu součásti, proto jsou nazývány perzistentní. Plastická deformace, a s tím spojené přerozdělení dislokací, probíhá zejména na povrchu a v místech, kde dochází ke koncentraci napětí. Dislokace se postupně formují do struktury. Tato struktura je určena amplitudou zatěžování a tím, jak snadno v materiálu dochází k příčnému skluzu. [5]

Podle výše amplitudy zatěžování a snadnosti příčného skluzu v materiálu dochází k formování dislokační struktury. Jednotlivé struktury jsou přehledně zobrazeny na obr. 2.4. Velikost amplitudy napětí je vyjádřena nepřímo počtem cyklů do lomu, snadnost příčného skluzu je vyjádřena energií vrstevné chyby. [5]



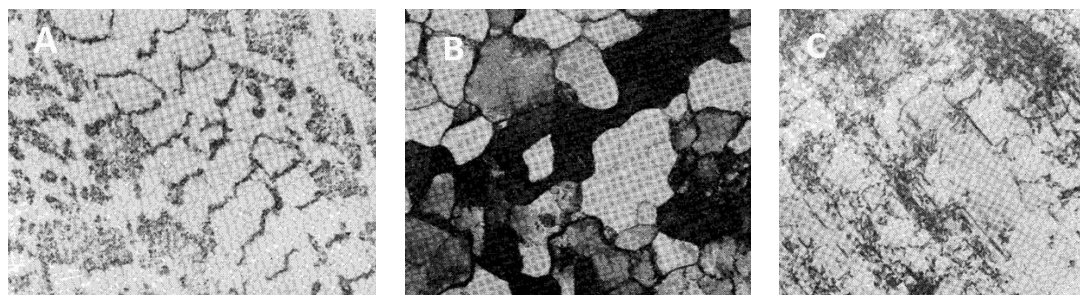
Obr. 2.4: Typy podpovrchových dislokačních struktur v závislosti na energii vrstevné chyby a na amplitudě zatěžování (vyjádřené nepřímo prostřednictvím počtu cyklů do lomu) [5]

U kovů a slitin se snadným příčným skluzem a při použití velké amplitudy vzniká oblast perzistentních skluzových pásem, které se vnitřní strukturou liší od původního a zbylého objemu (obr. 2.5-a). Dalším zatěžováním se již tato struktura nemění. U těchto kovů, mezi něž se řadí i hliník, vytváří dislokace buňky umístěné na rovině perzistentního skluzového pásma. Během první fáze zatěžování, kdy vzniká buněčná struktura, se vytváří jemný povrchový reliéf v důsledku vystupování dislokací na povrch a vznikají jemné skluzové stopy. Ke konci této fáze, kdy je buněčná struktura zformována, dochází k hrubému skluzu, při kterém nad povrch vystupují extruze, do materiálu pronikají intruze, vzájemně jsou odděleny skluzovým pásmem a celý tento systém je označován jako perzistentní skluzové pásmo. Počet těchto pásem a jejich pronikavost rostou s amplitudou zatěžování. V polykrystalickém materiálu je pronikavost omezena hranicemi zrn a popsáný jev se proto omezuje na povrchová zrna. [5]

Při použití velké amplitudy zatěžování se u kovů s nesnadným příčným skluzem formuje buňková struktura (obr. 2.5-b). Tato dislokační struktura je stejná v povrchové vrstvě i zbylém objemu. Proto je již neoznačujeme jako perzistentní skluzová pásma. [5]

Zatížíme-li kovy s obtížným příčným skluzem malou amplitudou, vytváří se rovinné řady dislokací (obr. 2.5-c). U tohoto typu dislokační struktury nejsou žádné rozdíly mezi vnitřní a povrchovou strukturou, povrchová vrstva má pouze nižší hustotu dislokací. Z důvodu obtížného příčného skluzu nedochází k hrubému skluzu a povrchový reliéf se vytváří postupně. K jeho zvýraznění dochází až po větším počtu cyklů, kdy lze detekovat extruze a intruze.

Rozhraní extruze a intruze se strukturou neliší od okolí, stejně jako v případě buňkové struktury. [5]



Obr. 2.5: Typy dislokační struktury: a) oblast perzistentních skluzových pásem, b) buňková struktura, c) rovinné řady dislokací [5]

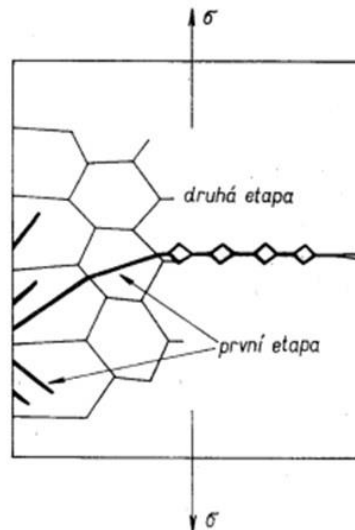
2.3 Přejít mezi stádium nukleace a šíření - vlivy

Protože je obtížné stanovit kritickou délku trhliny, příp. které změny reliéfu přísluší stádiu nukleace a které již patří do stádia šíření, neexistuje mezi těmito dvěma stádii pevná hranice. Stádium nukleace je tedy nejednoznačný termín. Přesto lze s jistým zkrácením určit vlivy na délku jeho trvání. Jedná se například o povrchové nerovnosti, reziduální pnutí, deformace povrchové vrstvy a odlišné složení povrchové vrstvy. Tlakové reziduální pnutí je výhodné a prodlužuje délku trvání nukleačního stádia. Tahové napětí je nežádoucí a zkracuje nukleační fázi. Tuto skutečnost lze vysvětlit tím, že při zatěžování dochází k součtu reziduálního napětí a napětí od cyklického zatěžování. Skutečná napjatost v materiálu, zejména v povrchové vrstvě, je pak ve skutečnosti menší nebo větší oproti materiálu bez reziduálního pnutí. Stejným způsobem ovlivňuje nukleační stádium deformace povrchové vrstvy. [5]

2.4 Šíření únavových trhlin

Pod pojmem šíření trhlin rozumíme postup mikrotrhlin hlouběji do materiálu. Mikrotrhlinou může být jakýkoli defekt vzniklý při výrobě součásti, v častějších případech se jedná o intruzi vzniklou v druhém stádiu únavového porušování. Šíření trhliny lze rozdělit do dvou etap (obr. 2.6). V první etapě se jedná o šíření krystalografické, kdy trhliny respektují hranice zrn a dochází k šíření ve směru aktivní skluzové roviny. V druhé etapě dochází k šíření nekystalografickému, při kterém trhlina nerespektuje hranice zrn. Většina trhlin se zastaví v první etapě po malém počtu cyklů. V šíření pokračuje zpravidla jedna trhlina označovaná jako magistralní. Krystalografické šíření je pomalé, z toho důvodu připadá na první etapu velký počet cyklů. Délka krystalografické fáze je prodlužována hranicemi dvojčatění, které slouží jako bariéra, a naopak zkracována, pokud jsou mikrotrhliny větších rozměrů. Šíření nastává z trhlin s vhodnou orientací aktivního skluzového systému a působícího smykového napětí. Při jednoosém tahu působí maximální smykové napětí pod úhlem 45° , šíření proto nastává z trhlin orientovaných pod tímto úhlem vzhledem k působícímu napětí. Při dalším cyklickém zatěžování se trhlina stáčí do směru kolmého k působícímu napětí a přechází tak v druhou etapu šíření. Šíření v druhé etapě je rychlejší a končí náhlým lomem. Při druhé etapě se postup trhliny projevuje striací (žlábkováním). Žlábek je přírůstek trhliny odpovídající jednomu zátěžnému cyklu. K tomuto poskočení trhliny nemusí dojít při každém cyklu. Při tahové části zátěžného cyklu je trhlina rozevírána a kvůli koncentraci napětí v kořeni trhliny dochází k lokální plastické deformaci, která je nevratná, proto nedojde v tlakové části cyklu k úplnému přiblížení a spojení v kořeni trhliny. Tento mechanismus vysvětluje růst trhliny při jednom cyklu. Je patrné, že při žlábkování bude hrát roli i zatěžující prostředí. Dochází-li k oxidaci nově vzniklého povrchu při rozevření trhliny v tahové části cyklu, tím spíše nedojde k obnovení původních vazeb a

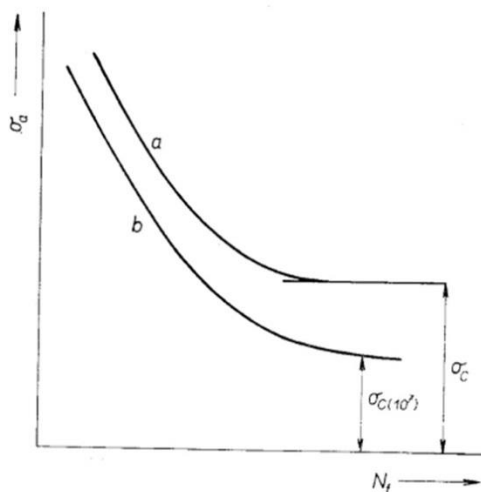
přírůstek trhliny tak bude větší. Šíření mechanismem žlábkování se uplatňuje i v první etapě šíření, není ovšem tak viditelné, protože na jeden zátěžný cyklus připadá malý přírůstek trhliny. Žlábkování obecně je spjato s plastickou deformací, proto tento mechanismus nevystihuje šíření v křehkých materiálech, kde se plastická deformace nemá možnost uplatnit. [5]



Obr. 2.6: Schéma etap šíření únavové trhliny [5]

2.5 Křivky životnosti

Materiál prochází v průběhu cyklického zatěžování jednotlivými etapami, které byly podrobněji popsány v předchozích podkapitolách. K porušení materiálu cyklickým zatěžováním dojde po určitém počtu cyklů při zvolené amplitudě napětí, kterou je materiál zatěžován. Křivka životnosti udává závislost amplitudy napětí na počtu cyklů do porušení. Tato závislost je též označována jako Wöhlerova křivka. Křivka životnosti se asymptoticky blíží k mezi únavy. Její konkrétní průběh závisí na zkoumaném materiálu. Společným rysem pro všechny kovy a slitiny je růst počtu cyklů do lomu s klesající amplitudou zatěžování. Na obr. 2.7 jsou schematicky znázorněny dvě křivky životnosti. Křivka s označením (a) vyjadřuje typický průběh pro ocel a některé intersticiální slitiny, její průběh se asymptoticky blíží k hodnotě meze únavy σ_c , a pokud je amplituda napětí menší než tato mezní hodnota, nedojde k porušení ani při velmi vysokém počtu cyklů ($10^8 - 10^9$). Křivka s označením (b) naopak nevykazuje žádnou hodnotu, ke které by se průběh asymptoticky blížil. U takových materiálů se mez únavy stanovuje smluvně při počtu cyklů $5 \cdot 10^7$ a nese označení $\sigma_{c(5 \cdot 10^7)}$. Průběh (b) je charakteristický pro kovy s FCC mřížkou, mezi které se mimo jiné řadí i hliník a jeho slitiny. [5]

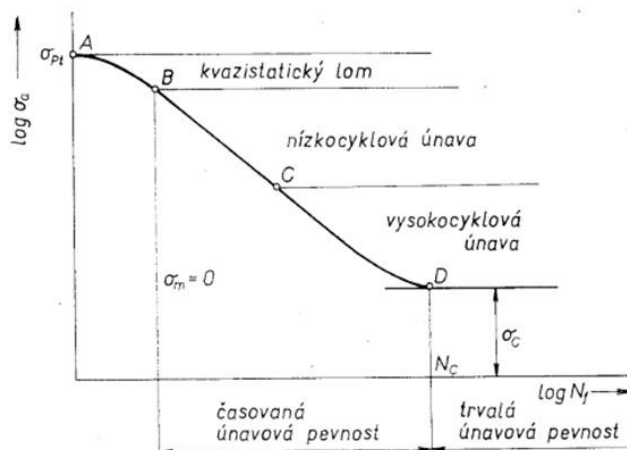


Obr. 2.7: Schematický průběh křivek životnosti [5]

Na Wöhlerově křivce lze stanovit několik charakteristických oblastí, jak ukazuje obr. 2.8. Průběh byl stanoven ze zkoušek při nulovém středním napětí (střídavý souměrný cyklus). Oblast, ve které dochází k poklesu amplitudy napětí s počtem cyklů, se nazývá časová únavová pevnost a je zprava ohraničená počtem cyklů N_c . Oblast s počtem cyklů $N > N_c$ nese charakteristické označení trvalá únavová pevnost. Oblast mezi body A až B nespadá do únavového porušování, protože k porušení dochází při relativně velmi malém počtu cyklů a charakter porušení odpovídá statickému porušení. Časová pevnost bývá obvykle rozdělena na oblast nízkocyklové únavy a oblast vysokocyklové únavy, mezi nimiž není jednoznačná hranice. Křivku životnosti lze matematicky popsat:

$$\sigma = \sigma_f' \cdot (2N_f)^b, \quad (1)$$

kde σ_f' je součinitel únavové pevnosti, b je součinitel únavové životnosti. Tito součinitele charakterizují odpor materiálu proti únavovému porušování. [5]



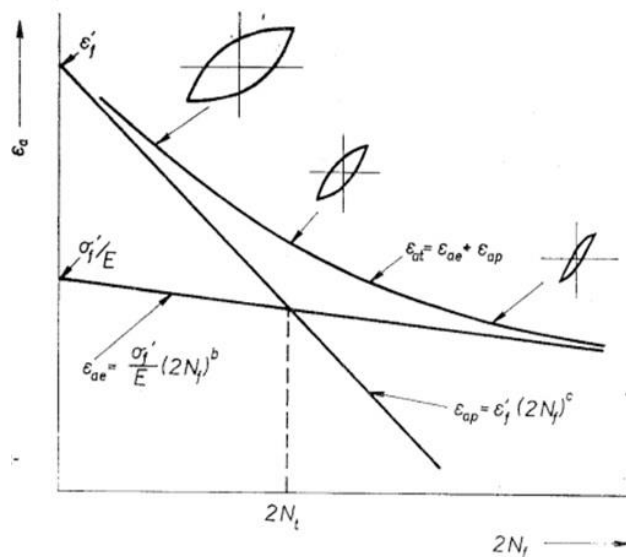
Obr. 2.8: Schematický průběh křivky životnosti s rozdělením na jednotlivá stádia [5]

Odolnost materiálu proti porušení lze též vyjádřit pomocí amplitudy plastické deformace, která je řídicím parametrem pro únavové porušování vzorku. Rovnice popisující závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů do porušení se nazývá Mansonova-Coffinova:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (2)$$

kde ε'_f je součinitel únavové tažnosti, c je součinitel únavové životnosti. Tito součinitelé charakterizují únavové vlastnosti materiálu při zatěžování konstantní amplitudou plastické deformace.

Při malých počtech cyklů převládá plastická složka deformace (ε_{ap}), při vysokém počtu cyklů dominuje elastická složka deformace (ε_{ae}). Stejný rozsah plastické a elastické složky odpovídá tranzitnímu počtu cyklů N_t . Celková amplituda deformace (ε_a) je dána součtem amplitudy elastické deformace a amplitudy plastické deformace. Grafická interpretace popsaných závislostí je na obr. 2.9. Oblast nízkocyklové únavové životnosti (do počtu cyklů $2N_t$), kde dominuje amplituda plastické deformace, bývá zjišťována cyklickou zkouškou při konstantní amplitudě deformace (tvrdý mód zatěžování). Oblast vysokocyklové únavy (nad počet cyklů $2N_t$), kde dominuje amplituda elastické deformace, bývá zjišťována cyklickou zkouškou při konstantní amplitudě napětí (měkký mód). [5]



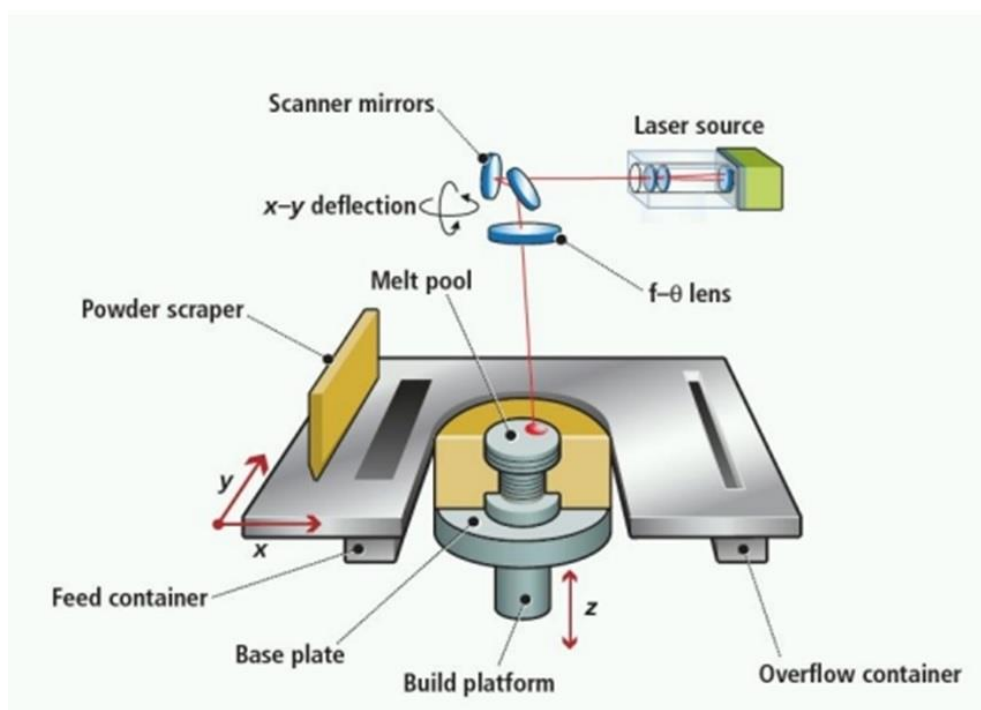
Obr. 2.9: Schematický průběh křivky životnosti [5]

3 Additive Layer Manufacturing

Pomocí metod Additive Layer Manufacturing vzniká vyráběná součást postupně po jednotlivých vrstvách. Základem pro výrobu je 3D model součásti vymodelovaný v systému CAD. Tento model je ve vhodně zvoleném směru rozdělen na jednotlivé vrstvy stejné tloušťky. Tvar každé vrstvy je popsán a přeposlán do řídicího systému výrobního stroje. [6]

3.1 Metoda Selective Laser Melting (SLM)

Výrobní stroj (obr. 3.1) se skládá ze základové desky kruhového nebo obdélníkového průřezu, která je pohyblivá ve svislém směru. Nad základovou deskou se pohybuje zdroj laserového paprsku, případně je paprsek přiváděn na základovou deskou systémem zrcadel a optické čočky. Laserový paprsek je zdrojem tepelné energie. Další nezbytnou částí stroje je dávkovač prášku, jehož úkolem je zajistit nanesení rovnoměrné vrstvy připraveného kovového prášku ze zásobníku. Tloušťka této vrstvy odpovídá tloušťce vrstev, na kterou byl rozdělen CAD model. [7]

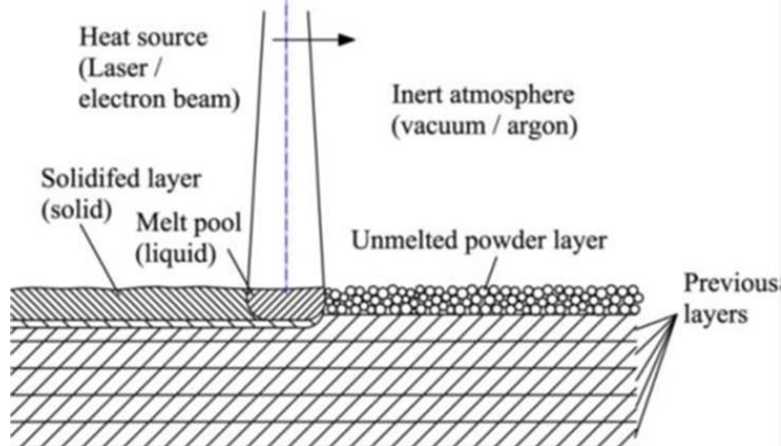


Obr. 3.1: Výrobní stroj SLM [7]

Při výrobě součásti je nejprve na základovou deskou nanášena vrstva prášku, poté laser prosvítí určitá místa. Pohyb laserové hlavy, případně systému zrcadel, je řízen na základě rozkouskovaného 3D modelu. Tvar první vrstvy součásti je z CAD modelu přetransformován do řídicího systému výrobního stroje, který ovládá pohyb laserového paprsku a určuje, ve který okamžik má být zdroj laseru zapnutý nebo vypnutý. V místech, kde dopadl laserový paprsek, se prášek nataví a po ochlazení dojde k jeho spojení. Následuje posun základové desky směrem dolů o tloušťku jedné vrstvy a nanášení druhé vrstvy. Nyní laser opět prosvítí určitá místa odpovídající druhé vrstvě rozkouskovaného 3D modelu a prášek se nataví. Tento proces se opakuje do zhotovení celé součásti. [7]

Výkon laseru a další parametry ovlivňující tavení musí být vhodně nastaveny, aby došlo i k částečnému natavení předešlé vrstvy, a tím k propojení vznikající vrstvy s předešlou. Detailní pohled na postupné vytváření součásti vrstvou metodou a tavením je na obr. 3.2. Celý proces probíhá pod ochrannou atmosférou, která je jedním z klíčových parametrů

ovlivňujících výrobu. V samotném procesu se ochranná atmosféra nejčastěji používá, aby se zabránilo vzniku nežádoucího oxidického filmu na povrchu jednotlivých vrstev. Ochrannou atmosféru většinou zprostředkovává argon. [8]



Obr. 3.2: Detailní pohled na natařování prášku a vznik nové vrstvy při SLM procesu [8]

3.1.1 Základní faktory ovlivňující výrobu

Výrobu určuje několik základních parametrů, mezi které patří rychlost natařování:

$$R = v \cdot d \cdot t [mm^3/s], \quad (3)$$

kde v je rychlost, s jakou se paprsek laseru pohybuje vrstvou prášku, d je šířka pruhu nataveného působením laseru a t je tloušťka vrstvy. Rychlost natařování udává, kolik jednotkového objemu výsledné pevné struktury vznikne z kovového prášku za jednotku času. [7]

Dalším parametrem je intenzita, též označována jako hustota energie.

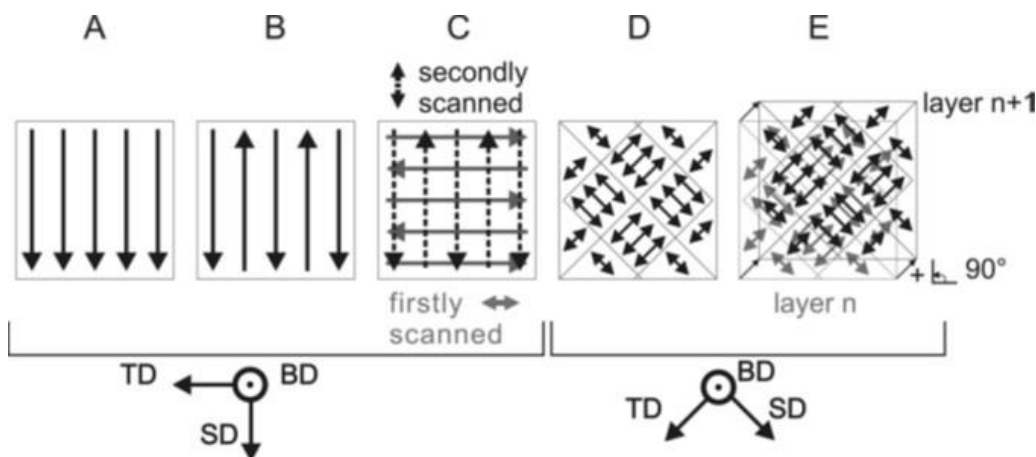
$$E = \frac{P}{R} [J/mm^3], \quad (4)$$

kde P je výkon laseru, R je rychlost natařování. Energetická hustota určuje, kolik energie při výrobě připadá na jednotkový objem prášku při daném výkonu laseru a rychlosti natařování. Výkon laseru se nejčastěji pohybuje v rozmezí od 150 W do 400 W. [9,10]

Základní deska, na kterou jsou nanášeny jednotlivé vrstvy prášku, může být přehřívána na určitou teplotu. Přehřev desky výrazně ovlivňuje rychlost ochlazování vznikající pevné kovové struktury, a tím její vlastnosti. Výsledné vlastnosti výrazně ovlivňuje teplotní ošetření po zhotovení součásti. Např. jsou velké rozdíly mezi vlastnostmi vyrobené součásti bez vyžhání a součásti, která byla po výrobě vyžhávána ke snížení vnitřních pnutí. Zdrojem těchto vnitřních pnutí je velký teplotní gradient vznikající při přirozeném chladnutí. [9,10]

Poslední významný výrobní faktor je směr, ve kterém je součást vyráběna. Součást při výrobě vzniká postupně v jednotlivých směrech. Směr pohybu laseru, ve kterém dochází pod paprskem k natařování, se nazývá směr prosvěcování („scanning direction“ – SD). Směr, ve kterém vznikají jednotlivé pruhy ztuhnutím nataveného prášku, se nazývá příčný („transverse direction“ - TD) a směr, ve kterém narůstá součást vznikem jednotlivých vrstev, se nazývá stavěcí („building direction“ - BD). Zjednodušeně lze směry vyjádřit jako podélný (SD), příčný (TD) a svislý (BD), kde podélný směr odpovídá pohybu zdroje laserového paprsku, příčný směr odpovídá jeho posuvu a svislý směr souvisí s posuvem základové desky. Některé možnosti, jakými může součást vznikat, jsou uvedeny na obr. 3.3. Podrobněji bude vliv zvolené strategie prosvěcování popsán dále. [10]

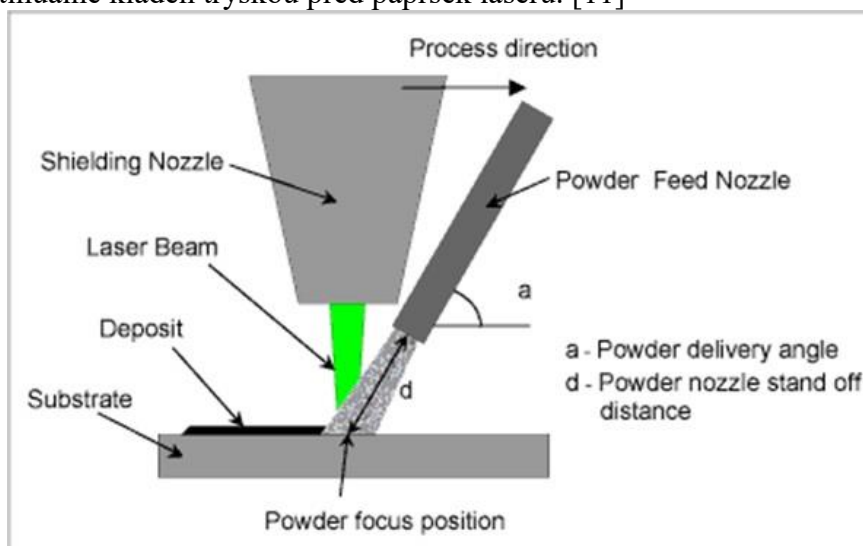
Zvolená strategie výroby součásti určuje, jak budou jednotlivé vrstvy vzájemně tepelně ovlivňovány, jaká bude návaznost jednotlivých vrstev, vylučování nečistot a příměsí a další faktory. V globálním měřítku pozorujeme vlivy těchto faktorů jako vznik textury v řezu součásti a relativní hustotu součásti. [10]



Obr. 3.3. Jednotlivé strategie prosvětlování [10]

3.2 Další metody ALM

Zvláštním případem metody SLM je metoda LMD (Laser Metal Deposition), jejíž princip je zřejmý z obr. 3.4. Jediným rozdílem oproti metodě SLM je způsob nanášení kovového prášku. U metody SLM je položena souvislá vrstva prášku, zatímco u metody LMD je prášek kontinuálně kladen tryskou před paprsek laseru. [11]

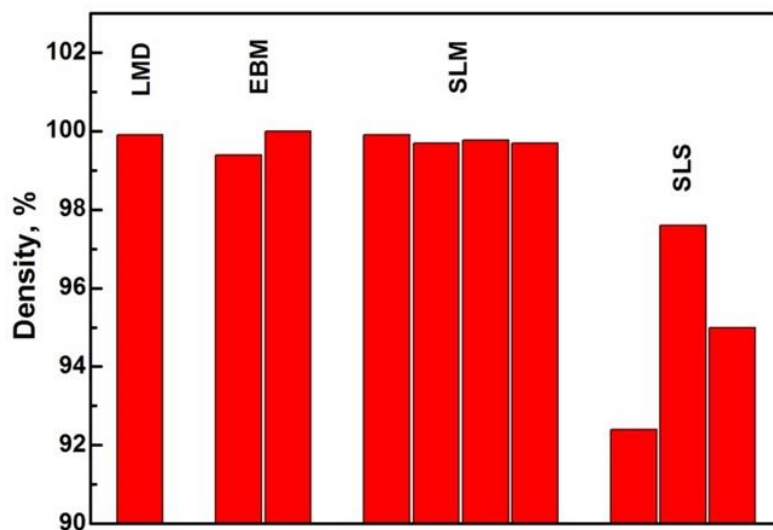


Obr. 3.4: Výrobní stroj LMD [11]

V případě, že zdrojem tepelné energie není laserový paprsek, ale paprsek elektronů, jedná se o metodu EBM (Electron Beam Melting). Metoda SLS (Selective Laser Sintering) je principiálně velice podobná metodě SLM, ale prášek je složen z pojiva a vlastní kovové matrice, obě tyto fáze jsou rozemlety a smíchány. Laser při průchodu nataví pouze částice pojiva a dojde tak ke zpékání částic matrice. Metoda SLS má víc způsobů provedení a vlastnosti vyrobené součásti jsou citlivé na mnoho výrobních faktorů. [6,11]

O mechanických vlastnostech součásti a svým způsobem o kvalitě použité metody lze usuzovat na základě relativní hustoty. Bude-li relativní hustota 100 %, dosáhli jsme stejné hustoty, jakou by měla plná slitina vyrobená z kovového prášku. Pokud je relativní hustota menší, musí být v součásti přítomny bubliny, nespojitosti mezi vrstvami a jiné vady, které se projeví ve snížení relativní hustoty. Výslednou relativní hustotu ovlivňují provozní parametry a volba metody. Pro představu je závislost použité metody a hustoty uvedena na obr. 3.5, ze kterého vyplývá, že relativní hustota je většinou vyšší než 99 %. Provozní parametry nemají u metody SLM na celkovou hustotu příliš velký vliv, přesto jsou tyto rozdíly pozorovatelné

a mají zásadní vliv na vlastnosti současti. Metodou LMD dosáhneme prakticky stejné hustoty jako užitím metody SLM. Metodou SLS nedosáhneme plné hustoty a její velikost silně závisí na volbě provozních parametrů. [11]



Obr. 3.5: Relativní hustota pro vybrané ALM metody [11]

4 Hustota a pórovitost při procesu SLM

Při procesu SLM dochází k úplnému lokálnímu roztavení prášku. Aby k roztavení došlo, musí být zvolena přiměřená tloušťka vrstvy prášku s ohledem na výkon laseru. Špatně zvolená tloušťka má za následek vznik velkých a vzájemně propojených vnitřních vad (pórů), které snižují celkovou hustotu při procesu. Z toho důvodu existuje pro daný druh prášku a jeho zrnitost kritická tloušťka vrstvy. Jedná se o maximální tloušťku práškové vrstvy, která umožňuje většině plynných bublinek vzniklých při lokálním roztavení prášku vystoupat z natavené lázně na povrch, kde zaniknou při rychlém ztuhnutí lázně. Z nataveného prášku tak vznikne žádoucí jemnozrná struktura s minimálním obsahem pórů mající výborné mikrostrukturní vlastnosti. Dále dochází při nanesení kritické vrstvy k optimálnímu natavení předešlé vrstvy, což umožňuje souvislé navázání na předešlou vrstvu. Minimální tloušťka kritické vrstvy záleží na velikosti největší částice v kovovém prášku a preciznosti pokládání práškové vrstvy. Bude-li tloušťka příliš velká, nedojde k roztavení všech částic prášku z důvodu nedostatečného průniku laserové energie do práškové vrstvy. Pokud bude tloušťka vrstvy menší než kritická, bude problematické nanést homogenní vrstvu stejné tloušťky. Při prosvěcování laserem pak nedochází k rovnoměrnému natavení všech částic prášku. Při tomto nežádoucím jevu vzniká hrubý povrch nevhodný pro položení další vrstvy. [6,12]

Nejvýznamnější vliv na relativní hustotu, a tedy kvalitu výsledné struktury má hustota laserové energie, respektive intenzita prosvětlování. Intenzita (rov. 4) je tím větší, čím je větší výkon laseru, pomalejší průchod laserového zdroje paprsku a menší natavovaný prostor, tedy šířka a výška tavené oblasti prášku. Zvyšování intenzity prosvětlování má význam pouze do určité hodnoty, dalším zvyšováním intenzity již ke zvýšení relativní hustoty nedochází. Konkrétní hodnota intenzity, která je vhodná pro výrobu, závisí na vlastnostech prášku. Na základě těchto informací lze tedy zavést pojem kritická energetická hustota laseru (jedná se o interval hodnot). Pod kritickou hodnotou intenzity je nedostatečná energie pro úplné lokální roztavení prášku a v materiálu vznikají póry. Nad kritickou hodnotou intenzity je z důvodu většího přehřátí kapalně fáze delší doba životnosti tavné lázně a pokud tavná lázeň existuje příliš dlouhou dobu, dochází ke sbalení natavené oblasti v důsledku povrchového napětí na rozhraní tavenina - podklad a tavenina - okolní atmosféra. Sbalení v důsledku povrchového napětí brání dosažení maximální hustoty. K tomuto nežádoucímu jevu nedochází u dobře smáčivých materiálů. [6,12]

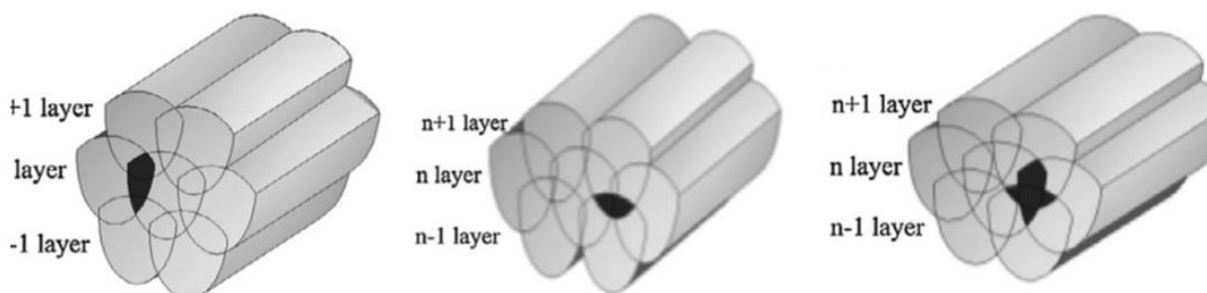
Jak již bylo řečeno (kap. 3.2), na výslednou hustotu má též značný vliv strategie dráhy laserového paprsku. Dráha, kterou koná laserový paprsek, ovlivňuje výraznou měrou rychlost ochlazování. Rychlost ochlazování se pak projeví ve výsledné struktuře, zbytkovém pnutí a v neposlední řadě v návaznosti jednotlivých pruhů a vrstev. Vliv strategie dráhy laserového paprsku je neodlučitelně spojen s hustotou laserové energie a s velikostí plochy vrstvy. Pokud je v určitém místě vyráběné součásti malý průřez, má vrstva v tomto místě menší plochu a na její ochlazení připadá kratší časový interval. V důsledku toho je další vrstva kladena na podklad o vyšší teplotě. Pokud je plocha vrstvy větší, trvá laseru delší doba vytvoření jedné vrstvy při současném udržení stejné hustoty laserové energie, tedy rychlosti prosvěcování. Vrstva s větší plochou má pak delší čas na ochlazení a její teplota je tedy nižší. Možnost ochlazování tedy určuje výslednou teplotu vrstvy. Teplota podkladu určuje, jaká bude smáčivost. Smáčivost pak ovlivňuje chování roztavené lázně a tyto provázané jevy se promítnou do výsledné hustoty materiálu. [6,12]

O teplotě okolního ztuhlého prášku rozhoduje také způsob, jakým se překrývají jednotlivé natavené pruhy prášku. Teplota okolní slitiny a možnost předání tepla je dána režimem překrývání. Pro metodu SLM existují 3 režimy překrývání (obr. 4.1), které určují polohu a velikost oblasti, která vznikne přetavením a je společná sousedícím ztuhlým pruhům:

a) režim vnějšího překrývání - dominuje sdílení společné oblasti mezi pruhy v jedné vrstvě,

- b) režim vnitřního překrývání - zajišťuje větší překryv v rámci jednotlivých vrstev,
- c) režim smíšený - zachovává přibližně stejnou mezivrstvou a mezipruhovou společnou oblast. [6]

O režimu překrývání rozhoduje poměr mezi výškou a šířkou pruhu, tedy poměr mezi tloušťkou vrstvy a průměrem laserového paprsku. Velikost a poloha sdílené přetavené oblasti určují teplotní gradient, který bude v materiálu při výrobě přítomen. S teplotním gradientem úzce souvisí výsledná struktura a vnitřní pnutí. Režim překrývání rovněž značnou měrou ovlivňuje smáčivost rozhraní mezi taveninou a ztuhlou slitinou. [6]



Obr. 4.1: Režimy překrývání: režim vnějšího překrytí, režim vnitřního překrytí a režim smíšeného překrytí [6]

Vliv dráhy prosvětlování zkoumali Su a Yang [6]. Zabývali se vlivem použité strategie dráhy prosvětlování na výslednou mikrostrukturu při třech různých rychlostech pohybu laseru (500, 750, 1000 mm/s). Podrobněji se zabývali několika základními modely strategií (obr. 4.2, obr. 4.3):

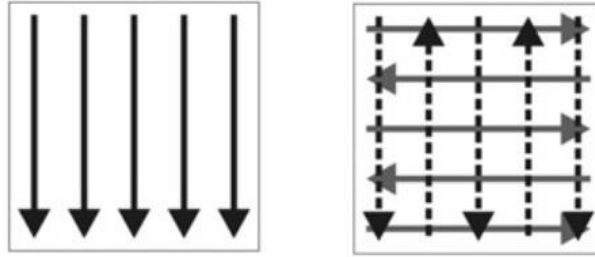
- a) X, respektive 2X strategie
- b) alternující strategie
- c) pre-sinter
- d) X&Y 2HS
- e) overlap.

První strategie, označována X, představuje způsob zhotovení vrstvy jednotlivými průchody paprsku po přímkové dráze, a to vždy ve stejném směru (viz. obr. 4.2). Druhým zkoumaným způsobem byla strategie 2X. Jediným rozdílem proti způsobu X je, že každou vrstvu necháme prosvětlit dvakrát. [6]

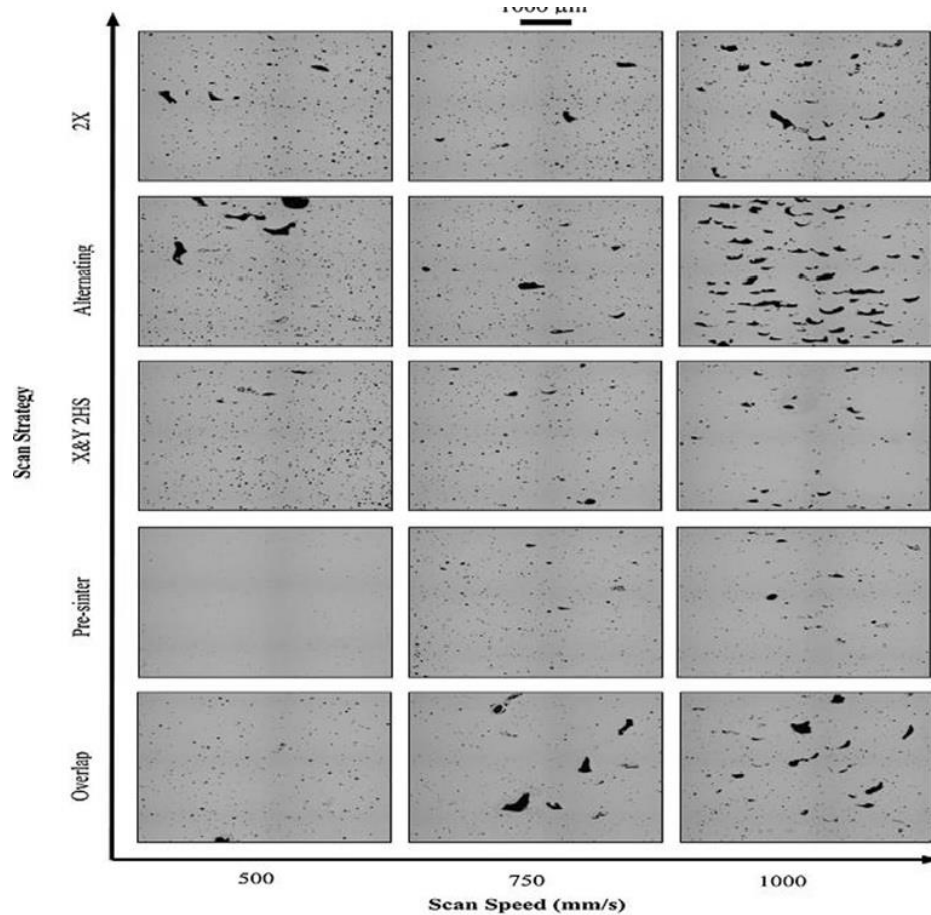
Třetí způsob, alternující strategie, spočívá též v líniovém prosvětlování. Jednotlivé vrstvy se však liší pootočením o 90°. V rámci jedné vrstvy jsou vektory dráhy orientovány souhlasně nebo střídavě souhlasně, jako na obr. 4.2. Strategie X&Y 2HS je stejná jako strategie alternující, ale každá vrstva je prosvícena dvakrát. [6]

Strategie pre sinter prosvítí každou vrstvu dvakrát. Při prvním prosvětlení je nastaven poloviční výkon laseru, při druhém je prosvětlováno plným výkonem. Tento způsob nezohledňuje po jaké dráze se prosvětlování koná. Je zřejmé, že polovičním výkonem prosvětlení dojde k vytvoření částečně předtavené vrstvy, jejíž hustota je málo ovlivnitelná způsobem průchodu laserového paprsku. [6]

Poslední strategii představuje režim overlap. Jedná se v podstatě o strategii 2X s tím rozdílem, že při druhém prosvětlování je paprsek laseru posunut o polovinu šíře jednotlivých proužků. Při druhém prosvětlování je tedy materiál přetavován v místech, kde v první operaci vznikly hranice proužků. Zavislost výsledné mikrostruktury na jednotlivých strategiích je přehledně zobrazena na obr. 4.3. [6]

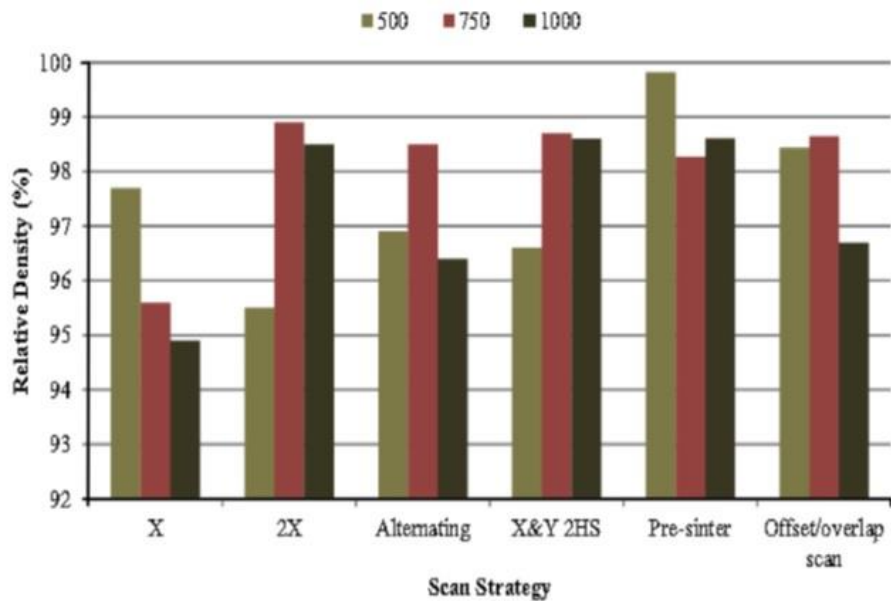


Obr. 4.2: Schematické znázornění strategií: X, 2X, overlap (vlevo) a schematické znázornění strategií: alternující, X&Y 2HS (vpravo) [10]



Obr. 4.3: Struktura při jednotlivých rychlostech a strategiích [6]

Z obrázků struktury a grafu hustoty (obr. 4.4) je evidentní, že dvojitý průchod laserového paprsku snižuje množství a velikost vnitřních bublin, pórů. Alternující strategie nevede k odstranění pórů při žádné rychlosti prosvěcování. Strategie overlap vede ke snížení vnitřních vad oproti strategií 2X, ale nezamezí úplnému vzniku nedokonalostí. Nejvyšší relativní hustoty, a tedy nejmenší chybovosti struktury, bylo dosaženo při prosvěcování s užitím dvou výkonů (u strategie pre-sinter). Pro rychlost 500 mm/s má tato strategie relativní hustotu 99,8 %. Na obr. 3.4 je znázorněn vliv strategie a rychlosti na relativní hustotu. [6,13]



Obr. 4.4: Velikost relativní hustoty pro jednotlivé strategie prosvěcování [6]

Vhodnou volbou prosvěcovací strategie zabráníme snižování hustoty vlivem nežádoucích účinků povrchového napětí. Při malých rychlostech pohybu laserového paprsku dochází ke vzniku většího teplotního gradientu, který má obvykle za následek zbytkové pnutí ve slitině. Vzniklé pnutí způsobené rychlým ochlazením roztaveného prášku má nežádoucí vliv na únavové vlastnosti slitiny. Vhodnou volbou provozních parametrů SLM jsme tedy schopni zhotovit materiál s minimem vnitřních vad, ale nízká chybovost ovlivňuje vnitřní pnutí v materiálu. [6,12]

5 SLM a únava

Metoda SLM umožňuje výrobu geometricky složitých součástí, které by byly jinou technologickou metodou obtížně vyrobitelné, proto se tato technologie v poslední době prudce rozvíjí. Takto vyrobené součásti však musí dosahovat požadovaných vlastností, čehož lze docílit volbou provozních parametrů SLM procesu. Procesními parametry lze měnit vnitřní strukturu materiálu, a tím i mechanické vlastnosti. Velký význam tedy má sledovat vliv výrobních parametrů na mikrostrukturu a vnitřní vady materiálu, a jak se vše projeví na výsledných mechanických (zejména pak na únavových) vlastnostech materiálu. Největší potenciální uplatnění mají SLM materiály v leteckém a automobilovém průmyslu. V této oblasti strojírenství dochází k porušení součásti převážně mechanismem cyklického zatěžování, proto je výzkum únavových vlastností klíčový. Význam má také sledovat rozptyl v únavových vlastnostech. [6,8,9]

5.1 Vliv výrobních parametrů SLM na mechanické vlastnosti

V následující kapitole bude podrobněji pojednáváno o vlivech provozních parametrů na mechanické vlastnosti slitin. Únava materiálu je charakteristika, která většinou souvisí s ostatními mechanickými vlastnostmi materiálu, jako jsou tvrdost, pevnost v tahu, houževnatost, ale i zbytkové pnutí a jiné další. Cílem tedy bude zaměřit se na vliv jednotlivých výrobních parametrů na mechanické vlastnosti a zjistit, jak souvisí s únavovým porušováním. Sledované parametry jsou rychlost prosvětlování, tepelné zpracování po procesu SLM, teplota základové desky při nanášení jednotlivých vrstvách prášku a na závěr vliv strategie prosvětlování.

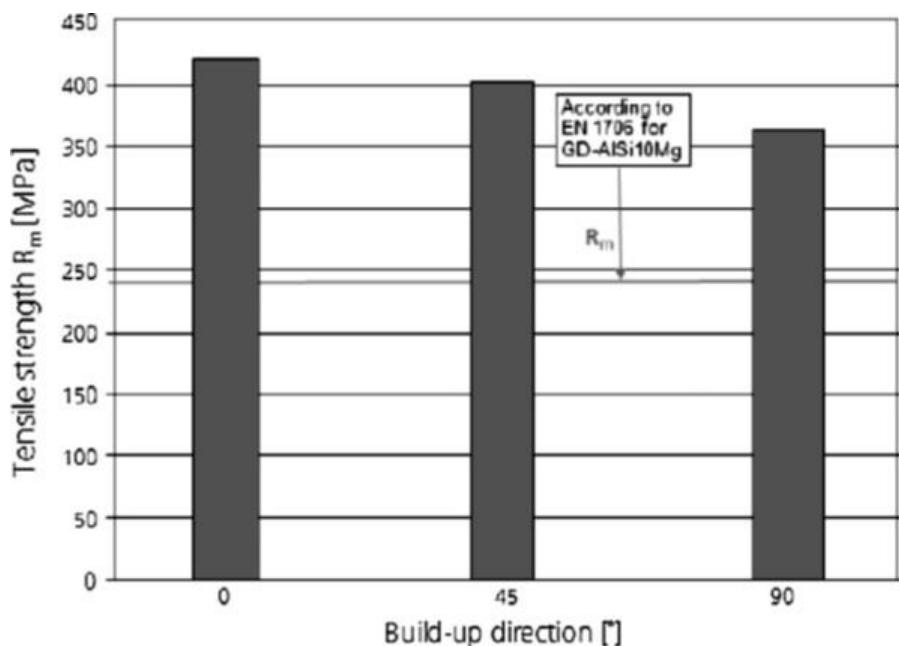
5.1.1 Tvrdost

Tvrdost slitiny vyrobené metodou SLM je výrazně vyšší než tvrdost slitiny vyráběné běžnou technologickou metodou. Důvodem je rychlé ochlazovací tempo. To způsobí akumulaci zbytkového pnutí. Zbytkové pnutí, tahové nebo tlakové, není vždy nežádoucí jev. Například přiměřená hladina tlakového vnitřního zbytkového pnutí zvyšuje tvrdost a především brání vzniku nežádoucích plyných pórů ve struktuře při rychlém natavení a tuhnutí prášku, čímž se zmenšuje chybovost struktury a navíc je vzniklá struktura jemnozrnná v důsledku rychlého lokálního tuhnutí. Pozitivní vliv na únavovou životnost materiálu má zbytkové tlakové pnutí v povrchové vrstvě. Naopak primárně nežádoucí tahové zbytkové pnutí při SLM procesu souvisí s velikostí zrna - struktura je tím jemnější, čím je rychlejší ochlazovací tempo (a vyšší zbytkové tahové napětí). Pro optimální životnost materiálu je proto důležité nalézt kompromis mezi velikostí vnitřních tahových pnutí a jemnozrnností struktury, tedy mezi tvrdostí a mezi únavou. Tyto a další mechanismy typické pro SLM proces se projevují nárůstem tvrdosti a vedou ke snížení součinitele tření. Dochází tak ke zlepšení odolnosti materiálu proti opotřebení. [6]

5.1.2 Pevnost

Tahová pevnost součástí vyrobených pomocí SLM závisí primárně na relativní hustotě vznikající slitiny. Relativní hustotu lze ovlivnit řadou provozních parametrů, zejména rychlostí prosvětlování. Mimo to záleží na parametrech kovového prášku, konkrétně velikosti, tvaru a rozložení částic. Napětíové charakteristiky vzorků SLM jsou též závislé na strategii a režimu prosvětlování, zejména závisí na směru, ve kterém jsou ve vzorku orientovány ztuhlé pásy. Nejmenší pevnost má vzorek namáhaný v ose Z (obr. 5.1). V tomto případě je zatížení rovnoběžné s původním směrem stavění, tedy kolmé k velkému množství defektů, které vznikají nespojitostmi mezi vrstvami, proto zde byla dle očekávání zjištěna nejmenší hodnota

meze pevnosti. Podobný vliv mezi orientací ztuhlých pásů a zatížením lze pozorovat u cyklického zatěžování, o kterém bude podrobněji diskutováno dále. [6,14]



Obr. 5.1: Mez pevnosti pro směry zatěžování 0°, 45° a 90° [6]

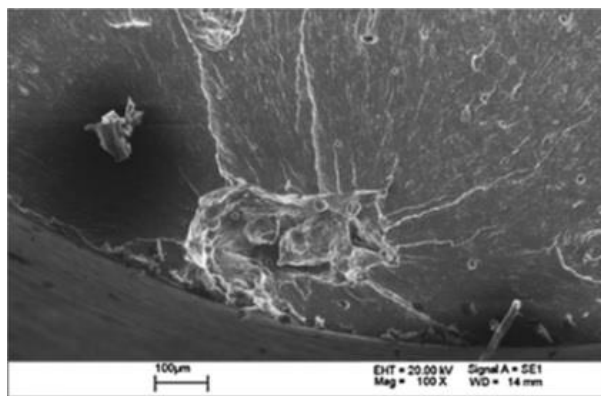
5.1.3 Tažnost

Kritická tloušťka vrstvy závisí na vlastnostech prášku (kap. 4), hlavním faktorem je velikost částic prášku. Čím je kovový prášek hrubší, tím větší hodnotu má kritická tloušťka vrstvy. S rostoucí tloušťkou vrstvy však dochází k menšímu natavení předešlé vrstvy, a proto je oslabena mezivrstvová vazba. Oslabení se projeví výrazněji při namáhání v ose Z (obr. 5.1), protože jsou defekty kolmé k zatížení větší. Pokud je tedy použitý prášek hrubší, snižuje se pevnost materiálu, ale naproti tomu narůstá tažnost. Použití hrubšího prášku zvyšuje tažnost pouze do určité hodnoty, při dalším zvětšování výchozích kovových částic prášku již dochází k oslabení propojení mezi vrstvami, a tím k poklesu tažnosti. [6]

5.1.4 Únavové vlastnosti

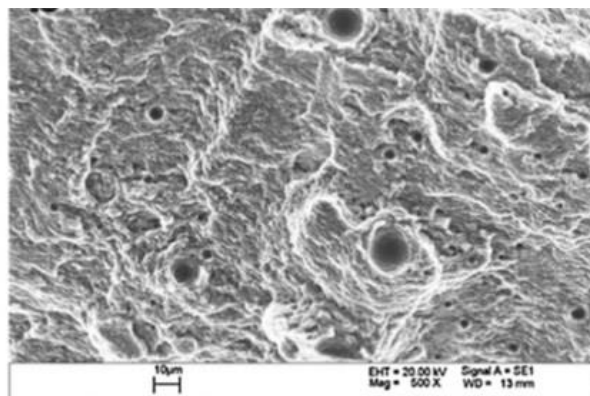
O životnosti materiálu rozhoduje přítomnost pórů, vnitřních staženin a dalších vad. Jmenované nedokonalosti se vyskytují zejména na rozhraní jednotlivých vrstev a způsobují zmenšení nosného průřezu. Působí též jako koncentrátoři napětí a zkracují únavovou životnost součástí. V případě součástí vyrobených pomocí SLM je oproti součásti vyráběných odléváním vyšší pravděpodobnost výskytu pórů. Pokud se póry nachází v povrchové nebo podpovrchové vrstvě, ovlivňují nejvíce únavový život, protože fungují jako koncentrátoři napětí a stávají se tak častými místy iniciace trhliny (obr. 5.2). K šíření dochází, pokud velikost póru přesáhne kritickou hodnotu. Proto je vhodné, aby materiál obsahoval co nejmenší počet pórů, případně aby jejich velikost byla menší než kritická.

Brandl a kol. zkoumali vliv ohřevu základové desky na únavovou životnost eutektické slitiny AlSi10Mg. Kombinace tepelného zpracování a ohřevu desky způsobí homogenizaci struktury v důsledku vylučování eutektického křemíku v kulovitých tvarech, což zpomaluje šíření únavové trhliny. Materiál s touto strukturou má rovněž vyšší tažnost. Analýzou chování vzorků bylo ukázáno, že porušování začíná nejčastěji z nedokonalostí jako jsou póry, nenatavená místa a podobně (obr. 5.2). Důvodem je lokální zvýšení napětí v okolí vad. [6,8]



(A)

Obr. 5.2 a: Vada u povrchu součásti [6]

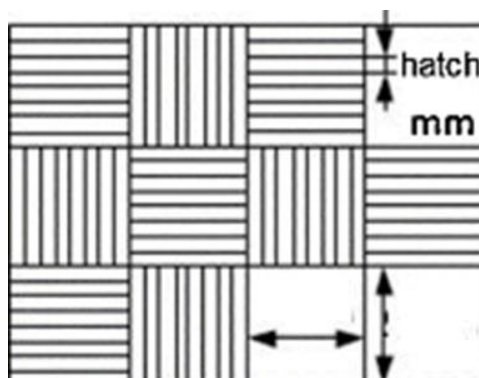


(B)

Obr. 5.2 b: Oblast dolomení [6]

5.2 Komplexní vliv přípravy na mechanické vlastnosti

Siddique a kol. provedli komplexní experiment, kdy zkoumali vliv různé kombinace energetické hustoty, ohřevu základové desky a dodatečného tepelného zpracování na mechanické vlastnosti eutektické slitiny. Zrna kovového prášku měla velikost 20–63 μm. Všechny zkoumané vzorky byly vyrobeny stejnou strategií prosvětlování, která je patrná z obr. 5.3. [9]



Obr. 5.3: Schematické znázornění použité strategie [9]

Celkem bylo vyrobeno 8 várek vzorků označených A–H. Polovina vzorků (A–D) byla vyráběna nízkou energetickou hustotou a druhá polovina (E–H) vysokou energetickou hustotou. Vzorky byly vyrobeny při různé kombinaci ohřevu základní desky a dodatečného tepelného zpracování. Přehled o parametrech při výrobě a povýrobního tepelného zpracování je uveden v tab. 5.1. Na všech vzorcích byla provedena tahová zkouška. Dále bylo na vzorcích E–H zjišťováno zbytkové pnutí (tab. 5.2). Únavové vlastnosti pak byly zkoumány pouze na vzorcích E–H. Únavový test byl prováděn symetrickými zátěžnými cykly s kritickou amplitudou napětí 120 MPa a frekvencí 20 Hz. Hodnota kritické amplitudy napětí byla zjištěna pomocí testu s lineárním růstem zatížení. Várka vzorků H byla poté vystavena většímu množství cyklických zkoušek při různém napětí a ze získaných výsledků byla sestavena Wöhlerova křivka (obr. 5.6). [9]

Tab. 5.1: Přehled o výrobních parametrech vzorků A–H [9]

vzorek	Energetická hustota [J/mm ³]	Ohřev základové desky [°C]	Tepelné zpracování
A	20	0	Ne
B	20	0	Ano (na 240°C)
C	20	200	Ne
D	20	200	Ano (na 240°C)
E	39,6	0	Ne
F	39,6	0	Ano (na 240°C)
G	39,6	200	Ne
H	39,6	200	Ano (na 240°C)

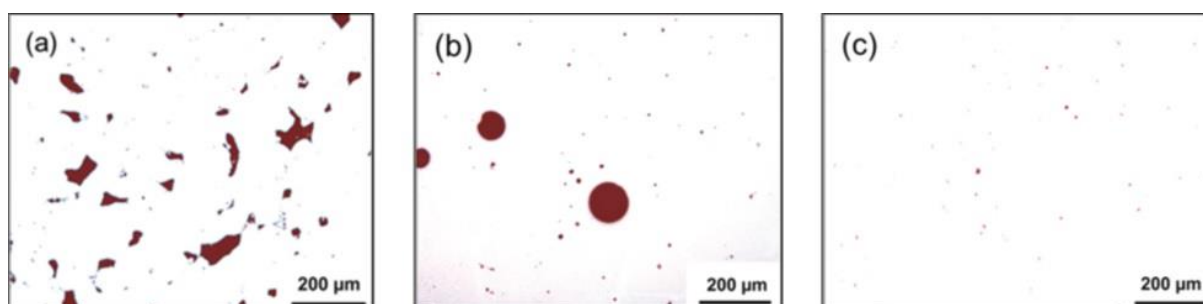
Tab. 5.2: Zbytkové pnutí ve vzorcích E–H [9]

Vzorek	E	F	G	H
Zbytkové pnutí [MPa]	36 ± 4	13 ± 2	8 ± 2	4 ± 2

Z naměřených hodnot zbytkového pnutí lze vyvodit několik závěrů. Hladinu zbytkového pnutí snižuje tepelné zpracování i ohřev základové desky. U vzorku bez tepelného zpracování a s nulovou teplotou základové desky je zbytkové pnutí největší, naproti tomu u vzorku, který byl tepelně zpracován a vyráběn s ohřevem, je pnutí nejmenší. Ohřev základové desky ovlivňuje velikost zbytkových vnitřních pnutí výrazněji než tepelné zpracování. Podle obecných zákonitostí únavového porušování byla očekávána nejmenší životnost u vzorku E, protože měl největší hladinu vnitřních pnutí, naopak nejdelší životnost byla předpokládána u vzorku H s minimální hladinou vnitřních pnutí. [9]

5.2.1 Struktura vzorků SLM před zkouškou

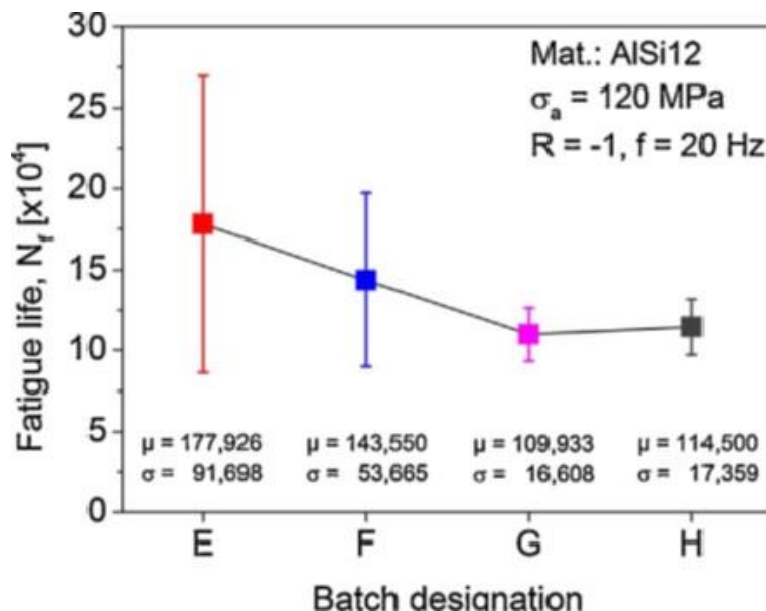
Vzorky vyráběné nízkou energetickou hustotou (A-D) mají relativní hustotu přes 90 % a jejich struktura je velmi podobná, proto je reprezentována pouze vzorkem A s relativní hustotou 92,2 %. Ve struktuře lze pozorovat nespojitosti mezi vrstvami v důsledku nedostatečné energie na jejich propojení. Vzorky vyráběné vysokou energetickou hustotou (E–H) mají relativní hustotu nad 99 %. Várka vzorků F, která nebyla vyráběna s ohřevem základové desky, má relativní hustotu přibližně 99,51 %. Várka G vyráběná s ohřevem desky má relativní hustotu přibližně 99,67 %. Vnitřní struktura vzorků z várky A, F a G je na obr. 5.4 (a, b, c). Ze snímků je patrné, že v důsledku ohřevu desky dochází ke snížení velikosti vznikajících plyných pórů. [9]



Obr. 5.4: Struktura várky A (92,2%) , F (99,51%) a G (99,67%) před zkouškou [9]

5.2.2 Únavové vlastnosti

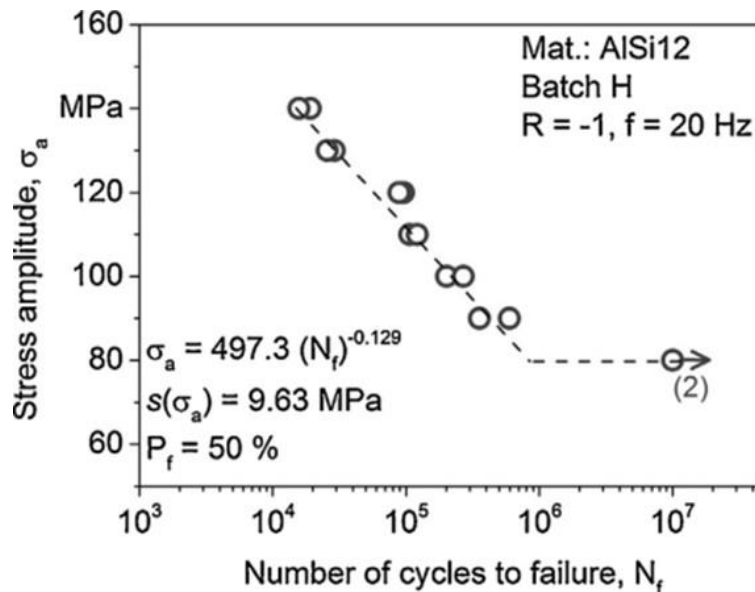
Výsledky zkoušek pro várky E–H jsou na obr. 5.5. Zkouška byla provedena na větším počtu vzorků a byla sledována střední hodnota (μ) a směrodatná odchylka (σ). [9]



Obr. 5.5: Mez únavy a rozptyl várek E–F určený testem s konstantní amplitudou napětí [9]

Vzorky E, které byly vyrobeny bez ohřevu základové desky a bez tepelného zpracování ke snížení vnitřních pnutí, mají při kritické amplitudě napětí nejlepší únavové vlastnosti, ale také největší rozptyl měřených hodnot. U vzorků F, kde bylo provedeno tepelné zpracování, lze pozorovat pokles v životnosti i pokles rozptylu měřených hodnot. U vzorků G a H vyráběných s ohřevem základové desky dochází k poklesu životnosti a výraznému snížení rozptylu měřených hodnot. V tomto případě lze pokles životnosti zdůvodnit zhrubnutím zrna. Hrubnutí je způsobeno nižším ochlazovacím tempem v důsledku ohřevu základové desky. Hrubozrnnost struktury má tedy na únavu větší vliv než zbytkové pnutí, proto jsou výsledky zkoušky v rozporu s původním předpokladem. Vliv tepelného zpracování na životnost je menší u vzorků vyrobených s ohřevem základové desky. Tepelné zpracování provedené na vzorcích vyráběných bez ohřevu desky způsobuje snížení životnosti, na vzorky vyrobené s ohřevem desky má tepelné zpracování opačný vliv, dochází k nárůstu životnosti, nárůst je ovšem nevýznamný. [9]

Pro várku H byla sestavena Wöhlerova křivka životnosti (obr. 5.6). Tato várka byla zvolena z důvodu nejmenšího rozptylu hodnot, což ji dělá nejvýhodnější pro technické aplikace. Hodnota meze únavy byla 80 MPa při 10^7 cyklů. Pro porovnání u běžně vyráběných slitin AlSi dosahuje mez únavy obvykle hodnot 55 až 70 MPa. [9,15]



Obr. 5.6: Wöhlerova křivka várky H [9]

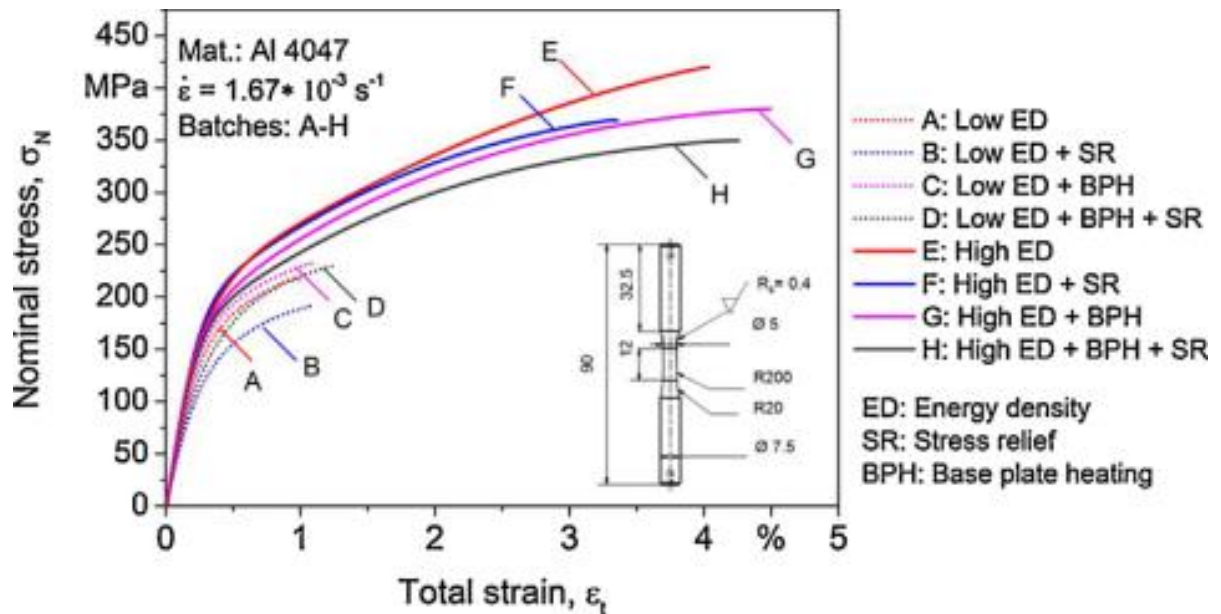
5.2.3 Pevnost v tahu

Sledované provozní parametry: hustota energie, ohřev základové desky a tepelné zpracování ovlivňují mez únavy a podobným způsobem i tahovou pevnost. Mezi těmito charakteristikami je tedy určitá provázanost. Únavovému testu byly vystaveny pouze vzorky vyráběné vysokou energetickou hustotou E–H, lze však předpokládat výrazně nižší životnost pro vzorky vyráběné nízkou energetickou hustotou A–D, které obsahují množství vad. [9]

Záznam z tahové zkoušky a rozměry zkušebního tělesa jsou na obr. 5.7. Tahová pevnost vzorků s vyšší energetickou hustotou byla v průměru přibližně o 45 % větší ve srovnání s vzorky vyráběnými nízkou energetickou hustotou, průměrný pokles v mezi kluzu při srovnávání těchto várek byl zjištěn pouze na přibližně 20 %. Ve srovnání s hliníkovými slitinami vyráběnými odléváním je pevnost až čtyřikrát větší. Nejvyšší zjištěná mez pevnosti ze vzorků s vysokou energetickou hustotou (várka E) byla 425 MPa, nejvyšší mez pevnosti ze vzorků s nízkou energetickou hustotou (várka C) byla 225 MPa. I v případě nedokonalé struktury po SLM procesu (nejnižší hodnoty meze pevnosti a meze kluzu) jsou pevnostní vlastnosti výrazně lepší oproti materiálům vyráběným odléváním. [9]

Byl zaznamenán pokles v tahové pevnosti vzorků F a H, které byly na rozdíl od vzorků E a G tepelně zpracované. Ohřev za účelem uvolnění zbytkového pnutí tedy způsobuje pokles v tahové pevnosti. Tento fakt lze opět zdůvodnit tvorbou hrubší struktury. [9]

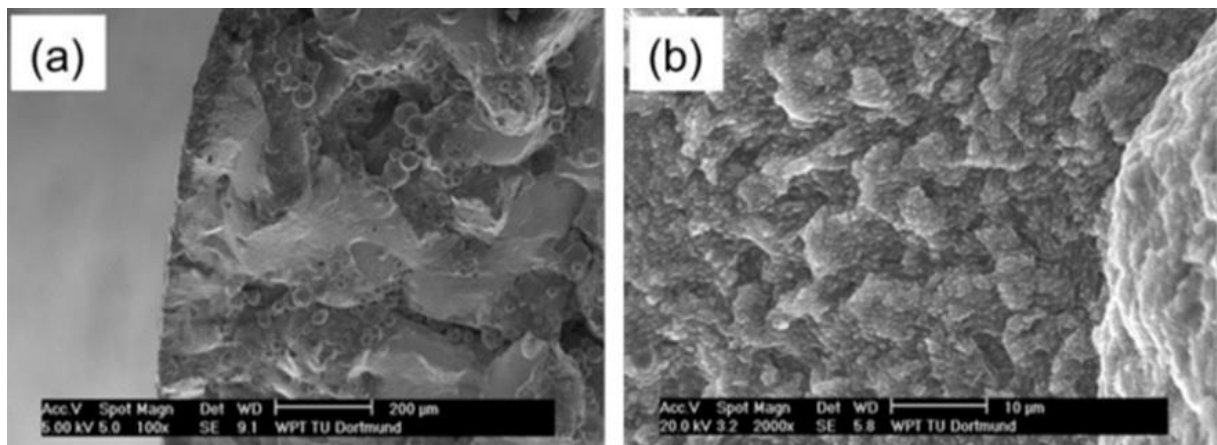
Ohřev základové desky provedený na vzorcích G a H se při tahové zkoušce projevil mírným snížením pevnosti a vzrůstem deformace oproti vzorkům E a F vyráběných bez ohřevu. Ohřevem desky dochází ke snížení teplotního gradientu, což má za následek pomalejší ochlazovací tempo. V důsledku pomalejšího ochlazování vznikají širší dendrity. Velikost zrn je dána šířkou dendritů a ovlivňuje mechanické vlastnosti. Ohřev základové desky tedy způsobuje pokles meze pevnosti. I v tomto případě je změna mechanických vlastností způsobena zhrubnutím zrna v důsledku tepelného zpracování. [9]



Obr. 5.7: Záznam z tahové zkoušky várek A–H a rozměry zkušebního tělesa [9]

5.2.4 Lomová plocha vzorků z tahové zkoušky

Vzorek vyrobený nízkou energií reprezentován várkou A se při tahové zkoušce začal porušovat z relativně velkých vnitřních pórů. Šíření probíhalo poměrně rychle, nicméně lze na některých místech lomové plochy pozorovat důlky, které naznačují, že se jednalo o částečné tvárné porušení. Průřez mezi velkým množstvím pórů však nebyl dostatečný na to, aby došlo k převážně tvárnému porušení. Z toho důvodu vykazují vzorky s nízkou energií při výrobě pokles pevnosti oproti vzorkům vyráběným vysokou energetickou hustotou. U vzorku E lze pozorovat na lomové ploše kulovité důlky charakteristické pro tvárné porušení. Šíření nastalo z malého póru. Tvárný lom má za následek nárůst pevnosti. Lomová plocha vzorků A a E je na obr. 5.8 (a), (b). [9]



Obr. 5.8: Lomová plocha vzorků A a E [9]

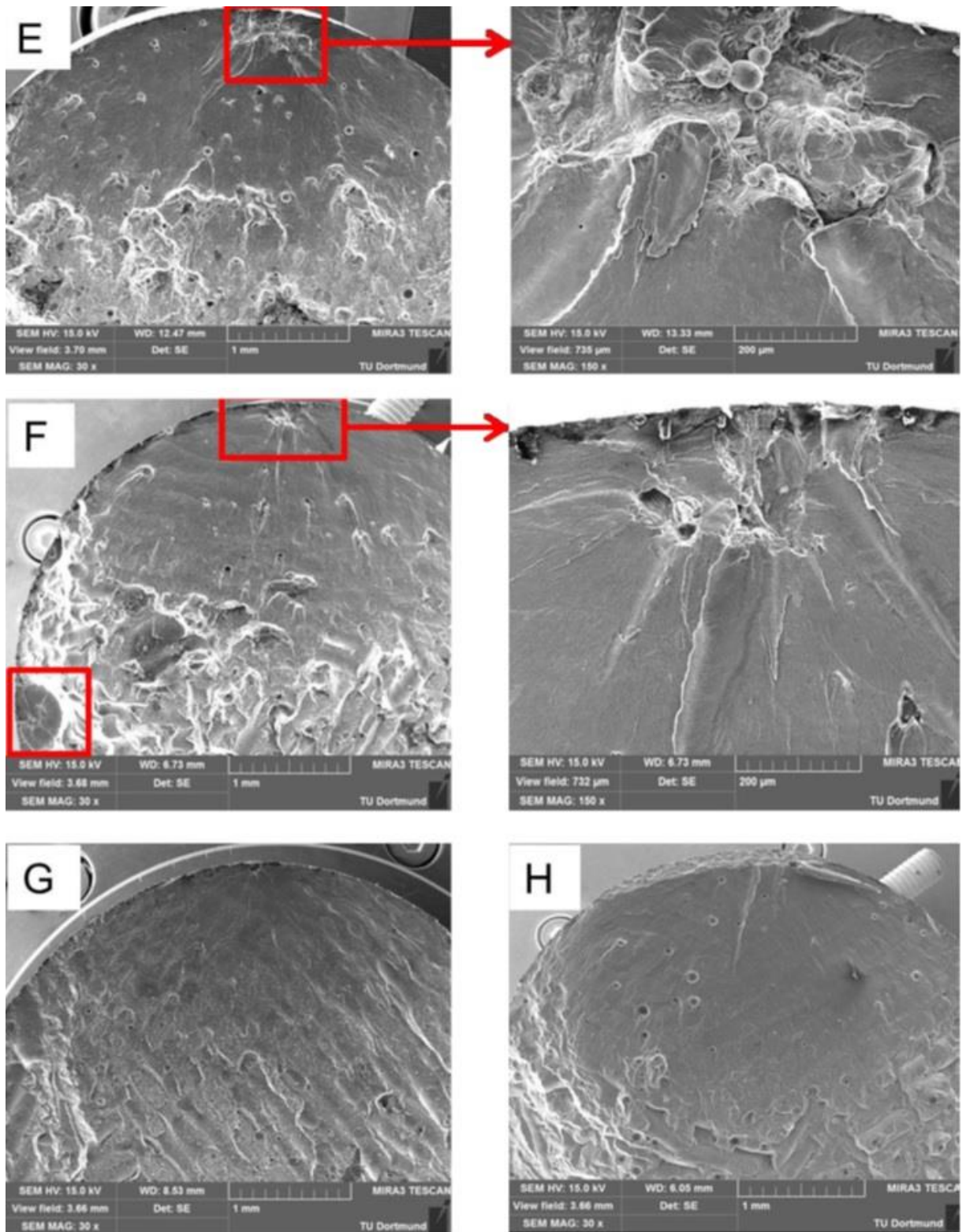
5.3 Důvod rozptýlu výsledků únavové zkoušky

Porovnáním únavových a tahových zkoušek lze dospět k závěru, že hustota energie, ohřev základové desky a tepelné zpracování mají stejný vliv na mez pevnosti, mez kluzu a mez únavy. Vyšší energetická hustota se projevila zlepšením mechanických vlastností. Mimo to byl u únavové zkoušky zaznamenán větší rozptyl naměřených hodnot způsobený velikostí a rozložením pórů. Pokud neprovedeme ohřev základové desky, jako například u vzorků E a F,

je rozložení pórů nahodilé a jejich velikost rozličná. Trhlina se u slitin SLM zpravidla šíří z póru, který je nejpříznivěji umístěný, má vhodnou orientaci a dostatečnou velikost, proto dochází u slitiny s nahodilým rozložením a velikostí vnitřních defektů k šíření trhlin z různých míst, to způsobuje rozdílnou životnost vzorků. U vzorků, kde dochází k šíření z povrchu součásti, byla životnost delší, naopak pokud došlo k šíření z vnitřní vady, vzorek vydržel menší počet cyklů. Vzorek E a F, u kterých došlo k šíření trhliny z póru v podpovrchové vrstvě, je na obr. 5.9. Vady vznikají v důsledku nedostatečné energie na natavení. Naproti tomu vzorky G a H, vyráběné s ohřevem desky obsahují méně vnitřních vad a k iniciaci dochází zpravidla z povrchu součásti (obr. 5.9), což má za následek snížení rozptylu výsledného počtu cyklů. Na snížení rozptylu má také vliv snížení počtu napěťově indukovaných trhlin v důsledku nižšího teplotního gradientu v případě výroby s ohřevem základní desky. [9,15]

5.4 Shrnutí výsledků zkoušek

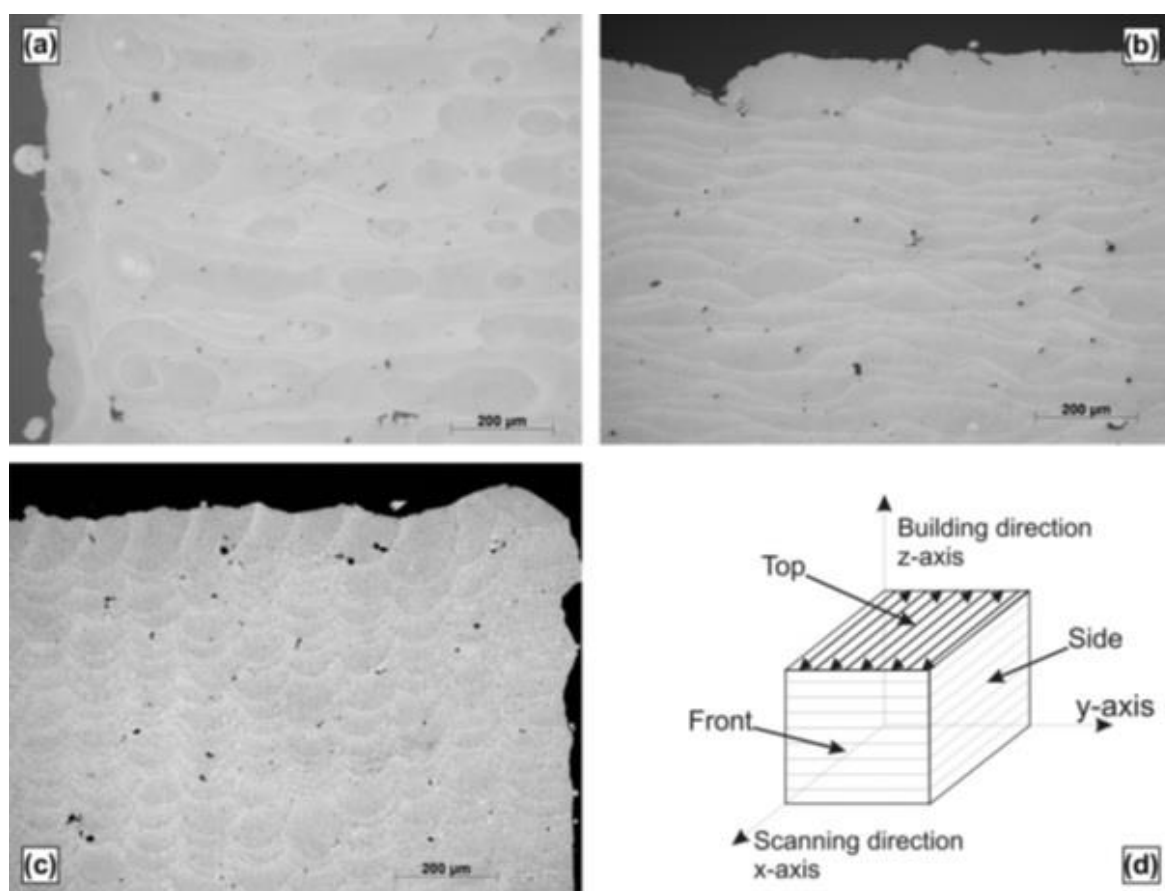
Bylo zjištěno, že tepelné zpracování má výrazný vliv na mechanické vlastnosti a závisí na typu zpracování. Tepelné zpracování mění rozložení pórů a jiných vnitřních vad, současně snižuje vnitřní pnutí. Ohřev základové desky minimalizuje vznik vnitřních vad a snižuje tak rozptyl měřených hodnot za současného snížení meze pevnosti, meze kluzu a meze únavy v důsledku zhrubnutí zrna. Mez pevnosti některých SLM slitin je až čtyřikrát větší než mez pevnosti litých slitin. I v případě nedokonalé SLM slitiny, která má mnohdy za následek výrazné snížení provozních nákladů, má vzniklý materiál lepší vlastnosti než slitiny lité. [9]



Obr. 5.9: Lomová plocha vzorků po únavovém testu [9]

5.5 Vliv směru prosvětlování

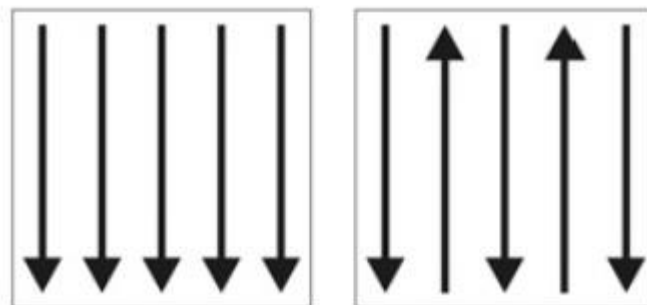
V kapitole hustota a pórovitost SLM procesu (kap. 4) byl pozorován vliv strategie prosvětlování s ohledem na vznik vnitřních vad. Nyní se budeme podrobněji zabývat krystalickou strukturou a texturou, která se tvoří při jednotlivých strategiích prosvětlování. Při SLM procesu dochází k tvorbě velmi jemnozrné struktury, kde velikost zrna obvykle nepřesahuje 1 μm . Ke krystalizaci dochází po relativně rychlém ochlazení malé oblasti roztaveného prášku. Tato oblast je označována jako tavná lázeň. Ztuhnutím tavných lázní dochází k tvorbě charakteristické buněčné struktury. Jednotlivé pásy ztuhlých lázní vytváří texturu. Buněčná struktura je tvořena převážně hliníkem a křemík se formuje do bílých vláken mezi buňkami. Výsledný charakter buněčné struktury lze ovlivnit použitou strategií prosvětlování, ale také tepelným zpracováním po SLM procesu. Textura je dána pouze strategií prosvětlování. Globální pohled na charakteristickou SLM texturu je na obr. 5.10. Lze pozorovat tavné lázně po projetí laserovým paprskem při pohledu shora (a), z boku (b) a zepředu (c). [10]



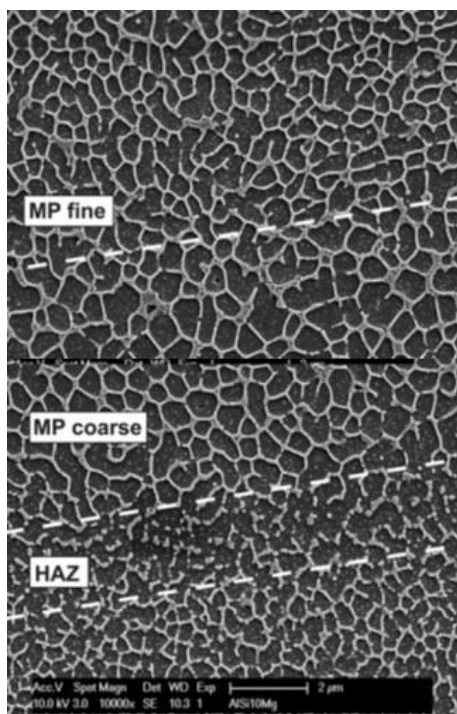
Obr. 5.10: Charakteristická SLM textura při pohledu shora, z boku a zepředu [10]

Detailní pohled na tavnou lázeň odhaluje tři struktury (obr. 5.11), které se v materiálu tvoří v důsledku teplotního gradientu. Uvnitř lázně lze pozorovat hrubou a jemnou buněčnou strukturu, vně tavné lázně vzniká tepelně ovlivněná zóna. Z roztaveného prášku dochází k růstu dendritů zejména ve směru do středu vzniklé natavené lázně. Strukturu lze pozorovat na řezu kolmém k tavné lázni i na řezu rovnoběžném s tavnou lázní. Přechod mezi hrubou a jemnou buněčnou strukturou je přibližně ve vzdálenosti 5 μm od hranic tavných lázní. Velikost hrubých buněk je přibližně 0,7 μm a jemných buněk přibližně 0,4 μm . Mimo tavné lázně dochází k rozbíjení mezibuněčného síťoví křemíkové fáze z důvodu zlepšení podmínek difuze v tepelně ovlivněné vrstvě. Snímky tavných lázní na obr. 3.15 byly pořízeny z leštěných a naleptaných vzorků vyráběných dvousměrným způsobem prosvětlování (obr. 5.12). [10]

Při tuhnutí roztavené lázně vzniká nejen buněčná morfologie, ale také krystalografická struktura. V důsledku pohybu tepelného zdroje není tavná lázeň kruhová, ale protáhlá. Lze proto předpokládat, že strategie prosvětlování má vliv na směr tuhnutí a tedy rozhoduje o výsledné textuře v materiálu. Pokud je vzorek vyráběn jednosměrným prosvětlováním (obr. 5.12), vzniká silná textura podél směru prosvětlování a slabší textura ve směru stavění. Podobná textura vzniká v materiálu vyráběném strategií obousměrnou (obr. 5.12). K posouzení textury materiálu jsou používány texturní indexy. Pro vzorky vyráběné jednosměrně a obousměrně byla zjištěna změna v texturním indexu menší než 1 %. Strategie prosvětlování má tedy v tomto případě velmi malý vliv na změnu krystalografické textury. [10]



Obr. 5.12: Jednosměrná a obousměrná strategie prosvětlování [10]

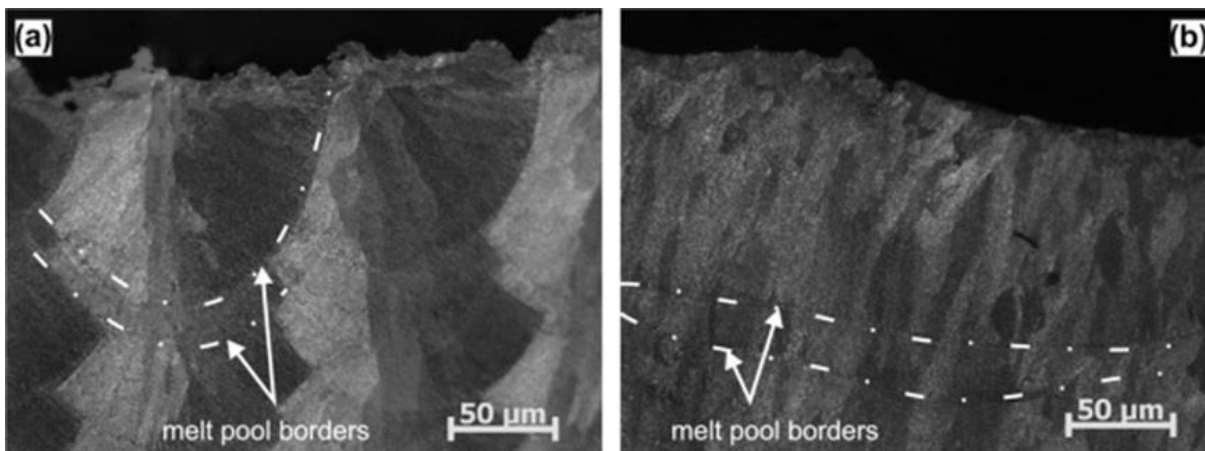


Obr. 5.11: Buněčné struktury v řezu tavné lázně při pohledu shora (jemná, hrubší a tepelně ovlivněná zóna) [10]

5.6 Mechanismus tuhnutí

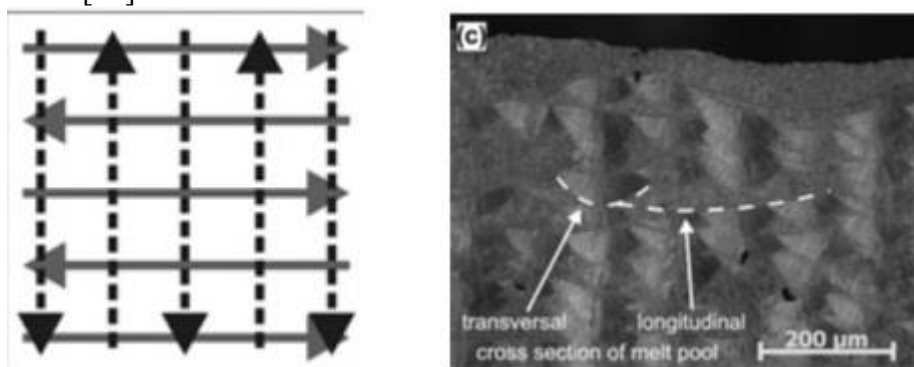
Na řezu kolmém k tavné lázni lze pozorovat jednotlivá zrna (obr. 5.13). Z řezu je zřejmé, že zrna rostou ve směru kolmém k hranicím tavné lázně směrem do jejího středu. V horní části tavné lázně se formují jemnější rovnoosá zrna. Řez rovnoběžný s tavnou lázní ukazuje,

že některá zrna prorůstají přes hranice tavných lázní. Tento jev způsobuje překrytí jednotlivých tavných lázní. V důsledku tohoto překrytí sousedících drah prosvětlování zůstane pouze část ztuhlé struktury původní. Část, která se účastní překrytí, prodělá překrytí, protože se účastní přetavení. [10]



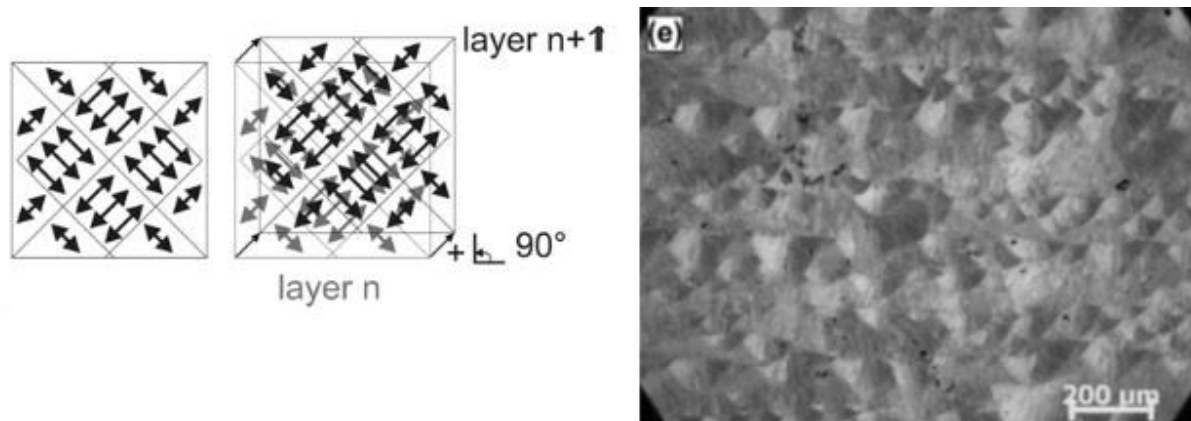
Obr. 5.13: Řez kolmý a rovnoběžný vůči tavné lázni pro vzorek vyráběný jednosměrnou strategií prosvětlování [10]

Při strategii prosvětlování s otočením o 90° mezi každou vrstvou je vznikající textura výrazně slabší (obr. 5.14). Texturní index této strategie se oproti texturnímu indexu jednosměrné strategie liší o přibližně 35 %. Zjednodušeně lze říci, že se blížíme izotropní struktuře. Pootočením prosvětlovacího vektoru mezi každou vrstvou bráníme vzniku struktury, která by byla společná pro celou součást. Dochází k potlačení vzniku vláknové textury podél tavných lázní. V řezu této struktury lze pozorovat příčné i podélné průřezy jednotlivými tavnými lázněmi. [10]



Obr. 5.14: Schematické znázornění strategie s otočením o 90° mezi každou vrstvou a řez materiálem vyrobeným touto strategií [10]

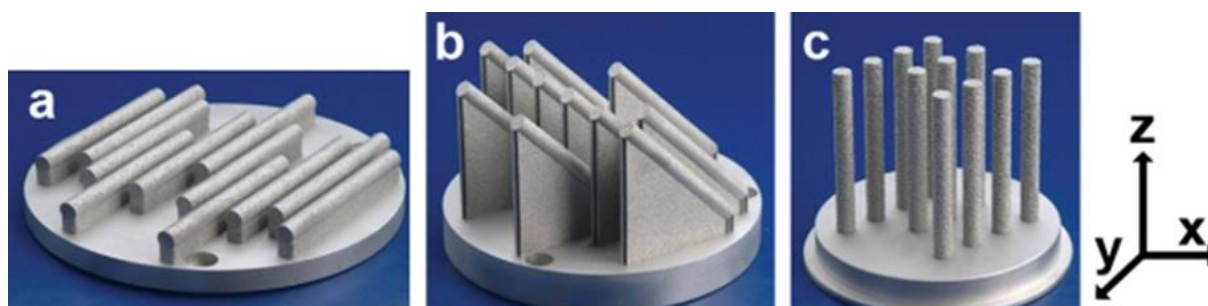
Strategie prosvětlování, označovaná jako ostrůvková, způsobuje méně znatelný pokles texturního indexu oproti předešlé strategii (obr. 5.15). Rozdíl je přibližně 3,5 %. Opět jsme blíž izotropnímu materiálu. Kvůli vznikajícím pórům je výhodnější, aby mezi jednotlivými vrstvami byl posun ve směru roviny XY, která určuje rovinu základové desky. Toto posunutí (naznačené na obrázku) potlačuje vznik pórů. U této strategie byla navíc zjištěna největší neměnnost textury ve směru osy Z. [10]



Obr. 5.15: Schematické znázornění ostrůvkové strategie a řez materiálem vyrobeným touto strategií [10]

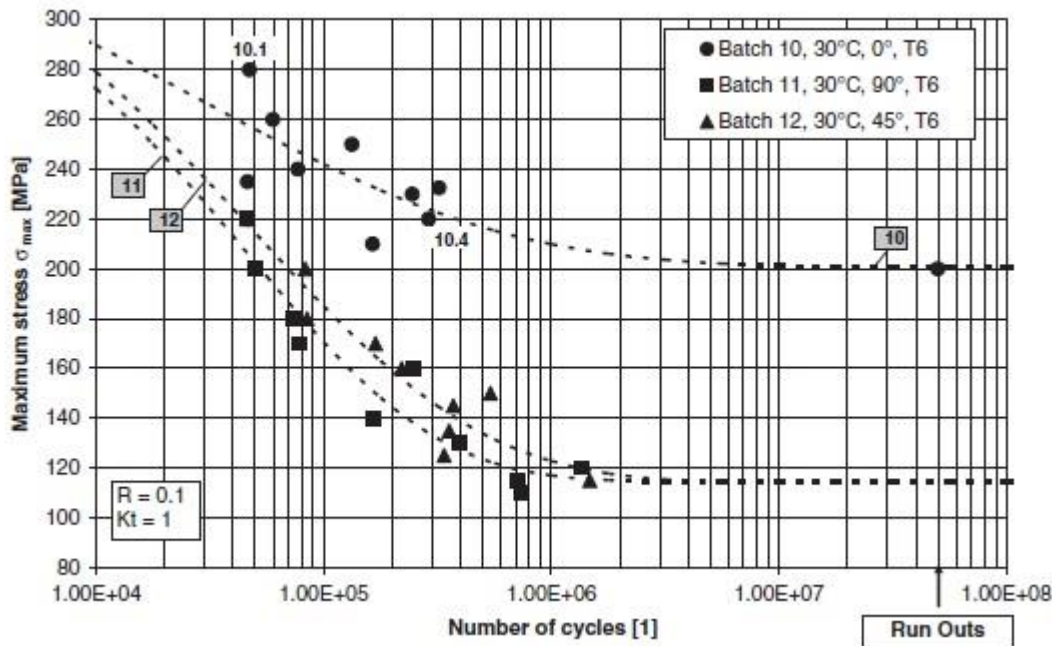
5.7 Vliv směru zatěžování

V předešlé kapitole byla podrobně popsána struktura vznikající při jednotlivých strategiích prosvětlování. Nyní se budeme zabývat únavou vzorků vyráběných pouze jednosměrnou strategií prosvětlování při třech různých směrech zatěžování (obr. 5.16). Na základě výsledků bude stanoven zobecňující závěr. Pokud je osa vzorku rovnoběžná s rovinou xy, ve které leží základová deska, je směr 0° . Vektor prosvětlování a tedy i jednotlivé tavné lázně jsou rovnoběžné se zatížením, jak naznačuje obrázek (a). Pro směr 90° je naopak zatížení kolmé k jednotlivým tavným lázním, tento případ reprezentuje vzorek (c). Analogicky pro vzorek (b) se směrem 45° je zatížení pod tímto úhlem vzhledem k tavným lázním. [8]



Obr. 5.16: Schematické znázornění směru zatěžování pro 0° , 45° a 90° [8]

Na těchto vzorcích byl proveden únavový test s napětíovým poměrem $R=0,1$. Teplota základové desky při výrobě byla 30°C a po SLM výrobě bylo provedeno rozpouštěcí žíhání, kalení a umělé stárnutí (zpracování T6). Výsledky testu zobrazuje obr. 5.17. [8]



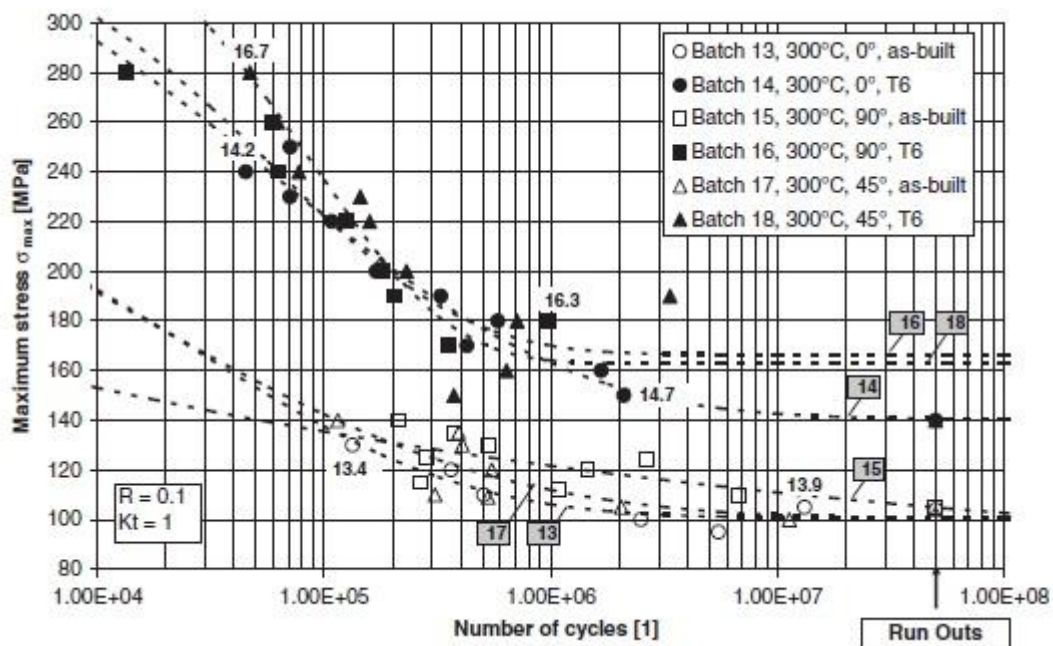
Obr. 5.17: Výsledky únavového testu pro vzorky se směrem zatěžování 0°,45° a 90° při teplotě základny 30°C [8]

Nejlépejší životnost byla zjištěna u vzorku (a) se směrem 0°, kde mez únavy dosahuje 200 MPa. Pro vzorky (b) 45° a (c) 90° je životnost menší a velmi podobná, mez únavy je přibližně 115 MPa. Pro tuto teplotu základny je tedy vliv směru zatěžování nezanedbatelný. Stejný test byl proveden pro vzorky vyráběné s teplotou základny 300°C. Výsledky zobrazuje obr. 5.18. Při zvýšené teplotě desky byl navíc test proveden jak na vzorcích podrobených rozpouštěcímu žihání, kalení a umělému stárnutí, ty jsou reprezentovány plnými symboly, tak na vzorcích testovaných bez úpravy po SLM procesu. Z výsledků je zřejmé, že tepelné zpracování má pozitivní vliv na životnost (je to proto, že TZ eliminujeme velké množství vad ve struktuře). Dále lze pozorovat, že vliv směru zatěžování na životnost je při ohřevu základové desky nepodstatný. Přestává být markantní rozdíl mezi životností vzorku (a) 0°, (b) 45° a (c) 90°. Navíc dochází v případě ohřevu základové desky ke zvýšení meze únavy u vzorků (b) a (c) oproti vzorkům (b) a (c) s teplotou základny 30 °C. [8]

Na základě výsledků zkoušky lze říci, že největší vliv na mez únavy má tepelné zpracování. Směr zatěžování má ve srovnání s těmito parametry poněkud méně výrazný vliv. Vliv strategie prosvětlování na únavu má zásadní vliv pouze pokud v důsledku nevhodného režimu vznikají nedokonalosti. Póry a staženiny mají totiž na únavový život nejvýraznější vliv. V případě, že se podaří zhotovit libovolnou strategií vzorek s minimem vad, lze tepelným zpracováním upravit vnitřní strukturu a texturu natolik, že se mez únavy bude pro všechny strategie shodovat. [8]

Tepelné zpracování vede v některých případech ke zvýšení a v jiných případech ke snížení meze únavy, závisí na jeho konkrétním druhu. Rozhodující je, o kolik dojde k relaxaci vnitřních pnutí a jak moc zhrubne zrna. Strategie výroby vzorku je klíčová pouze z hlediska vnitřních vad. Různými strategiemi prosvětlování sice vzniká různá struktura a textura (viz kap. 5.6), ale výsledné vlastnosti SLM slitin různých strategií lze sjednotit ohřevem základové desky a tepelným zpracováním. Vzorky bez tepelného zpracování s teplotou základové desky 300 °C mají mez únavy při nesymetrickém cyklu ($R=0,1$) 100 MPa, provedeme-li tepelné zpracování, vzroste hodnota na 160 MPa. Běžné odlevané AlSi slitiny mají mez únavy přibližně 70 MPa. Při SLM procesu tedy vzniká unikátní jemná struktura,

jejímž dalším tepelným zpracováním lze zhotovit materiál s výbornými únavovými vlastnostmi. [8]



Obr. 5.18: Výsledky únavového testu pro vzorky při teplotě základny 300°C, směry zatěžování 0°, 45° a 90° a tepelně zpracované i nezpracované [8]

6 Závěr

Metoda SLM má své přednosti, které spočívají zejména v unikátní struktuře vyrobené součásti a v možnosti výroby velmi složitých dílů. Při procesu dochází k optimálním podmínkám pro vznik jemnozrnné struktury, která má obvykle lepší mechanické vlastnosti oproti slitině s konvenční velikostí zrna. Nevýhodou technologie je malý výrobní prostor, který neumožňuje výrobu větších dílů. Analýza vzorků odhalila lepší únavové a pevnostní vlastnosti ve srovnání s konvenčně litými materiály, v některých případech velmi výrazně, nicméně v mnoha případech byl zjištěn znatelný rozptyl hodnot při měření.

Výsledné hodnoty meze únavy, pevnosti, kluzu a dalších prakticky důležitých veličin a již zmíněný rozptyl lze ovlivnit jednak provozními parametry při SLM procesu, ale velmi výrazný vliv má také tepelné zpracování po procesu SLM. Bylo zjištěno, že stejných mechanických vlastností materiálu lze dosáhnout různým nastavením provozních parametrů v kombinaci s tepelným zpracováním, proto je možná optimalizace výroby s ohledem na výrobní náklady, respektive výrobní časy. Metoda má svá specifika a ne vždy lze správně předpovědět vývoj vlastností na základě volby parametrů výroby. Pro dokonalé řízení výrobních vlastností SLM slitin je proto potřeba provést obvykle velké množství zkoušek. I přes relativní složitost řízení výrobního procesu se SLM jeví jako velmi slibná metoda ve výrobě složitých součástí z (nejen) pokročilých materiálů. Z těchto důvodů je vyvíjeno značné úsilí ke zdokonalení technologie SLM a snaha zpřístupnit tuto metodu pro sériovou výrobu. [16]

7 Seznam použitých zdrojů

- [1] BEER, Neal. SIERRA COLLEGE CENTER FOR APPLIED COMPETITIVE TECHNOLOGIES (CACT). Additive Manufacturing: Industry Evaluation and Recommendations Report. California, 2013.
- [2] GU, D.; MEINERS, W; WISSENBACH, K; POPRAVE, R Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms, *International Materials Reviews*, Vol. 57, 2012, p. 133–164
- [3] RÖSLER, J.; HARDERS, H.; BÄKER, M. *Mechanical behaviour of engineering materials*, Berlin: Springer, 2007, 534 s.
- [4] POKLUDA, J.; KROUPA, F.; OBDRŽÁLEK. L. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek (kovy, keramika, plasty)*, PC-DIR spol. s r.o – Nakladatelství, Brno, 1994. 385 s. ISBN 80 - 214 – 0575 – 9
- [5] KLESNIL, M.; LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*, ACADEMIA, Nakladatelství československé akademie věd, Praha, 1975. 224 s.
- [6] OLAKANMI, E.O.; COCHRANE, R.F.; FALGARNO, K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure and properties, *Progress in Materials Science*, Vol. 74, 2015, p. 401–477
- [7] MING, I. *Science , Technology and Medicine open access publisher* [online]. c2004, poslední revize 20.1.2016 [cit.2016-5-20]. Dostupné z:
◇
- [8] BRANDL, E.; HECKENBERGER, U.; HOLZINGER, V.; BUCHBINDER, D. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behaviour, *Materials and Designs*, Vol. 34, 2012, p. 159–169
- [9] SIDDIQUE, S.; IMRAN, M.; WYCISK, E.; EMMELMANN, C.; WALTHER, F. Influence of process-induced microstructure and imperfections on mechanical properties of AlSi12 processed by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 221, 2015, p. 205–213
- [10] THIJS, L.; KEMPEN, K.; KRUTH, J.; HUMBEECH, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder, *Acta Materialia*, Vol. 61, 2013, p. 1809–1819
- [11] *Popular 3D printers* [online]. c2013, poslední revize 14.5.2016 [cit.2016-5.20]. Dostupné z:<>
- [12] AMMAR, H.; SAMUEL, A.; SAMUEL, F. Porosity and the fatigue behaviour of hypoeutectic and hypereutectic aluminium-silicon casting alloys, *Int J Fatigue*, Vol. 30, 2008, p. 1024–1035

[13] XP, L.; KANG, C.; HUANH, H.; SERCOBE, T. The role of low-energy-density rescan in fabricating crack free Al85Ni5Y6Co2Fe2 bulk metallick glass composities via selective laser melting, *Mater Des*, Vol. 63, 2014, p. 407–411

[14] KRUTH, J-P.; VAERENBERGH, J.; MERCELIS, P.; ROMBOUTS, M.; LAUWERS, B. A selective laser melting of iron-based powder, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.75, 2004, p. 616–622

[15] WALTHER, F.; EIFLER, D. Cyclic deformation behaviour of steels and light metal, *Material Science Engineering*, Vol. 68, 2007, p. 259–266

[16] LOUVIS, E.; FOX, P.; SUTCLIFFE, J. Ch. Selective laser melting of aluminium components, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, 2011, p. 275–284

8 Seznam zkratek a symbolů

Zkratka, symbol	Jednotka	Popis, význam
2D		dvojdímenzionální
3D		třídímenzionální
CAD		Computer Addied Design
ALM		Additive Layer Manufacturing
SLM		Selective Laser Melting
SLS		Selective Laser Sintering
LMD		Laser Metal Deposition
EBM		Electron Beam Melting
FCC		Face Cubic Centered
SD		Scanning Direction
TD		Transverse Direction
BD		Building Direction
σ	MPa	Napětí
σ_a	MPa	Amplituda napětí
σ_c	MPa	Mez únavy
$\sigma_{c.10^7}$	MPa	Smluvní mez únavy
σ_f'	MPa	Součinitel únavové pevnosti
E	MPa	Modul pružnosti
N_c	[-]	Mezní počet cyklů
N_f	[-]	Počet cyklů do lomu
N_t	[-]	Tranzitní počet cyklů
ϵ_a	[-]	Celková deformace
ϵ_{ae}	[-]	Elastická deformace
ϵ_{ap}	[-]	Plastická deformace
ϵ_f'	[-]	Součinitel únavové tažnosti
b, c	[-]	Součinitel únavové životnosti
R	mm ³ /s	Rychlost natavování
v	mm/s	Rychlost laserového paprsku
d	mm	Šířka nataveného pruhu
t	mm	Tloušťka vrstvy
E	J/mm ³	Intenzita, Hustota laserové energie
P	W	Výkon
R	[-]	Napětíový poměr
R_m	MPa	Mez pevnosti

f	Hz	Frekvence
μ	[-]	Střední hodnota počtu cyklů do lomu
σ	[-]	Směrodatná odchylka počtu cyklů do lomu