



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

IDENTIFIKACE ÚNAVOVÉHO POŠKOZENÍ AL SLITINY ZPRACOVANÉ TECHNOLOGIÍ SLM S VYUŽITÍM METODY AKUSTICKÉ EMISE

IDENTIFICATION OF FATIGUE DAMAGE AL ALLOY TREATED WITH SLM TECHNOLOGY USING
ACOUSTIC EMISSION METHOD

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Lucie Zemanová

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Pavel Mazal, CSc.

BRNO 2016

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav konstruování
Studentka: **Bc. Lucie Zemanová**
Studijní program: Strojní inženýrství
Studijní obor: Konstrukční inženýrství
Vedoucí práce: **doc. Ing. Pavel Mazal, CSc.**
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 diplomové práce:

Identifikace únavového poškození Al slitiny zpracované technologií SLM s využitím metody akustické emise

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Cílem práce je studium únavových vlastností slitiny 2618A připravené metodou "Selective Laser Melting" s využitím metody akustické emise. Budou stanoveny částečné S-N závislosti materiálu připraveného metodou SLM a srovnávací slitiny vytvořené standardní technologií. Na základě vyhodnocení signálů AE bude proveden rozbor pravděpodobných odlišností mechanismů cyklického porušování obou materiálů.

Cíle diplomové práce:

Diplomová práce musí obsahovat: (odpovídá názvům jednotlivých kapitol v práci)

1. Úvod
2. Přehled současného stavu poznání
3. Analýza problému a cíl práce
4. Materiál a metody
5. Výsledky
6. Diskuze
7. Závěr
8. Seznam použitých zdrojů

Forma práce: průvodní zpráva

Typ práce: experimentální

Účel práce: výzkum a vývoj

Výstup práce: publikace

Projekt: GAČR

Rozsah práce: cca 72 000 znaků (40 - 50 stran textu bez obrázků)

Zásady pro vypracování práce: http://dokumenty.uk.fme.vutbr.cz/BP_DP/Zasady_VSKP_2014.pdf

Šablona práce: http://dokumenty.uk.fme.vutbr.cz/UK_sablona_praci.zip

Seznam literatury:

Barsom, John M., Rolfe, Stanley T. (1999): Fracture and fatigue control in structures. Third edition, ASTM, West Conshohocke.


Shigley, J. E., Mischke, Ch. R., Budynas, R. G. (2010): Konstruování strojních součástí. Translation Hartl, M. a kol., překlad 7. vydání, VUTIUUM, Brno.

Aggelis, D.G. (2011): Characterization of advanced structural materials by acoustic emission indices. Nova Science Publishers, Inc., New York.

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

V Brně, dne 26. 11. 2015





prof. Ing. Martin Hartl, Ph.D.
ředitel ústavu



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

ABSTRAKT

Diplomová práce se zabývá studiem únavových vlastností hliníkové slitiny EN AW-2618A zpracované technologií selective laser melting (SLM). Byly sestaveny částečné S-N křivky referenční slitiny a SLM materiálu v závislosti na podmínkách výroby. Referenční slitina měla stejné chemické složení jako SLM materiál, ale byla vyrobená klasickou technologií (protlačováním). Při zkouškách únavy byla monitorována rezonanční frekvence zatěžování a akustická emise (AE). Byly provedeny fraktografické rozborů lomových ploch jednotlivých typů materiálů. Analýzou získaných signálů a poznatků z fraktografie byly identifikovány rozdíly v porušování zmíněných typů materiálů. Bylo zjištěno, že SLM materiál má podstatně horší únavové vlastnosti ve srovnání se slitinou vyrobenou klasicky. Vlastnosti jsou závislé na nastavení procesních parametrů SLM a přesném dodržení postupu výroby. Nejvýznamnější rozdíly v porušování byly zaznamenány v délkách stádií nukleace a stabilního šíření. Čím má materiál větší relativní hustotu, tím je stádium nukleace vzhledem k celkové životnosti delší. U referenčního materiálu je hlavním zdrojem AE plastická deformace na čele šířící se trhliny. V případě SLM byla zaznamenána silnější akustická aktivita, protože se ve větší míře uplatňuje křehký lom spojů mezi nečelistvostmi.

KLÍČOVÁ SLOVA

Únava materiálu, akustická emise (AE), selective laser melting (SLM), EN-AW 2618A

ABSTRACT

The aim of the diploma thesis is to study fatigue properties of EN AW-2618A aluminium alloy produced by selective laser melting (SLM). S-N diagrams of reference alloy and SLM material depending on manufacturing conditions were constructed. Reference alloy had the same chemical composition as the SLM material, but it was made by traditional technology (by extruding). While testing, acoustic emission (AE) and resonant frequency of loading was monitored. Fractographic analyses of fracture surfaces were performed. It was found, that SLM material has significantly worse fatigue performance. Fatigue properties are strongly dependent on SLM process parameters settings and precise observance of procedure. The most significant differences in cyclic degradation were found in the length of the stages of fatigue. The more homogeneous the material is, the longer the nucleation stage compared to the total lifetime is. The main source of AE in case of the reference material is plastic deformation on the tip of the crack. For SLM testing, stronger acoustic activity was recorded, because brittle fracture of the material between discontinuities, which is stronger AE source, is more frequent.

KEYWORDS

Fatigue, acoustic emission (AE), selective laser melting (SLM), EN-AW 2618A

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ZEMANOVÁ, L. *Identifikace únavového poškození Al slitiny zpracované technologií SLM s využitím metody akustické emise*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 96 s. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Pavel Mazal, CSc.



Diplomová práce vznikla v rámci řešení projektu „*Vývoj pokročilých materiálů s využitím metody laserového spékání*“, který je realizován za finanční podpory z prostředků státního rozpočtu prostřednictvím Grantové agentury České republiky.

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych ráda poděkovala zejména doc. Ing. Pavlu Mazalovi, CSc. za vedení diplomové práce a odborné připomínky. Další dík patří Ing. Františku Vlašicovi, Ph.D. za rady při měření a vyhodnocování. Závěrem děkuji také skupině kolem doc. Ing. Palouška, Ph.D. za vyhotovení SLM vzorků, bez kterých by práce nemohla vzniknout, a kolektivu z Ústavu materiálových věd a inženýrství za metalografické analýzy.

PROHLÁŠENÍ AUTORA O PŮVODNOSTI PRÁCE

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracovala samostatně pod odborným vedením doc. Ing. Pavla Mazala, CSc. s využitím informací a zdrojů, které jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

V Brně dne

.....
Podpis

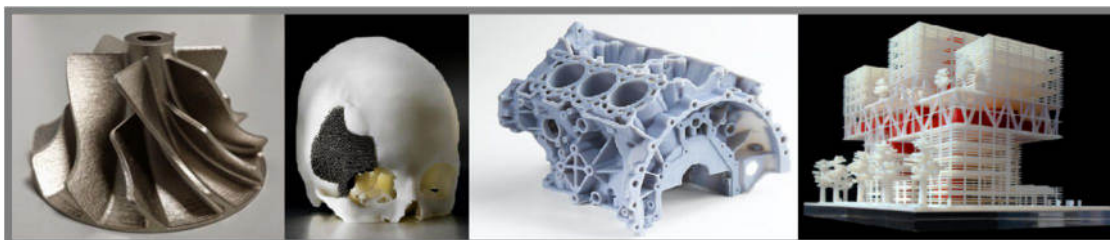
OBSAH

1	ÚVOD	13
2	PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ	14
2.1	Technologie Selective Laser Melting	14
2.1.1	Vstupní CAD model pro SLM	14
2.1.2	Princip SLM	14
2.1.3	Parametry tisku	15
2.2	Únava materiálu	19
2.2.1	Popis únavové životnosti	20
2.2.2	Charakteristiky zátěžného cyklu	20
2.2.3	Stádia únavového porušování	21
2.2.4	Únavové vlastnosti materiálů zpracovávaných technologií SLM	24
2.2.5	Únavové vlastnosti hliníkových slitin	28
2.3	Akustická emise	29
2.3.1	Snímání signálu AE	30
2.3.2	Signál AE	31
2.3.3	Využití akustické emise při zkouškách únavy materiálu	32
3	ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE	37
3.1	Shrnutí poznatků na základě současného stavu poznání	37
3.2	Cíle diplomové práce	37
3.3	Způsob řešení	38
4	MATERÁL A METODY	39
4.1	Referenční materiál	39
4.1.1	Označení a chemické složení	39
4.1.2	Tepelné zpracování	39
4.1.3	Mikrostruktura	40
4.1.4	Mechanické vlastnosti	40
4.2	SLM materiál	41
4.2.1	Zpracování	42
4.2.2	Mikrostruktura	43
4.2.3	Mechanické vlastnosti	44
4.3	Zkoušky únavy	44
4.3.1	Zkušební zařízení	44
4.3.2	Software	45
4.3.3	Zkušební vzorky	46
4.4	Akustická emise	47
4.4.1	Měřicí jednotka	47
4.4.2	Snímače	48
4.4.3	Software	49
4.5	Metodika měření	50
4.6	Vyhodnocování získaných dat	52
4.6.1	S-N křivky	52
4.6.2	Rezonanční frekvence zatěžování	53
4.6.3	Akustická emise	54
5	VÝSLEDKY	56
5.1	S-N křivky	56
5.1.1	S-N křivky referenčního materiálu	56

5.1.2	S-N křivky SLM materiálu	56
5.2	Akustická emise	57
5.2.1	Vývoj signálu AE v průběhu životnosti	57
5.2.2	AE ve stádiu změn mikrostruktury	62
5.2.3	AE ve stádiu nukleace trhlin	65
5.2.4	AE ve stádiu stabilního šíření trhliny	68
5.2.5	AE ve stádiu nestabilního šíření trhliny	71
5.3	Metalografický a fraktografický rozbor	74
6	DISKUZE	76
6.1	Srovnání únavových vlastností referenčního a SLM materiálu	76
6.2	Rozdíly v mechanismech poškození referenčního a SLM materiálu	76
6.2.1	Iniciace trhlin	77
6.2.2	Šíření trhliny	78
7	ZÁVĚR	83
8	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	84
9	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN	90
10	SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ	92
11	SEZNAM TABULEK	95
12	SEZNAM PŘÍLOH	96

1 ÚVOD

Selective laser melting (dále jen SLM) je aditivní technologie výroby využívající tavení vrstev kovového prášku pomocí laseru. Tímto způsobem vznikají tvary, které by byly jinak jen obtížně vyrobitelné. SLM se využívá jak k tvorbě prototypů, tak finálních součástí. V poslední době se také ukazuje velký potenciál ve výrobě porézních odlehčených komponent, které nacházejí široké uplatnění v letectví, kosmonautice či ve zdravotnictví.



Obr. 1-1 Příklady využití 3D tisku [1–4]

Princip laserového spékání kovového prášku byl patentován již v roce 1978 Carlem Deckardem z University of Texas. Trvalo ovšem dalších 20 let, než byly vyvinuty dostatečně výkonné lasery, které byly schopny kov úplně roztavit [5]. Zprvu mohlo být využíváno jen omezené množství materiálů, s nárůstem výkonu laserů se škála rozšiřuje. Současným trendem je vedle plastů a nerezových ocelí zpracovávat pomocí SLM také slitiny neželezných kovů, jako je hliník, titan, nikl nebo chrom [6].

V diplomové práci je pozornost soustředěna na hliníkovou slitinu EN AW-2618A, která se vyznačuje výhodným poměrem pevnosti k vlastní hmotnosti a stabilitou za vysokých teplot. Díky těmto vlastnostem nachází využití v letectví, automobilovém průmyslu nebo armádě. Možností zpracovávat tuto slitinu technologií SLM by se škála aplikací rozšířila. V kombinaci s vývojem v oblasti porézních struktur se nabízí například využití v oblasti kosmonautiky, kde je nízká hmotnost klíčová.

Technologie SLM má ze své podstaty některá specifika, na která je třeba brát ohled. Jedná se především o špatnou kvalitu povrchu takto vyráběných dílů, zbytková napětí a porozitu materiálu, která ovlivňuje mechanické vlastnosti. Zatímco pevnost v tahu SLM dílů může být oproti vyráběným klasickými technologiemi za použití stejného materiálu i vyšší, únavové vlastnosti jsou zpravidla výrazně horší. Aby mohly SLM výrobky nahradit součásti vyráběné tradičními technologiemi, je nutné proces technologicky optimalizovat. Správným nastavením parametrů tisku, které je specifické pro konkrétní materiál, lze mechanické i únavové vlastnosti ovlivnit.

Právě únavové vlastnosti řešené slitiny budou předmětem zájmu diplomové práce. V oblastech, kde nachází zmíněný materiál uplatnění, je cyklické zatěžování dominantním způsobem namáhání. Cílem práce bude kvantifikace únavových vlastností SLM materiálu EN AW-2618A, zjištění jakým způsobem je ovlivňuje nastavení SLM procesu a identifikace rozdílů v mechanismech porušování mezi materiálem vyrobeným klasickou technologií a pomocí SLM. Podrobnější porozumění dějům probíhajícím v materiálu může sloužit např. jako základ pro predikci chování dalších SLM materiálů.

2 PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

2.1 Technologie Selective Laser Melting

Selective laser melting je výrobní technologie, která je založena na spékání prášku laserem. Hlavní výhody spočívají v možnosti výroby geometricky složitých tvarů, kterých by bylo tradičními technologiemi obtížné dosáhnout, a v efektivním využití materiálu.

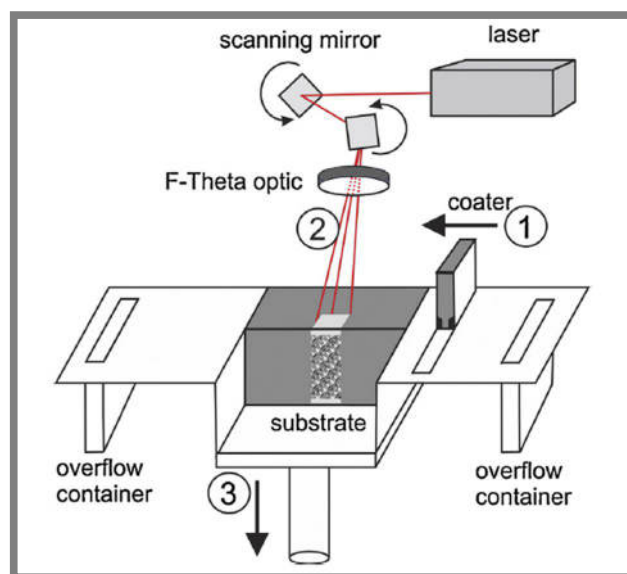
Myšlenka tisku trojrozměrných objektů se objevila na konci 80. let 20. století. První přístroje pro výrobu pracovaly na principu stereolitografie, což je tisk z plastu reagujícího na světlo [7]. Postupně vzniklo několik principů lišících se použitým materiálem, polotovarem, způsobem spojování a dosažitelnou přesností, viz [7]. V počátcích byly používány plastové materiály a výrobky sloužily vzhledem ke kvalitě pouze jako prototypy. Postupným zdokonalováním technologie bylo možné tisknout také z kovů a přesnost se dnes pohybuje v rozmezí IT(8–15) [8]. V současné době je 3D tisk v průmyslové výrobě využíván jak pro tvorbu prototypů (Rapid Prototyping), tak k výrobě finálních výrobků (Rapid Manufacturing).

2.1.1 Vstupní CAD model pro SLM

Předlohou pro tištěnou součást jsou 3D-CAD data, která mohou být získána v některém z klasických CAD modelářů nebo pomocí reverzního inženýrství. Následuje převod na formát STL, což je polygonální síť. Důležitá je volba počtu polygonů, čím více polygonů, tím větší přesnost, ale také adekvátně narůstá objem dat [9]. Dalším aspektem významně ovlivňujícím rychlost a hospodárnost výroby je orientace modelu. Vhodným rozložením lze ušetřit podpurný materiál a volbou směru vrstvení ovlivnit mechanické vlastnosti vyrobené součásti [10]. Na závěr je model horizontálně rozřezán na tenké vrstvy, po kterých se bude tisknout.

2.1.2 Princip SLM

Pracovní prostor SLM zařízení je komora s pracovní deskou ve spodní části, která je vyplněná ochranným plynem, nejčastěji dusíkem nebo argonem. Součást je stavěna po vrstvách a obklopuje ji nevyužitý kovový prášek.



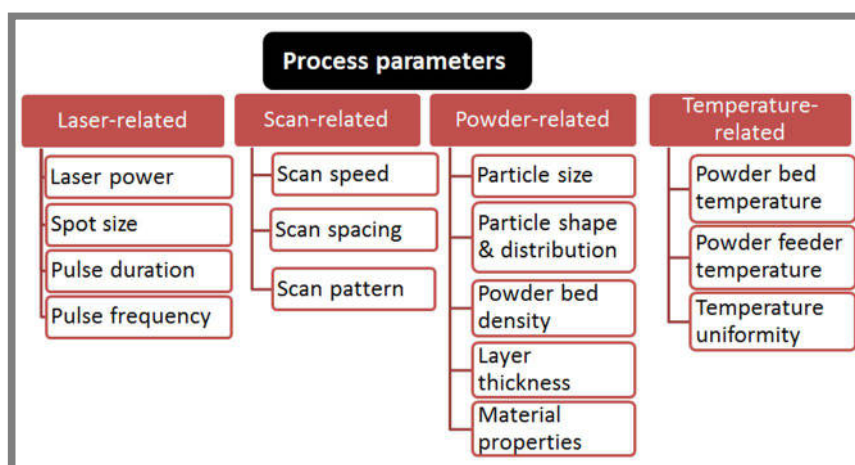
Obr. 2-1 Schéma principu SLM [11]

Nejprve je pomocí tzv. recouteru na pracovní desku nanášena vrstva prášku zadané tloušťky. Následuje spečení definovaného tvaru laserem a deska poklesne o tloušťku vrstvy. Proces se opakuje až do zhotovení dílu. Výsledná součást je sejmuta z desky, jsou odstraněny podpůrné konstrukce a případně proveden post-processing [12].

Při spékání je materiál zahříván nad teplotu tání, dojde tedy k úplnému roztavení a následnému spojení, tím se SLM liší od příbuzné technologie SLS (selective laser sintering). Díky úplnému roztavení lze pomocí SLM dosáhnout téměř 100% hustoty a mechanických vlastností srovnatelných s obráběnými součástmi [13].

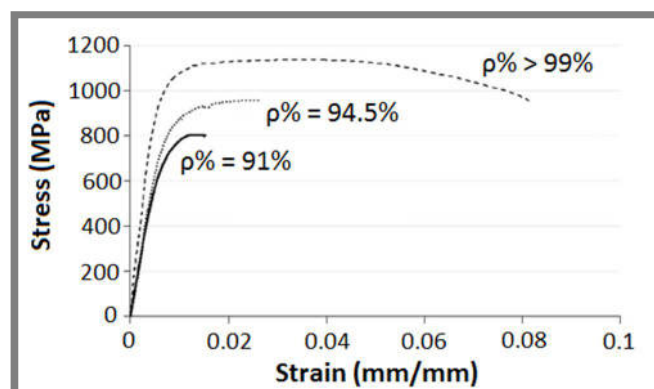
2.1.3 Parametry tisku

SLM proces a výslednou kvalitu výrobku lze řídit celou řadou parametrů. Optimální nastavení ovlivňuje zejména mechanické vlastnosti, mikrostrukturu a drsnost povrchu součástí. Přehled parametrů dle [14] ukazuje obr. 2-2.



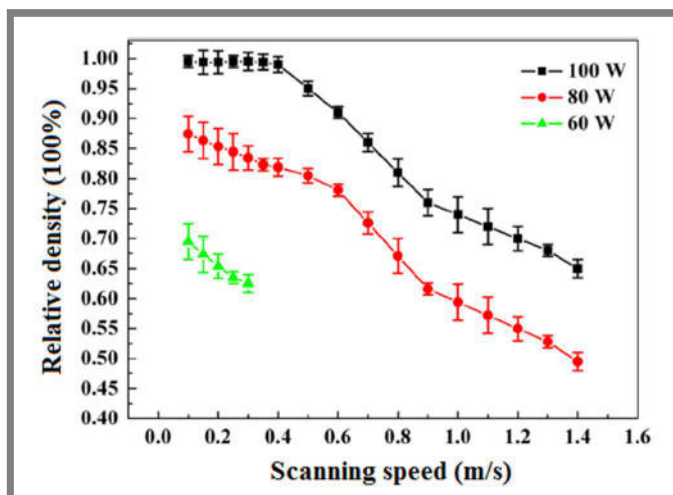
Obr. 2-2 Technologické parametry SLM [14]

Vliv různých parametrů na kvalitu výrobků a optimalizace SLM procesu pro konkrétní materiály je předmětem zkoumání mnoha studií [12, 14–28]. Obecně je snaha vhodným nastavením parametrů dosáhnout co možná nejvyšší relativní hustoty (bez pórů a dutin) a tím se přiblížit homogennímu materiálu. Porozita negativně ovlivňuje mechanické vlastnosti. Z následujícího tahového diagramu je patrné, že jak mez kluzu, tak mez pevnosti roste s dosaženou relativní hustotou materiálu [15].



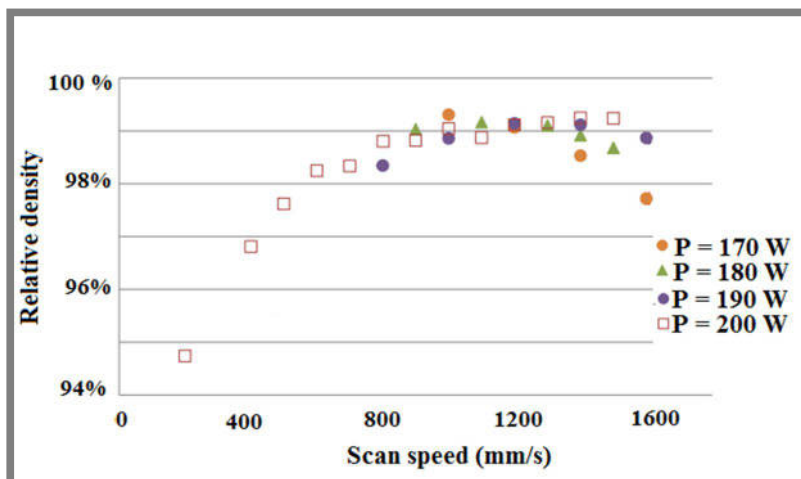
Obr. 2-3 Tahové diagramy SLM oceli pro různé relativní hustoty materiálu [15]

Práce B. Songa et al. [16] se zabývá zpracováním čistého železa. Dává do souvislosti mechanické vlastnosti součástí vyrobených pomocí SLM s jejich mikrostrukturou a hodnotí závislost na podmínkách použitých pro výrobu. V první fázi experimentu byly vyrobeny kostky s hranou délky 5 mm při různých kombinacích rychlosti laseru a jeho výkonu. Byla vybrána kombinace s nejlepší výslednou relativní hustotou a pomocí tohoto nastavení následně vyrobeny vzorky pro zkoušku tahem. Z výsledků vyplývá, že čím vyšší výkon je použit, tím je relativní hustota vyšší a při konkrétním použitém výkonu relativní hustota klesá s rostoucí rychlostí laseru (tzv. „*scanning speed*“). Zjištěný fakt je doložen následujícím grafem.



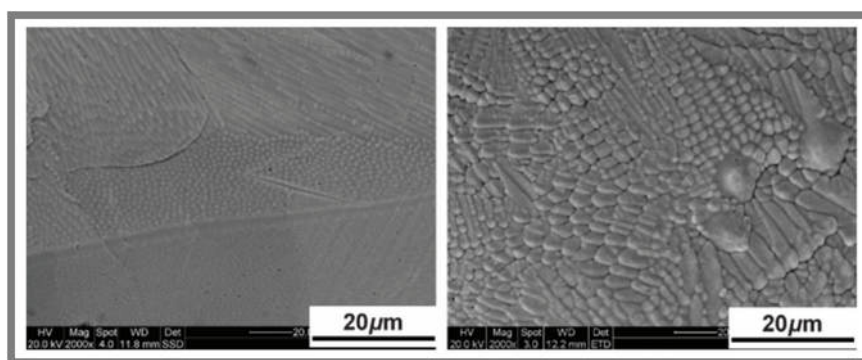
Obr. 2-4 Závislost relativní hustoty na rychlosti a výkonu laseru [16]

Toto zjištění však nelze zobecnit. Různé materiály se chovají různě a trend se dokonce může lišit u téhož materiálu při použití různých výkonů laseru, jak je vidět z obr. 2-5. Kolektiv autorů [17] došel v případě slitiny AlSi10Mg a použití výkonu 200 W k závěru, že relativní hustota roste s rostoucí rychlostí. Pro výkon 170 W naopak s rostoucí rychlostí relativní hustota klesá. Výkony 180 W a 190 W vykazují nejprve růst relativní hustoty s rychlostí, po dosažení určité hodnoty však dále relativní hustota klesá.



Obr. 2-5 Závislost relativní hustoty na rychlosti a výkonu laseru [17]

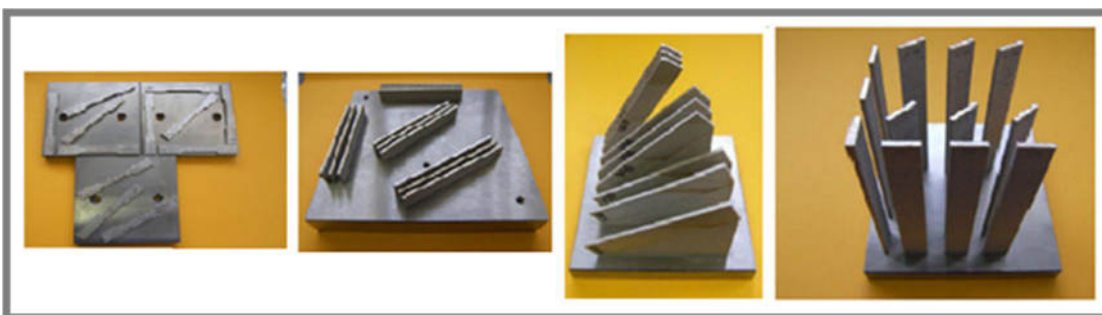
V souvislosti s mikrostrukturou autoři [17] pozorovali, že se zvyšováním rychlosti laseru při zachování dodávané energie dochází ke zmenšení velikosti zrna. Při vyšší rychlosti dochází k rychlejšímu ochlazování, což při tuhnutí způsobuje zvýšení rychlosti nukleace a vznik menšího zrna. R. Li et al. [18] navíc zjistil, že na velikost zrna má značný vliv i tloušťka vrstvy. Při tisku po tenkých vrstvách jsou zrna jemná s buněčným tvarem. Z tlustších vrstev pak vznikají zrna dendritického tvaru a v porovnání k tloušťce vrstvy jsou větší, jak ukazuje obr. 2-6.



Obr. 2-6 Mikrostruktura při tloušťkách vrstvy 0,05 mm (vlevo) a 0,5 mm (vpravo) [18]

Ze samotné podstaty technologie SLM vychází anizotropie mechanických vlastností takto vyrobených dílů, kterou se zabývá celá řada autorů [19–21]. Při výrobě může být použito různých strategií stavby, přičemž některé upřednostňují pro danou aplikaci co nejlepší mechanické vlastnosti, jiné kratší výrobní čas.

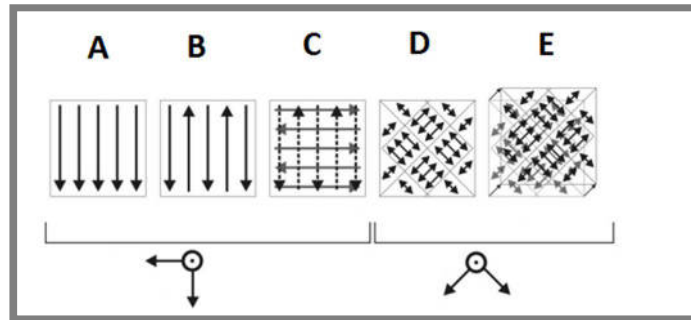
V práci [19] bylo na austenitické oceli AISI 316L pozorováno, jak orientace vzorku při zachování ostatních výrobních parametrů ovlivňuje mechanické vlastnosti. Ty byly také srovnávány se zkušebními tělesy ze stejného materiálu vyrobenými klasickou technologií.



Obr. 2-7 Různá orientace tisku zkušebních těles [19]

Bylo zjištěno, že všechny SLM vzorky bez ohledu na orientaci vláken mají vyšší hodnoty meze kluzu a meze pevnosti, než referenční zkušební tělesa. Je to důsledek rychlého ochlazení, které vede k vytvoření jemnozrné mikrostruktury s velkou hustotou dislokací. Nejvyšších hodnot meze kluzu a meze pevnosti dosahovaly SLM vzorky stavěné v základní rovině pod úhly 45° a 90°. Dále bylo zjištěno, že zkušební tělesa vyrobená tradiční technologií vykazují v porovnání se SLM vyšší hodnoty prodloužení.

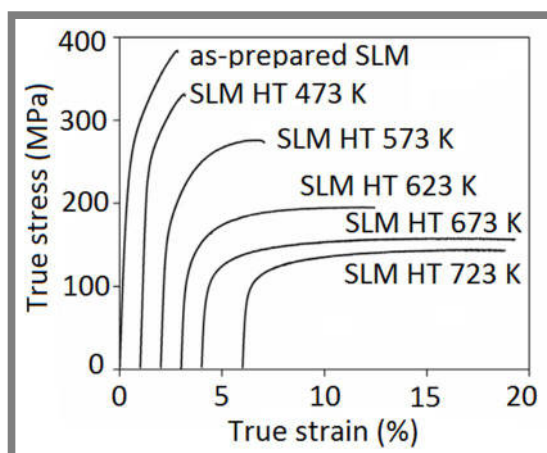
Další aspekt, kterým lze ovlivnit kvalitu SLM dílů, je způsob tavení jednotlivých vrstev (tzv. „*scanning pattern*“). Příklady ukazuje obr. 2-8. Volbou vhodného způsobu tzv. šrafování lze kromě snížení porozity [22] také snížit zbytková napětí. Ta vznikají smršťováním tuhneícího materiálu vrchní vrstvy, protože deformace jsou omezeny již vytvořenou předchozí vrstvou. V horní vrstvě mohou vznikat tahová napětí blízká až mezi kluzu materiálu, zatímco ve dříve postavených vrstvách vzniká tlak. Napětí na povrchu není rovnoměrné, ve směru stavby vzniká napětí v průměru 2x větší [23].



Obr. 2-8 Různé způsoby šrafování [22]

P. Mercelis a J-P. Kruth ve své práci [23] popisují možnost snížení vznikajícího napětí použitím způsobu šrafování zvaného „*island scanning*“ (obr. 2-8D, E). Otočením směru tisku v následující vrstvě lze dosáhnout kompenzaci anizotropie napětí a vytvoření do jisté míry homogenního rozložení.

Snížení zbytkových napětí lze dosáhnout tepelným zpracováním SLM dílů. To má za následek změny mikrostruktury, které vedou ke zlepšení mechanických vlastností, jak ukazuje práce [24]. Autoři podrobili SLM vzorky z čistého železa rekrystalizačnímu žihání. Oproti původnímu stavu lze u žiháných vzorků pozorovat zjemnění zrna, snížení zbytkových napětí a zvýšení meze kluzu i meze pevnosti. Tyto závěry ale opět nelze zobecnit. K. G. Prashanth et al. [25] provedl sérii žihání při různých teplotách u slitiny Al-12Si a pozorovali naopak hrubnutí zrna vedoucí ke snižování meze kluzu i pevnosti, jak ukazuje následující obrázek. Čím vyšší teplota žihání, tím byl pokles meze kluzu a meze pevnosti výraznější, narůstala však tažnost.



Obr. 2-9 Pokles meze kluzu a meze pevnosti při žihání [25]

Tepelné zpracování lze použít k modifikaci mechanických vlastností konkrétního materiálu. Pro některé aplikace je požadována větší tažnost na úkor pevnosti, jinde naopak. Použitím různých teplot žhání v kombinaci s možným umělým stárnutím může být dosaženo široké škály mechanických vlastností téhož materiálu [25]. Tepelné zpracování také může vést k odstranění anizotropie vlastností způsobené orientací vrstev, jak bylo potvrzeno v práci T. Etterera et al. [26]. Za tímto účelem je třeba použít vyšší teplotu žhání, aby došlo k úplné rekrytalizaci zrna, jak je popsáno např. v [27] nebo [28].

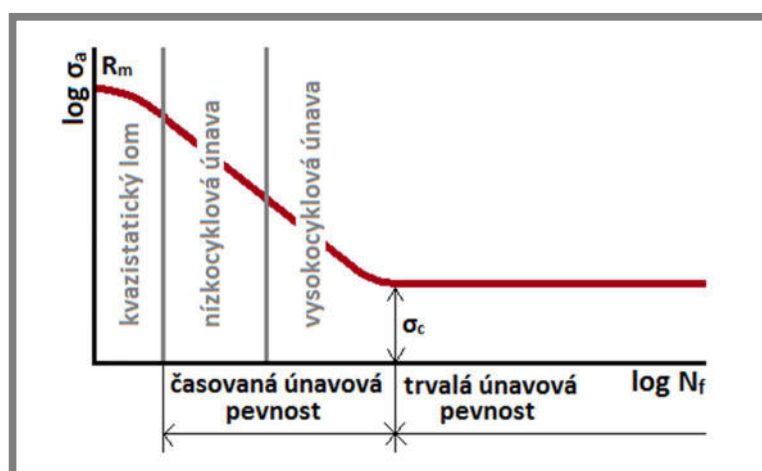
Kromě již zmíněných parametrů se další autoři zabývali rovněž vlivy tloušťky vrstvy [29, 30], velikosti částic prášku [31], mezery mezi jednotlivými průchody laseru (tzv. „*hatch spacing*“) [32], vlivem umístění dílu v pracovní komoře [33], jejího předehřátí [34] a dalšími technologickými aspekty. Poznatky o nastavení tisku lze aplikovat vždy pouze na konkrétní zkoumaný materiál, nemusí platit obecně. Pouze vhodným nastavením procesu je možné dosáhnout relativní hustoty blízké se 100 % a mechanických vlastností srovnatelných s díly vyrobenými tradičními technologiemi.

2.2 Únava materiálu

2.2

Únava je degradační proces vyvolaný proměnlivým mechanickým namáháním. Vnější síly zpravidla vyvolávají v materiálu napětí pod mezí kluzu, vzniklé deformace by se tedy daly označit jako elastické [35]. Na úrovni mikrostruktury však dochází k cyklické plastické deformaci, která má kumulativní charakter a v konečném důsledku může vést k lomu [36].

Deformace v rámci jednoho cyklu změny v materiálu nevyvolá, ale opakování vede ke sčítání poškození končícímu lomu. Působící deformace má plastickou a elastickou složku, z nichž právě plastická způsobuje kumulativní poškození. Na základě vžitě konvence, která však nemá žádné fyzikální opodstatnění, dělíme únavu na nízkocyklovou (počet cyklů do lomu je menší než 10^4) a vysokocyklovou (počet cyklů do lomu je řádově 10^5 a více). V oblasti nízkocyklové únavy převládá plastická složka deformace, v oblasti vysokocyklové je to složka elastická [37].

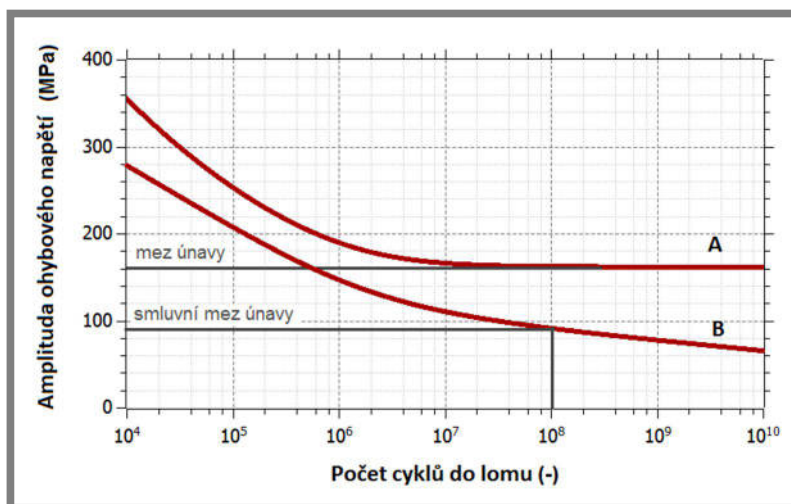


Obr. 2-10 S-N křivka dle [38]

2.2.1 Popis únavové životnosti

K posuzování životnosti zejména v oblasti vysokocyklové únavy se používá S-N křivka (Wöhlerova křivka) [37]. Jedná se o závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě napětí σ_a při daném středním napětí. Tvar S-N křivky se liší materiálem. V případě ocelí dochází po určitém počtu cyklů k ustálení amplitudy napětí na konstantní hodnotě σ_c , která se nazývá mez únavy. Při zatěžování nižší amplitudou než je mez únavy nedojde k lomu.

Ne u všech materiálů lze takovou hodnotu stanovit. V případech, kdy to není možné, se určuje tzv. smluvní mez únavy pro daný počet cyklů, jak znázorňuje obr. 2-11.



Obr. 2-11 Typická S-N křivka oceli (A) a neželezné slitiny (B) [39]

V oblasti nízkocyklové únavy se k popisu počtu cyklů do lomu používá deformační přístup (Manson-Coffinova křivka). Nízkocyklová únava však není předmětem práce, proto zde tento popis nebude dále rozveden. Podrobnosti lze dohledat např. v práci [37].

2.2.2 Charakteristiky zátěžného cyklu

Obecně se může napětí zátěžného cyklu nacházet jak v tahové, tak v tlakové oblasti. Z tohoto důvodu byly zavedeny parametry, které zátěžný cyklus charakterizují. V praxi má význam zejména symetrický (střední napětí je nulové) a míjivý (dolní napětí je nulové) cyklus [37].

Cyklus lze popsat pomocí tzv. parametrů asymetrie:

$$R = \frac{\sigma_d}{\sigma_h} \quad (1)$$

kde:

R je součinitel asymetrie

σ_d MPa - dolní napětí

σ_h MPa - horní napětí

nebo:

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} \quad (2)$$

kde:

P je součinitel asymetrie

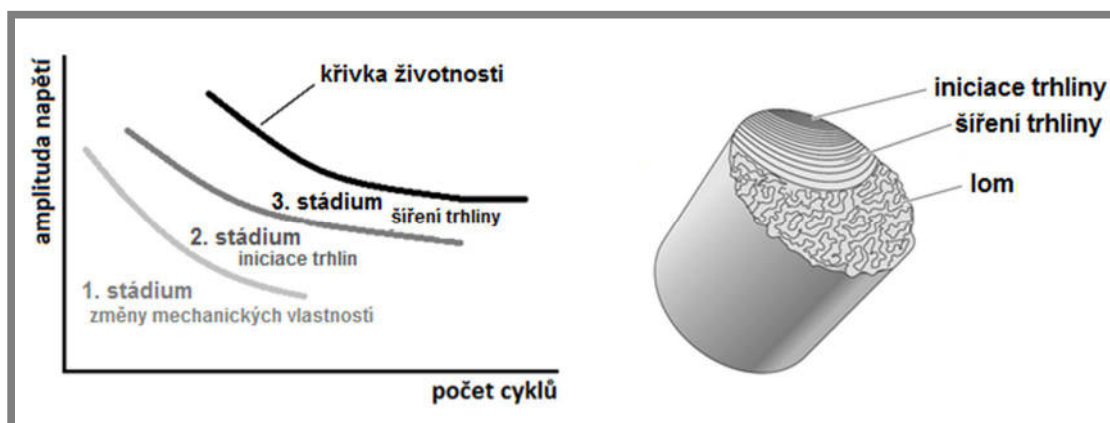
σ_h MPa - horní napětí

σ_a MPa - amplituda napětí

2.2.3

2.2.3 Stádia únavového porušování

Z hlediska procesů, které v materiálu v průběhu cyklického zatěžování nastávají, lze průběh porušování rozdělit na několik etap, které na sebe navazují a do jisté míry se překrývají. Nejzákladnější dělení rozlišuje stádium změn mechanických vlastností, stádium nukleace trhlin a stádium šíření trhlin. Neexistuje mezi nimi žádná přesná hranice, záleží pouze na konvenci, do jaké délky trhliny nazveme stádium nukleací a kdy už se jedná o stádium šíření [40]. Stádia znázorňuje obr. 2-12. Typické znaky jednotlivých stádií jsou patrné také z lomové plochy. Délka jednotlivých stádií závisí na typu materiálu, geometrii, způsobu zatěžování a vlivu okolního prostředí [40].



Obr. 2-12 Schematické znázornění únavových stádií [36] a typický vzhled plochy únavového lomu [41]

Stádium změn mechanických vlastností

První stádium je charakteristické změnami struktury materiálu v celém jeho objemu [36]. Přeskupování mřížkových poruch se navenek projevuje změnami vlastností. Změny mají sytící charakter, což znamená, že nejintenzivnější jsou na počátku a s rostoucím počtem cyklů slábnou, až se vlastnosti ustálí na konstantní hodnotě. V porovnání s celkovou dobou životnosti se jedná o poměrně malý počet cyklů [40]. Jednou z důležitých měnicích se mechanických vlastností je odpor proti plastické deformaci. Rozlišujeme materiály cyklicky zpevňující, u kterých tento odpor v průběhu zatěžování roste, a materiály cyklicky změkčující, kde naopak klesá. Po určité době se odpor proti plastické deformaci ustálí, materiál dosáhne tzv. saturovaného stavu. Chování materiálu lze odhadnout vyčíslení poměru meze pevnosti R_m a meze kluzu R_e . Je-li tato hodnota větší než 1,4, materiál bude zpevňovat, pokud je menší než 1,2, bude změkčovat [42].

Typický příklad cyklického zpevňování představují materiály žíhané. Cyklické změkčení se projevuje u materiálů deformačně nebo precipitačně zpevněných, a také u těch, které jsou zpevněny martenzitickou transformací. Někdy se dokonce uplatňují oba druhy chování, což je typické pro kovy s prodlevou na mezi kluzu [40].

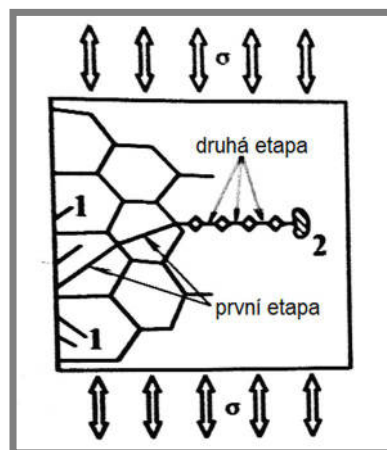
Stádium nukleace únavových trhlin

K nukleaci únavových trhlin dochází u homogenních materiálů na povrchu. Příčinou je koncentrace plastické deformace, ke které dochází vlivem nejvyššího vznikajícího napětí. Při namáhání ohybem nebo krutem je maximum napětí právě na povrchu, u tahového namáhání je třeba brát v potaz excentricitu a tedy i v tomto případě vzniká maximální napětí na povrchu [36]. Reálné součásti navíc mají různé tvarové prvky jako např. osazení nebo drážky pro pera, kde dochází ke koncentraci napětí, čímž se efekt ještě zesiluje [43]. Dále se projevují také koncentrátoři na mikroskopické úrovni. Povrch, navzdory různým úpravám (broušení, leštění), není nikdy zcela rovný. Vlivem zatěžování se dislokace přesouvají na volný povrch a vytváří tak nerovnosti, které opět způsobují koncentraci napětí. Vznikají skluzová pásma, která jsou tvořena tzv. intruzemi a extruzemi. Jejich tvorba předchází nukleaci, ať už ke vzniku trhliny dojde v kterémkoli z typických míst, kterými bývají únavová skluzová pásma, hranice zrn nebo rozhraní mezi inkluzemi a maticí [40].

Ve snaze popsat stádium nukleace trhliny byla navržena celá řada modelů. Žádný z nich však přesně nevystihuje procesy probíhající v materiálu. Jedním z problémů je určení okamžiku, do kterého lze mluvit o nukleaci a kdy se stádium nukleace mění ve stádium šíření. Jedná se o spojitý proces, z jeho podstaty není žádná objektivně stanovitelná hranice, proto je délka trhliny, od které se již mluví o stádiu šíření, pouze věcí konvence [37].

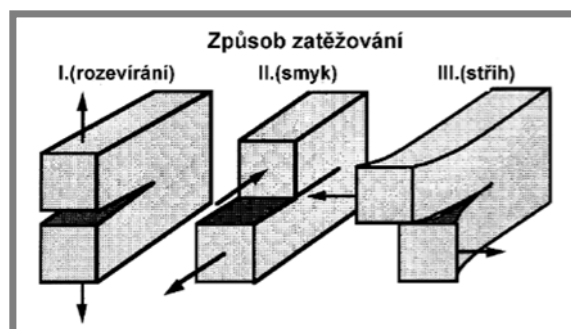
Stádium šíření trhlin

Trhliny vzniklé ve stádiu nukleace leží podél aktivních skluzových rovin, tedy tam, kde je největší smykové napětí. Při jednoosém zatěžování svírají tyto roviny úhel přibližně 45° s působícím vnějším napětím. Šíření v tomto směru bývá označováno jako krystalografické. Většina trhlin se v této fázi zastavuje, ostatní pokračující v růstu, se stáčí do směru kolmého na působící napětí. Následuje tzv. nekrystalografické šíření zpravidla jediné magistralní trhliny, jak je znázorněno na obr. 2-13. Tato etapa končí náhlým lomem [37].



Obr. 2-13 Etapy šíření únavové trhliny [35]

Hodnocením chování tělesa s trhlinou se zabývá lomová mechanika. Trhlina představuje ostrý vrub způsobující vysokou koncentraci napětí, v důsledku čehož se na jejím čele vytváří plastická zóna. Podmínky v této malé plasticky deformované oblasti se značně liší od zbylého objemu materiálu. Stav napjatosti v bezprostředním okolí čela trhliny je možné jednoznačně popsat například faktorem intenzity napětí [42]. Tato veličina se značí písmenem K s číselným indexem označujícím způsob namáhání, viz obr. 2-14. Pro analýzu napjatosti trhlin existují i další přístupy, např. J-integrál, nicméně pro potřeby diplomové práce postačuje popis pomocí faktoru intenzity napětí.



Obr. 2-14 Způsoby (módy) zatěžování [44]

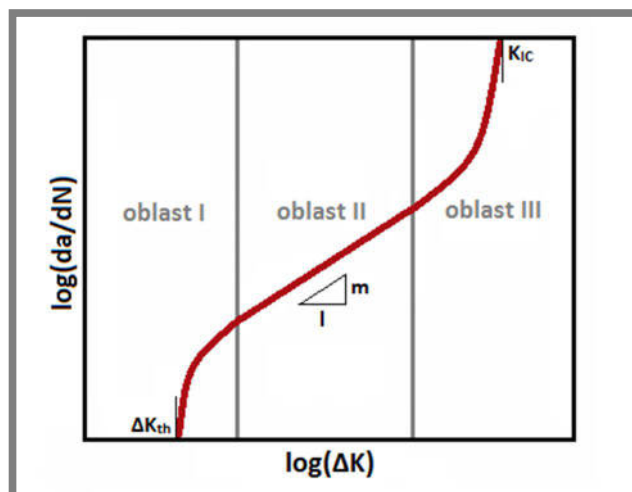
Pro součinitel intenzity napětí při zatěžování v módu I platí:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} F(a, w) \quad (3)$$

kde:

K	$\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$	je faktor intenzity napětí
σ	MPa	- nominální napětí
a	mm	- délka trhliny
F		- funkce závislá na tvaru součásti

Rychlost růstu únavové trhliny může být popsána pomocí rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK :



Obr. 2-15 Rychlost šíření trhliny v závislosti na ΔK [45]

V grafu závislosti rychlosti šíření únavové trhliny a rozkmitu faktoru intenzity napětí (obr. 2-15) je možné rozlišit 3 oblasti. Chování v první oblasti udává prahová hodnota rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK_{th} . Pokud je ΔK menší než ΔK_{th} , trhlina se při cyklickém namáhání nešíří. Ve druhé oblasti je závislost v logaritmických souřadnicích lineární. Dochází ke stabilnímu šíření, které je popsáno Paris-Erdoganovým vztahem [46]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4)$$

kde:

a	mm	je délka trhliny
N		- počet cyklů
ΔK	MPa $\sqrt{\text{mm}}$	- rozkmit faktoru intenzity napětí
C		- materiálová konstanta
m		- materiálová konstanta

Ve třetí oblasti rychlost šíření prudce roste, únavová trhlina se šíří nestabilně a během několika zátěžných cyklů dochází k lomu [46].

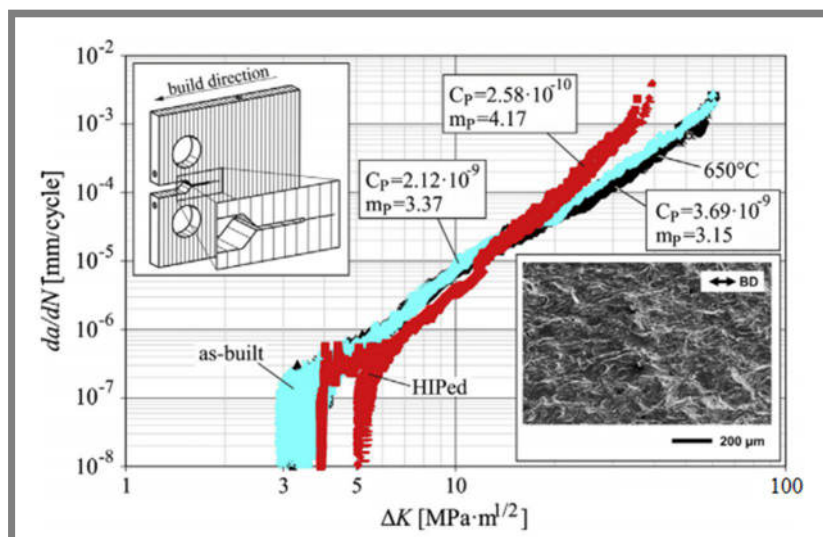
2.2.4 Únavové vlastnosti materiálů zpracovávaných technologií SLM

Únavová životnost součástí vyrobených pomocí SLM je jednou ze slabin této technologie. Uvádí se, že je o (20–25) % nižší, než u klasicky vyráběných dílů ze stejného materiálu [47]. Důvodem je přítomnost pórů a nehomogenita materiálu.

Možnostmi zlepšení únavových vlastností SLM materiálů se zabývá řada autorů. A. Riemer et al. [48] zkoumal vliv různých druhů post-procesingu na únavové vlastnosti SLM oceli 316L. Pro srovnání byly použity vzorky bez tepelného zpracování, žíhané po dobu 2 hodin na 650 °C v atmosféře argonu a zpracované technologií *hot isostatic pressing (HIP)* při 1 150 °C a 1 000 barech po 4 hodiny také v argonové atmosféře.

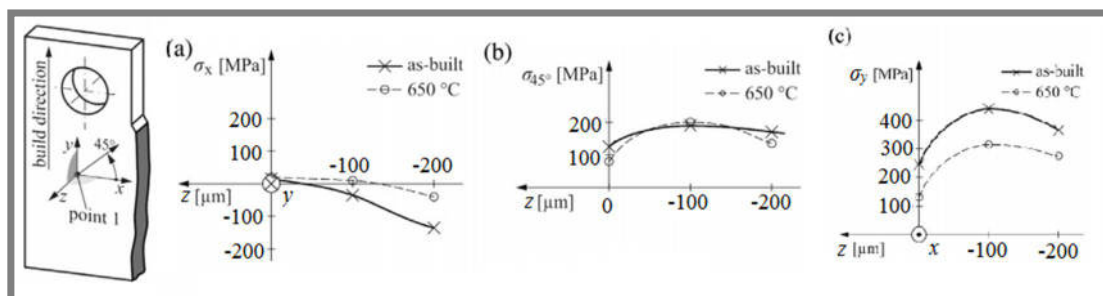
Bylo potvrzeno, že tepelným zpracováním je možné výrazně zvýšit mez únavy a dále, že velký význam má kvalita povrchu. Vzorky bez tepelného zpracování a úpravy povrchu nedosáhly ani poloviční hodnoty meze únavy v porovnání se soustruženými zkušebními tělesy. Při opracování povrchu vzorků bez tepelné úpravy se hodnoty meze únavy blíží obráběným tělesům, při současném použití obou post-procesingových operací je mez únavy v některých případech srovnatelná.

Další část práce [48] se blíže zaměřuje na popis jednotlivých stádií únavy. Z experimentálně získaných dat na obr. 2-16 je patrné, že rozdíly v šíření trhliny ve vzorcích žíhaných na 650 °C a v tepelně neupravených vzorcích jsou velmi malé. Naopak *HIP* zpracování způsobuje zvýšení prahové hodnoty rozkmitu faktoru intenzity napětí.



Obr. 2-16 Šíření trhliny v závislosti na tepelném zpracování [48]

Autoři předpokládali, že únavová životnost bude ovlivněna zbytkovým napětím v materiálu, které se bude lišit v závislosti na tepelném zpracování. Obr. 2-17 ukazuje naměřené hodnoty zbytkových napětí v jednotlivých směrech. Nejvyšší hodnoty byly zjištěny v y -směru 100 μm pod povrchem, což pravděpodobně souvisí se strategií tisku, kdy jádro vzorků bylo vyráběno za použití jiných technologických parametrů než povrchová část. Dále je z grafů vidět, že tepelným zpracováním je možné snížit zbytková napětí až na polovinu.

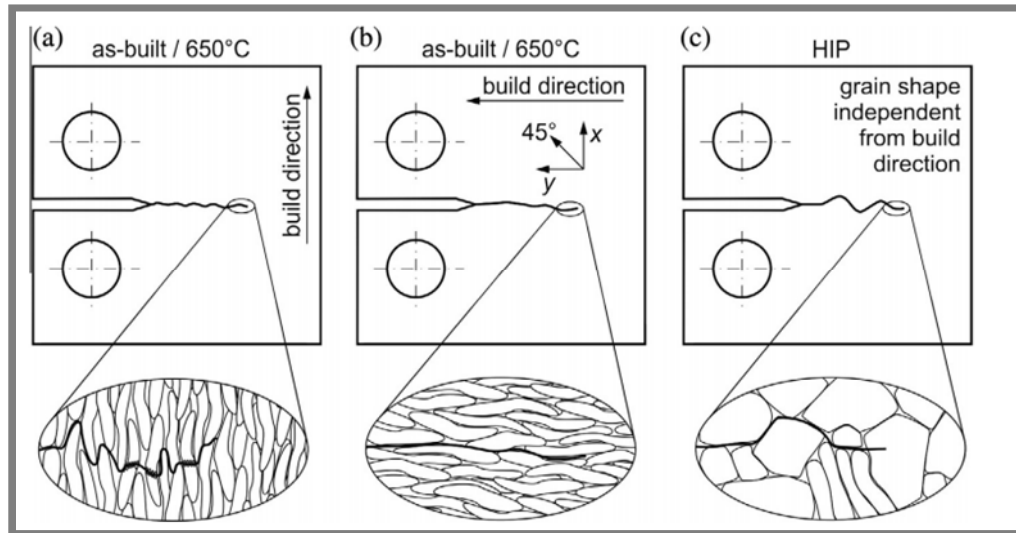


Obr. 2-17 Zbytková napětí v jednotlivých směrech [48]

Z obr. 2-16, je však patrné, že růstové charakteristiky trhliny v tepelně zpracovaném materiálu a materiálu bez tepelného zpracování jsou téměř shodné navzdory dvojnásobnému zbytkovému napětí. Zbytková napětí ve vzorcích byla měřena jak před, tak po únavových zkouškách. Ukázalo se, že rozložení těchto napětí se v průběhu cyklického zatěžování pod mezí kluzu nijak nemění. Autoři tedy došli k závěru, že v případě oceli 316L nejsou zbytková napětí z hlediska únavového chování významná. Nemusí to však platit obecně, S. Leuders et al. [49] zjistil, že v případě slitiny TiAl6V4 naopak zbytková napětí mají na únavové chování podstatný vliv.

V závěru práce [48] se autoři věnují rozboru mikrostruktury a její souvislosti s únavovými vlastnostmi. Vzorky bez tepelného zpracování a vzorky žíhané mají velmi podobnou mikrostrukturu se zrný protaženými podél směru stavby. Při HIP

dochází k rekrystalizaci a vytvoření odlišné struktury se dvěma výraznými složkami. Jsou jimi hrubá rovnoosá zrna a v částech, kde nedošlo k úplnému tepelnému zpracování, zůstávají původní podlouhlá zrna.



Obr. 2-18 Tvar zrna v závislosti na směru stavby a tepelném zpracování [48]

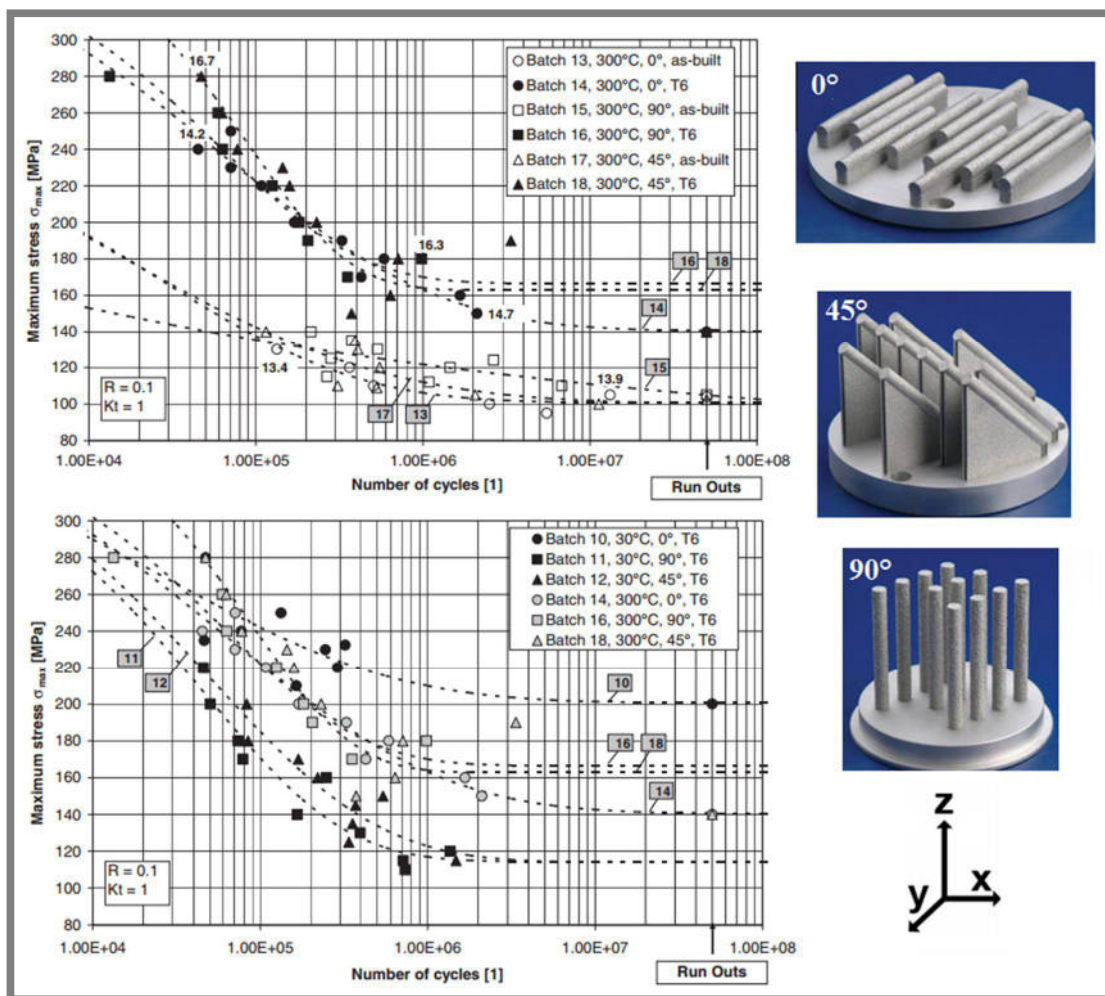
Různá orientace zrn vzniká v důsledku různých strategií stavby a projevuje se anizotropií mechanických i únavových vlastností. Jak je naznačeno na obr. 2-18, zrna jsou podlouhlá ve směru stavby. Při zatěžování kolmo na směr stavby (obr. 2-18b) se trhlinka šíří snáze, než při zatěžování shodném se směrem tisku (obr. 2-18a), kdy tvar zrn šíření trhlinky brání. Při tepelném zpracování, které vede k rekrystalizaci, dochází k narovnání zrn, v jehož důsledku mizí anizotropie.

Zmíněné závěry potvrzuje práce E. Brandla et al. [50]. Předmětem jeho zájmu byla hliníková slitina AlSi10Mg, ze které byly vyrobeny zkušební vzorky za použitím tří různých orientací stavby, jak je patrné z obr. 2-19. Byl zkoumán vliv teploty v pracovní komoře. Část vzorků byla vyrobena bez ohřevu pracovního prostoru (při 30 °C) a část při zvýšené teplotě (300 °C). Dále byl pozorován vliv tepelného zpracování, kdy polovina vzorků byla ponechána v nezpracovaném stavu a druhá polovina byla tepelně zpracována. Šlo o vytvrzování, které bylo provedeno jako kombinace rozpouštěcího žíhání (6 hodin při teplotě 525 °C) a umělého stárnutí (7 hodin při 165 °C).

U vzorků bez tepelného zpracování byla pozorována hrubší nehomogenní mikrostruktura s výraznými buněčnými dendrity α -Al a částicemi Si. Jsou rozpoznatelné směry tavení laserem a tepelně ovlivněné oblasti. Vzorky po tepelném zpracování se naopak vyznačují homogenní mikrostrukturou s částicemi Si kulovitěho tvaru. Nejsou patrné dendrity, stopy laseru, ani tepelně ovlivněné oblasti a vzorky stavěné pod různými úhly se vzájemně nijak výrazně neliší.

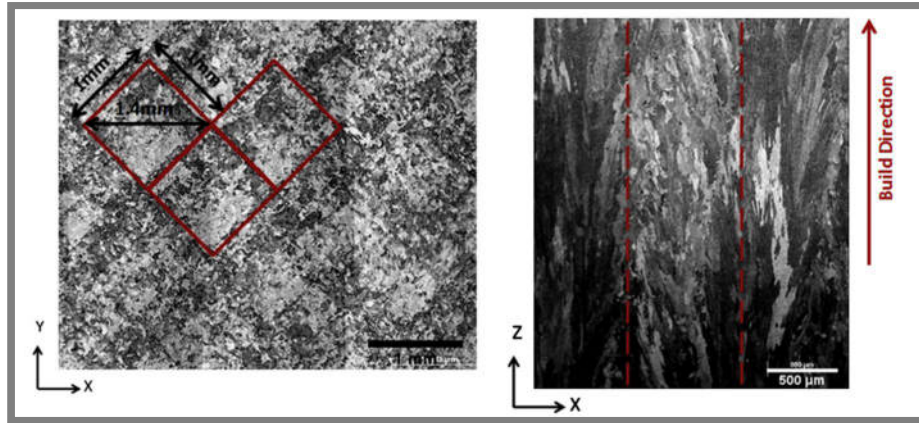
Byly provedeny cyklické zkoušky ve střídavém tahu-tlaku a získány S-N křivky. Výsledky experimentů znázorňuje obr. 2-19. Byla potvrzena hypotéza, že tepelné zpracování má na životnost pozitivní vliv. Všechny sady vzorků po tepelném zpracování mají vyšší mez únavy než nezpracované. Při stavbě bez zvýšené teploty

pracovního prostoru se projevuje velký rozdíl mezi životnostmi vzorků stavěných různými směry. Směr 0° vykazuje za těchto podmínek lepší vlastnosti než 45° a 90°. Při předehřátí pracovního prostoru na 300 °C rozdíly mezi orientacemi stavby mizí, životnost vzorků tisknutých ve směrech 45° a 90° se zvyšuje. Stejný stav zůstává i po tepelném zpracování. Jako optimální kombinace pro zvýšení životnosti a snížení rozdílů mezi směry tisku se zdá být stavba při zvýšené teplotě a následné tepelné zpracování.



Obr. 2-19 S-N křivky pro různé kombinace směru stavby, tepelného zpracování a teploty v pracovní komoře [50]

Vliv strategie tisku „*island scanning*“, která byla popsána v kapitole 1.1.3, na šíření trhlin ve svém článku rozebírá L. Carter et al. [51]. Z niklové slitiny CM247LC byly zhotoveny dva typy vzorků, pomocí strategie „*island scanning*“ a klasickým šrafováním. Na snímku mikrostruktury vzorku stavěného pomocí „*island scanning*“ jsou patrné opakující se oblasti rozměrově odpovídající použitému vzoru. Při bližším zkoumání bylo zjištěno, že v oblastech hranic čtverců se vytvořila mikrostruktura s jemnými zrny podlouhlého tvaru, zatímco uprostřed vznikla zrna rovnoosá. Oblast na hranicích vzoru byla častým místem výskytu trhlin.



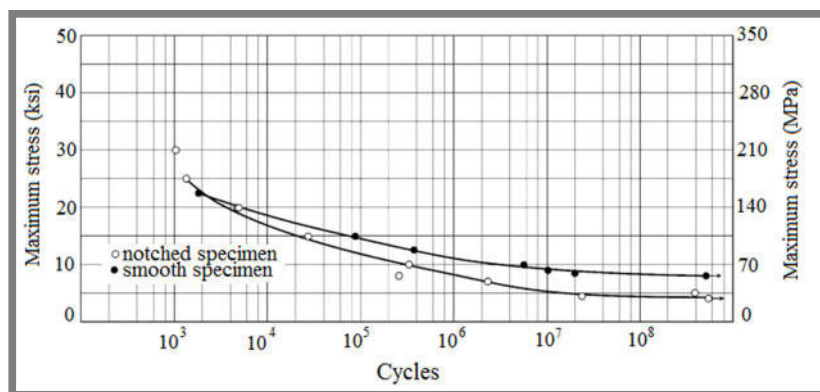
Obr. 2-20 Mikrostruktura vzorku zhotoveného pomocí strategie „island scanning“ [51]

Mikrostruktura vzorků vyrobených klasickým způsobem je pravidelnější a podle provedených pozorování pomocí microCT obsahuje také méně trhlin. Z tohoto hlediska je tedy obvyklý postup výhodnější než „island scanning“, nicméně tento závěr platí pouze pro součásti srovnatelných rozměrů s testovanými vzorky. Pro větší průřezy, kde by se díky klasickému způsobu v daném místě zvyšovala doba mezi průchodem laseru, by mohla být tato strategie naopak nevýhodná.

2.2.5 Únavové vlastnosti hliníkových slitin

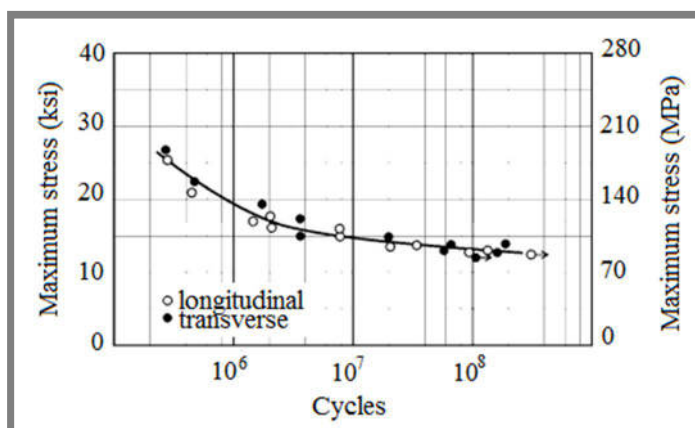
Existuje celá řada slitin hliníku, podle chemického složení se třídí do 9 skupin. Jejich vlastnosti včetně únavových se velmi liší v závislosti na dalších obsažených prvcích. Čistý hliník má nejnižší mez únavy ze všech skupin, ale v korozním prostředí je jeho mez únavy naopak nejvyšší. Slitiny 2. série vykazují únavové vlastnosti srovnatelné z tohoto pohledu s nejlepšími skupinami 5 a 7, nicméně jsou citlivější na koncentrátoři napětí [52].

Pro většinu hliníkových slitin lze stanovit hodnotu, ke které se S-N křivka asymptoticky po (100–500) milionech cyklů blíží, což koresponduje s definicí meze únavy v průmyslových aplikacích. Existují ovšem slitiny, které vykazují stálý mírný pokles amplitudy napětí s počtem cyklů rostoucím i nad 10^8 . Těchto hliníkových materiálů však není mnoho a pokles je dostatečně malý, aby se dala hodnota amplitudy napětí při 10^8 cyklů označit za smluvní mez únavy [52].



Obr. 2-21 Typická S-N křivka hliníkové slitiny (1100-H26) [52]

Pro většinu výrobků z hliníkových slitin mez únavy nezávisí na směru výroby vzorků ze základního materiálu (materiál je izotropní), jak je vidět na obr. 2-22.

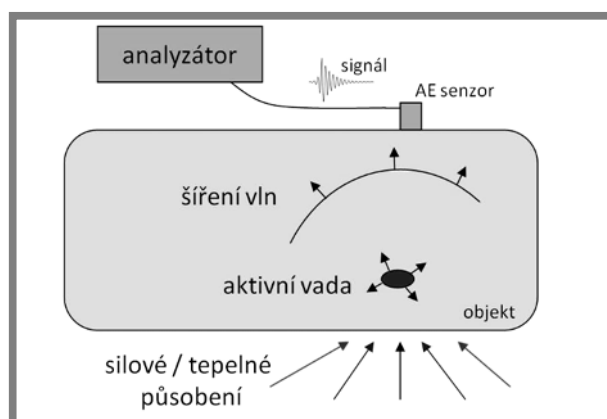


Obr. 2-22 S-N křivka hliníkové slitiny 2017 pro 2 různé směry vzorků [52]

J. Kaufman [52] srovnával únavové vlastnosti tvářených a odlévaných vzorků ze stejné hliníkové slitiny. Výrazně vyšší mez únavy měl materiál tvářený, což souvisí s vnitřní porozitou odlévaných vzorků. Vlastnosti odlitků mohou být výrazně ovlivněny vhodnou volbou technologie lití. Množství pórů a S-N křivky materiálu litého do pískových forem se liší od stejné slitiny lité tlakově. Zde je vidět paralela s ovlivněním výsledného materiálu vhodným nastavením parametrů SLM.

2.3 Akustická emise

Akustická emise (AE) je nedestruktivní diagnostická metoda založená na stejnojmenném fyzikálním jevu. Při deformaci v důsledku interakcí strukturních defektů (dislokace nebo mikrotrhliny) s vnějším napětovým polem, dochází k uvolňování mechanického napětí materiálu. Tím vznikají elastické akustické vlny, které se šíří od místa zdroje k povrchu, kde se mění se na příčné vlny. Ty je možné detekovat snímači akustické emise [42]. Princip je patrný z následujícího obrázku.

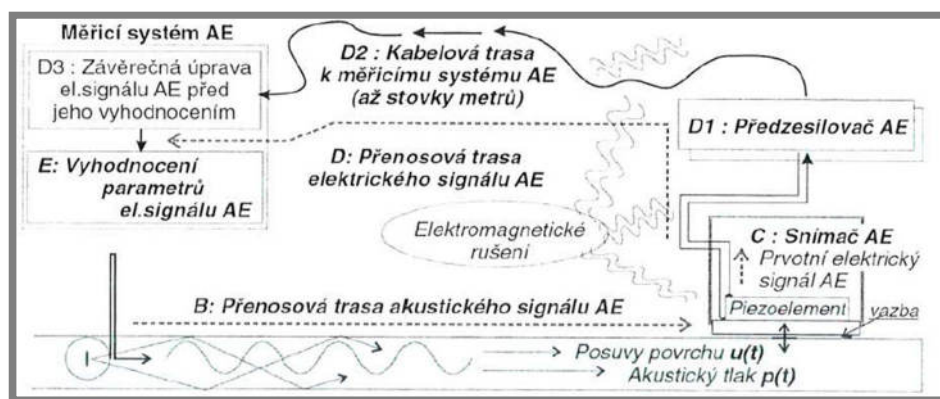


Obr. 2-23 Schéma detekce akustických vln v materiálu [53]

Mezi hlavní výhody akustické emise jako defektoskopické metody patří možnost lokalizovat aktivní defekty a jejich rozvoj v reálných podmínkách kontinuálně v průběhu zatěžovací zkoušky. Lze zaznamenat vady jak na povrchu, tak uvnitř zkoušené součásti, musí však být akusticky aktivní, např. statické defekty detekovat nelze. Nevýhodou je neopakovatelnost zkoušky v důsledku nevratnosti dějů. Velkou pozornost je také třeba věnovat kalibraci snímačů a zpracování získaného signálu, který může být zkreslen okolním šumem [53]. V technické praxi se AE využívá například ke kontrole tlakových nádob a potrubí, k monitorování úniků z tlakových systémů nebo k detekci poškození při materiálových zkouškách [54].

2.3.1 Snímání signálu AE

Soustava pro měření AE je znázorněna na obr. 2-24 a skládá ze čtyř základních prvků popsanych níže.



Obr. 2-24 Schéma přenosové trasy AE [55]

Snímače

Pro snímání AE se obvykle používají piezoelektrické snímače, které převádí akustické vlny na napětí. Využívají náboje vznikajícího deformací piezoelektrického materiálu. Snímače se na měřený objekt umísťují buď přímo, nebo přes vlnovod. Citlivost snímání je ovlivňována hladkostí a rovinností povrchu, je snížena přítomností korozní vrstvy nebo vrstvy barvy [55].

Předzesilovače

Signál na výstupu snímače je slabý a často je třeba vést ho na poměrně dlouhé vzdálenosti k měřicímu systému. Z tohoto důvodu je do přenosové trasy zařazen předzesilovač. Může být buď zapojen za snímačem, nebo v něm přímo integrovaný. Kromě zesílení signálu plní i další funkce, jako je základní frekvenční filtrace nebo přizpůsobení impedance [55].

Kabelové trasy

Kabelová trasa slouží k přenosu signálu k měřicímu systému. Ztráty signálu v krátkých kabelech, jsou minimální. U delších vedení (řádově v desítkách metrů), však musíme počítat s útlumem, který se projevuje hlavně ve vyšších frekvencích [42].

Měřicí aparatura

U moderních systémů předchází vyhodnocení digitalizace a závěrečná úprava signálu filtrací, zesílením či utlumením na požadovanou úroveň [55].

2.3.2 Signál AE

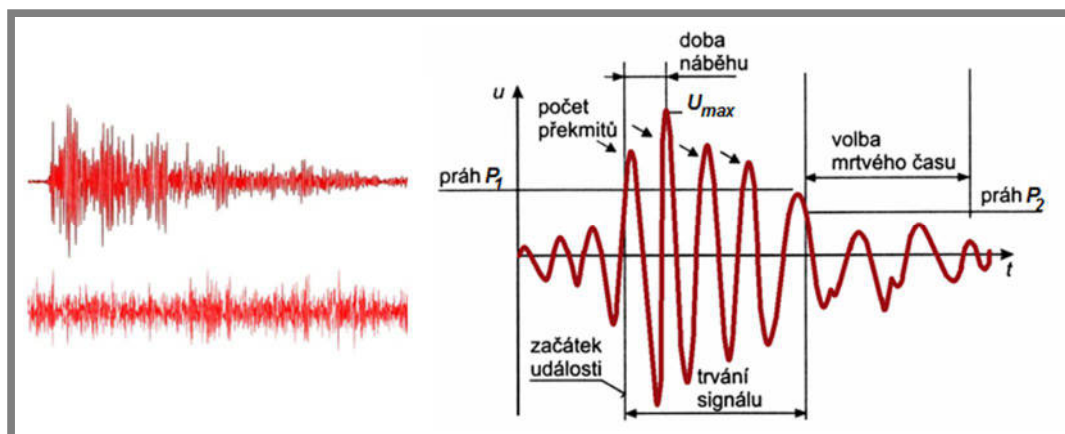
Detekci akustické vlny vzniká tzv. hit AE. Poslovností hitů je pak tvořen signál AE, který může být v závislosti na době trvání jednotlivých hitů buď nespojitý (praskavý, burst) nebo spojitý [53].

Nespojitá AE

Signál nespojité AE má charakter časově oddělených hitů, které trvají řádově jednotky nanosekund až milisekund [53]. Zpravidla jde o signál tlumených kmitů s poměrně velkou amplitudou. Typickými zdroji nespojité AE jsou jevy spojené se vznikem a šířením trhliny nebo korozní působení [56].

Spojitá AE

Amplituda signálu spojité AE neklesá v čase pod určitou úroveň, jedná se o více překrývajících se hitů [53]. Tento signál je typický pro kontinuální monitorování zatěžování zařízení, u kterého se objevují různé zdroje defektů, jako je např. sledování netěsností tlakových systémů [56].



Obr. 2-25 Nespojitý a spojitý signál AE [59] a některé z parametrů nespojité AE [57]

Vyhodnocované parametry signálu AE

Signál AE lze analyzovat jak v časové, tak ve frekvenční oblasti. Teoreticky se jedná přibližně o pásmo 20 kHz – 1 MHz, nicméně pro praktické použití se provádí filtrace a vyhodnocování pouze v užším pásmu, např. (100–400) kHz [42].

V případě **spojité AE** se obvykle vyhodnocuje [42]:

- RMS (*root mean square*) - efektivní hodnota, která charakterizuje výkon nebo energii signálu
- Počet překmitů nad nastavenou prahovou úroveň - počet překmitů (countů) za určitý časový úsek
- Frekvenční spektrum signálu

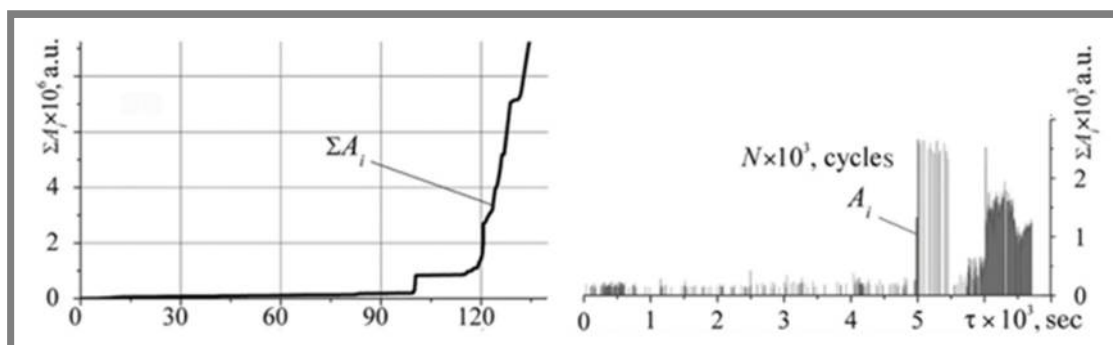
U **nespojité** AE jsou analyzovány parametry jednotlivých samostatných hitů [42, 57]:

- Čas příchodu (*time of hit*) - čas překročení zvoleného prahu
- Počet překmitů (*cumulative counts*) - celkový počet překmitů přes prahovou úroveň
- Četnost překmitů (*count rate*) - počet překmitů přes prahovou úroveň za určitý čas
- Maximální amplituda (*peak amplitude*) - maximální hodnota signálu
- Doba trvání události (*duration*)
- Doba náběhu (*rise time*) - čas od počátku hitu po dosažení maximální amplitudy
- Počet překmitů za dobu náběhu (*counts to peak*)
- Energie hitu (*AE energy*) - plocha pod křivkou hitu
- Amplitudové spektrum

2.3.3 Využití akustické emise při zkouškách únavy materiálů

Výhodou AE oproti jiným nedestruktivním metodám je, že umožňuje kontinuálně snímat děje v materiálu, což přináší úsporu času v porovnání s postupným testováním jinými metodami. Je to jeden z důvodů, proč je AE ve výzkumu často využívána právě pro monitorování zkoušek materiálu, zejména se jedná o zkoušení únavy [58].

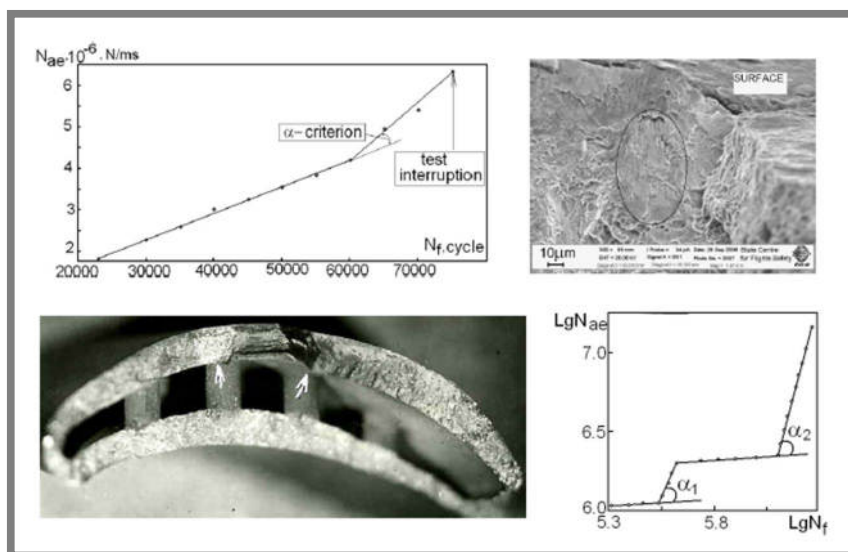
V. Skal's'kyi et al. [59] ve svém článku shrnul možnosti využití AE pro určení stádia iniciace únavové trhliny. Předmětem zkoumání byla hliníková slitina vytvrzená stárnutím. Tímto procesem došlo k vytvoření inkluzí a sekundárních fází rovnoměrně rozmístěných v zrně, ale i ke vzniku shluků na hranicích zrn, což vedlo ke křehkému mechanismu porušování. Signál AE v počáteční fázi únavového života, kdy dochází ke změnám mechanických vlastností a nukleaci trhlin, je typický výrazně oddělenými krátkými skupinami hitů. Takovýto průběh odpovídá tvorbě nových povrchů. Počet událostí AE v každém vzorku roste s nárůstem poškození. Přejít do stádia stabilního šíření je charakteristický ostrým nárůstem amplitudy a počtu hitů, jak je vidět ze záznamu na následujícím obrázku.



Obr. 2-26 Identifikace přechodu do stádia stabilního šíření [59]

Identifikaci vzniku trhliny při cyklickém namáhání se věnují ve svém článku [60] také A. Shanyavskiy a M. Banov. Autoři pro zjištění přítomnosti trhliny v materiálu

navrhují a ověřují použitelnost tzv. α kritéria. Symbol α označuje zlom mezi přímkovými aproximacemi průběhu počtu countů v závislosti na počtu zátěžných cyklů, jak je znázorněno na obr. 2-27 vlevo nahoře.

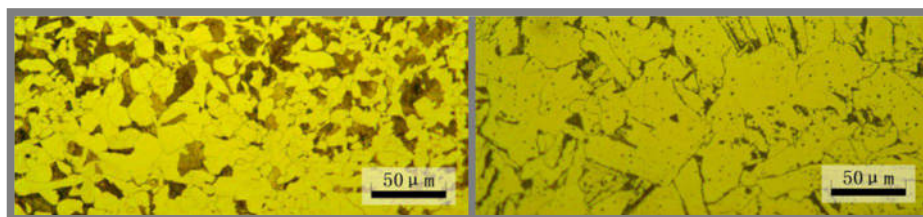


Obr. 2-27 Použití α kritéria pro identifikaci nukleace trhliny ve zkušebním tělese (nahore) a v lopatce turbíny (dole) [60]

Únavové zkoušky s monitorováním AE byly prováděny na zkušebních tělesech a na lopatkách turbíny z téhož materiálu. Zátěžování probíhalo střídavým tahem a tlakem, jakmile došlo k strmějšímu nárůstu AE, zkouška byla zastavena, vzorek dolomen a podroben fraktografické analýze. Bylo zjištěno, že počet zlomů α v signálu odpovídá počtu iniciovaných trhlin.

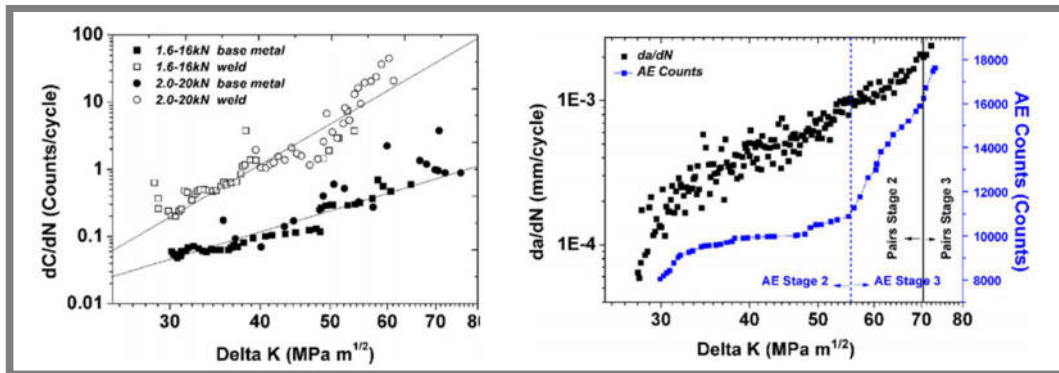
Na stádium šíření únavové trhliny se ve své práci zaměřuje kolektiv autorů [61]. Srovnávají chování ocelových zkušebních těles pro čtyřbodový ohyb a vzorků zhotovených svařováním plechů z téhož materiálu. Svařovaná tělesa mají navíc vrub, aby bylo zaručeno šíření trhliny ve svaru. Únavové zkoušky byly provedeny při zátěžném cyklu sinusového průběhu s amplitudami 16 a 20 kN, $R = 0,1$ při frekvenci 8 Hz. Během zkoušek byla měřena délka trhliny a naměřené hodnoty byly přepočítány na rozkmit faktoru intenzity napětí. Pro snímání AE byly použity 2 senzory, aby bylo možné lokalizovat zdroje emise. Bylo použito zesílení 40 dB a signál byl vyhodnocován v pásmu 10 kHz – 2 MHz.

Dále byla analyzována mikrostruktura obou typů vzorků. Základní materiál byl tvořen zrny feritu a perlitu, zatímco ve svařech vznikla Widmanstättenova struktura charakteristická hrubšími zrny feritické fáze a oxidickými vměstkami. Stav ukazuje obr. 2-28.



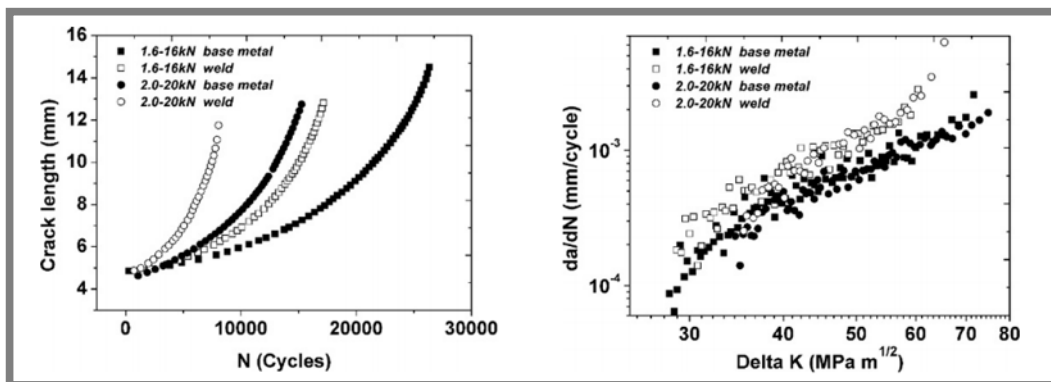
Obr. 2-28 Mikrostruktura vzorků ze základního (vlevo) a svařovaného materiálu (vpravo) [61]

Výsledky zkoušek ukázaly, že trhlina se šíří rychleji ve svařovaných vzorcích při vyšší amplitudě zatěžování, jak je vidět na následujících obrázcích. Zjištěné skutečnosti lze přičíst jednak horší odolnosti vůči šíření trhliny hranic hrubých feritických zrn a dále vyššímu počtu inkluzí, které přispívají k nukleaci i šíření trhlin ve svařovaném materiálu.



Obr. 2-29 Délka trhliny v závislosti na počtu cyklů (vlevo) a rychlost šíření v závislosti na rozkmitu faktoru intenzity napětí (vpravo) [61]

Na základě rozboru signálu AE je možné opět rozlišit 3 stádia, článek se blíže věnuje etapě šíření trhliny. Jak je vidět z obr. 2-30 vlevo, po vynesení do grafu s logaritmickými osami je možno pozorovat lineární závislost mezi rozkmitem faktoru intenzity napětí a počtu countů v průběhu jednoho zátěžného cyklu. U svařovaných vzorků byly průběžně zaznamenávány vyšší počty countů ve srovnání se vzorky ze základního materiálu, což odpovídá vyšší rychlosti šíření trhliny ve svarech.



Obr. 2-30 Počet countů za jeden cyklus v závislosti na rozkmitu faktoru intenzity napětí (vlevo) a počet countů v souvislosti s rychlostí šíření trhliny v základním materiálu (vpravo) [61]

Jak je vidět na obr. 2-30 vpravo, základní materiál při přechodu od stabilního k nestabilnímu šíření trhliny nevykazuje žádný zlom ve směrnici. Naproti tomu ke konci stádia stabilního šíření prudce roste počet countů AE. Fraktografické rozborů ukázaly, že je to způsobeno změnou mechanismu porušování. Po většinu 2. stádia je možné na lomové ploše pozorovat zejména striace. Kolem $\Delta K = 50$ MPa $m^{1/2}$ se začínají objevovat důlky a sekundární trhliny. Se zvětšením délky trhliny dochází k vyšší koncentraci napětí na čele, což má za následek vznik dalších mikrotrhlin. Další cyklické zatěžování vede ke zpevnění materiálu mezi

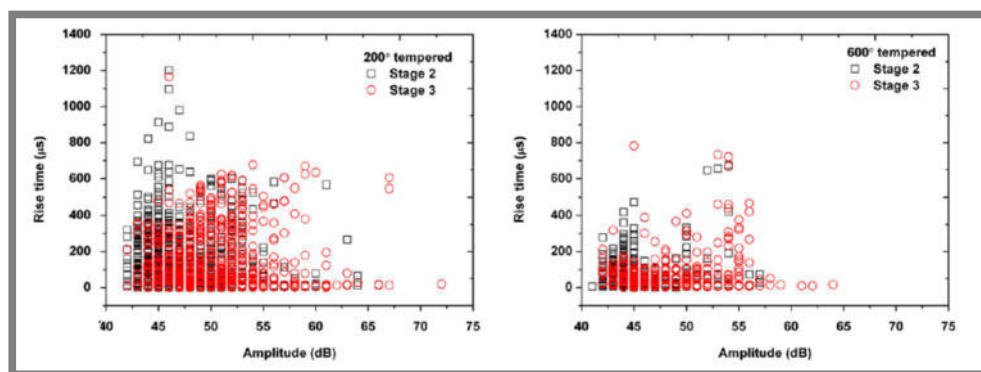
těmito trhlinami a pro $\Delta K > 56 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ dochází k jeho kvazi-křehkému porušování, které je doprovázeno intenzivní akustickou aktivitou. Signál AE svařovaných vzorků má podobný průběh s tím, že materiál je akusticky aktivnější. Dalším silným zdrojem AE je u těchto těles oddělování částic vměstků od základního materiálu. K přechodu od plastického ke kvazi-křehkému mechanismu porušování dochází při nižším ΔK .

Skupina autorů [62] využila AE i ke studiu vlivu tepelného zpracování na únavové vlastnosti. Byly vyrobeny 4 sady vzorků z mikrolegované oceli, přičemž první byla ponechána v základním stavu (B), druhá byla zhotovena svařováním (W) a dvě sady byly různě tepelně zpracovány (TZ1, TZ2).

Únavové zkoušky byly provedeny obdobně jako v předchozí práci, totožné bylo také nastavení snímání AE.

První stádium únavové životnosti se u všech vzorků projevilo strmým nárůstem AE, ve druhém stádiu došlo k ustálení, ve třetím v případě vzorků B, W a TZ2 opět ke zvýšené aktivitě. U TZ1 nejsou poslední dvě stádia nijak výrazně oddělena.

Na lomové ploše vzorků B, W a TZ2 jsou patrné striace, převažuje tvárný mechanismus lomu. Zdroje AE byly pro tyto sady v prvních dvou etapách stejné, byly jimi nukleace mikrotrhlin a plastická aktivita na čele trhliny. V posledním stádiu se však zdroje mírně liší. U vzorků B se jednalo o propojování materiálu mezi mikrotrhlinami, v případě W se autoři domnívají, že šlo o praskání inkluzí a u TZ2 se projevily oba zmíněné zdroje. Vzorky sady TZ1 vykazují štěpný mechanismus porušení, který odpovídá zjištěné vyšší rychlosti šíření trhliny a je způsoben horší schopností plastické deformace martenzitické fáze. Obecně platí, že štěpný lom je silnějším zdrojem AE než tvárný.



Obr. 2-31 Charakteristiky AE pro vzorky TZ1 (vlevo) a TZ2 (vpravo) ve druhém a třetím stádiu [62]

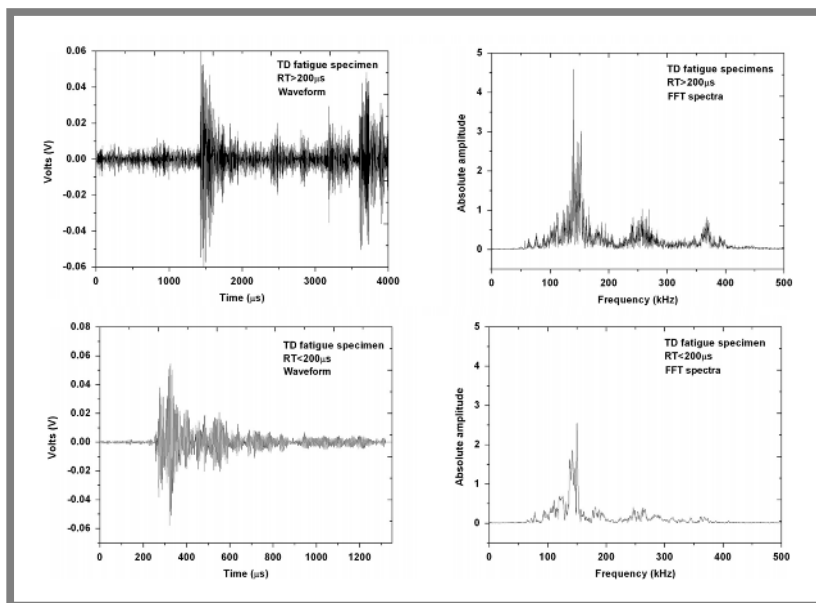
Odlišnosti lze pozorovat i z dalších charakteristik AE, konkrétně doba náběhu a amplituda dobře odráží povahu zdrojových mechanismů. Štěpné porušování generuje více signálů s vyšší amplitudou, než tvárné. Jak je vidět z obr. 2-31, doba náběhu ve druhém únavovém stádiu u vzorků TZ1, kde převažuje tvárný lom, se pohybuje v rozmezí (0–200) μs a amplituda (40–50) dB. V případě sady TZ2 se štěpným lomem je doba náběhu delší, konkrétně (0–600) μs , a amplituda vyšší, (40–60) dB.

Han et al. [63] sledoval pomocí AE tahové a únavové zkoušky hořčikové slitiny vyrobené protahováním. Předmětem zájmu bylo zjištění vlivu orientace vzorku při

cyklickém zatěžování vzhledem ke směru protahování. Byla vyrobena CT tělesa tak, že osa zatěžování byla buď rovnoběžná (ED), nebo kolmá (TD) na směr protahování. Výsledky tahových zkoušek ukázaly, že mechanické vlastnosti jsou silně závislé na směru zatěžování. Mez kluzu vzorků zatěžovaných ve směru protahování (ED) byla až dvojnásobná oproti vzorkům zatěžovaným kolmo ke směru protahování (TD). Anizotropie souvisí s odlišnými mechanismy porušování, bylo zjištěno, že plastická deformace u ED vzorků probíhá skluzem, kdežto v případě TD se uplatňuje dvojčatění.

Únavová životnost ED vzorků byla vždy vyšší než těles s označením TD. Rychlosti šíření trhliny jsou při nízkých hodnotách ΔK pro oba typy vzorků srovnatelné, s rostoucím ΔK rozdíl mezi nimi roste, rychlost šíření je vyšší u sady vzorků TD. Je to dáno tím, že význam plastické deformace roste se zvětšující se délkou trhliny. Fraktografickým pozorováním bylo zjištěno, že dvojčatění se ve větší míře projevuje až při vyšších hodnotách ΔK .

V porovnání se skluzem je dvojčatění intenzivní zdroj AE charakteristický vyšším počtem i četností countů. Pro ověření identifikace zmíněných dvou zdrojů byla pro různé ΔK sledována doba náběhu a amplituda. Pro nižší ΔK se u ED vzorků doba náběhu pohybuje kolem 200 μs a amplituda mezi (40 a 80) dB. Při vyšším ΔK roste počet událostí s dobou náběhu nad 200 μs a amplitudou v rozmezí (45–75) dB. U TD vzorků je větší množství událostí s dobou náběhu větší než 200 μs , bez ohledu na ΔK . Typické průběhy signálu AE těchto vzorků v časové i frekvenční oblasti ukazuje následující obrázek.



Obr. 2-32 Průběhy signálu AE TD vzorků v časové a frekvenční rovině [63]

Události s dobou náběhu kratší než 200 μs a amplitudou (40–50) dB se vyskytují u obou typů vzorků. Srovnáním s daty pořízenými při tahových zkouškách bylo zjištěno, že jejich zdrojem je pohyb dislokací, ke kterému dochází při růstu únavové trhliny a plastické deformaci na čele. Události s dobou náběhu nad 200 μs a vyšší amplitudou (45–75) dB, které se vyskytují u TD vzorků, jsou naopak typické pro dvojčatění.

3 ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE

3

Selective Laser Melting je relativně nová technologie, která do budoucna nabízí velký potenciál. Rozšíření je však podmíněno nalezením souvislostí mezi nastavením procesu a vlastnostmi takto vyrobeného materiálu.

3.1 Shrnutí poznatků na základě současného stavu poznání

3.1

Rozšíření škály materiálů používaných pro SLM začíná u určení vhodného nastavení technologických parametrů výroby pro konkrétní materiál. Volba technologických parametrů pro SLM je komplexní problematika, do které vstupuje celá řada vzájemně souvisejících faktorů. Cílem hledání vhodného nastavení procesu je snaha o dosažení materiálu s co nejvyšší relativní hustotou, protože s rostoucí relativní hustotou dochází ke zlepšování mechanických vlastností materiálu. Nehomogenita a porozita mají zásadní vliv zejména na únavové vlastnosti, protože póry, ať už na povrchu či uvnitř tělesa, působí jako koncentrátoři napětí a dochází na nich k nukleaci únavových trhlin.

Pro aplikaci SLM materiálů v praxi je vhodné znát jejich únavové vlastnosti a umět predikovat chování při cyklickém zatěžování. Z tohoto důvodu je třeba porozumět dějům, které v materiálu probíhají. Vhodným nástrojem k identifikaci mechanismů porušování je akustická emise. Umožňuje kontinuálně sledovat průběh celé únavové zkoušky a v kombinaci s metalografickým a fraktografickým rozbohem podává informace o dějích probíhajících uvnitř materiálu. Tato metoda se ve výzkumu k monitorování únavových zkoušek běžně používá, nicméně užitím v souvislosti s materiálem vyrobeným pomocí SLM se zatím žádný autor nezabýval. Vzhledem k odlišné struktuře SLM vzorků a těles vyrobených klasickou technologií se dá očekávat rozdílný průběh signálů AE. Díky přítomnosti většího množství defektů lze předpokládat, že SLM materiál bude výrazně akusticky aktivnější a mechanismy porušování budou jiné, což se projeví na parametrech hitů (délka trvání, amplituda, energie, doba náběhu).

3.2 Cíle diplomové práce

3.2

Cílem práce je studium únavového chování hliníkové slitiny EN AW-2618A zpracované technologií SLM. Konkrétně má být dosaženo:

- Zjištění únavových vlastností (získání částečných S-N křivek) referenční slitiny a SLM materiálu EN AW-2618A pro různé podmínky výroby
- Popis signálu akustické emise zaznamenaného při cyklickém namáhání SLM materiálu a rozbor odlišností oproti signálu získanému při únavových zkouškách slitiny vyrobené klasickou technologií
- Zjištění podobností a rozdílů v mechanismech porušování materiálu EN AW-2618A v závislosti na způsobu jeho výroby při cyklickém zatěžování

3.3 Způsob řešení

V první fázi práce budou zhotoveny zkušební vzorky z referenčního materiálu EN AW-2618A vyrobeného protlačováním. Bude se jednat o dvě sady, bez tepelného zpracování a ve stavu T6.

Na nich budou provedeny zkoušky únavy v plochem ohybu a získány S-N křivky. Průběh zkoušek bude monitorován pomocí akustické emise a zároveň zaznamenávána rezonanční frekvence zatěžování. Oba signály, umožňují identifikovat procesy probíhající v materiálu a tím podrobněji popsat chování při cyklickém zatěžování.

Výzkumná skupina doc. Palouška na základě zkušeností s technologií SLM a experimentů navrhne kombinace možných procesních parametrů. Podle návrhu bude vyrobena řada vzorků pro vyhodnocení porozity. Vzorky budou podrobeny analýze porozity pomocí CT a stanoveny kombinace s nejlepší relativní hustotou, u kterých se dají předpokládat nejlepší mechanické vlastnosti. Odpovídajícím nastavením SLM procesu budou vyrobeny sady zkušebních těles pro zkoušky únavy a provedeno testování obdobně jako u referenčního materiálu.

Na Ústavu materiálových věd a inženýrství bude po zkouškách únavy proveden fraktografický a metalografický rozbor vzorků.

V závěrečné fázi budou analyzovány získané signály AE, záznamy rezonanční frekvence a data z rozborů materiálu. Výsledky budou prezentovány na konferencích METAL 2016 a MSMF 2016.

4 MATERIÁL A METODY

4.1

4.1 Referenční materiál

EN AW-2618A je pevnostní hliníková slitina s dobrou obrobiteľnosťou a odolnosťou proti atmosférickej korózii. Vyznačuje sa výhodným pomerom pevnosti a vlastnej hmotnosti. Obvykle sa používa v leteectví, armáde a automobilových aplikáciách. Díky schopnosti odolávat zvýšeným teplotám je vhodná pro písty, části turbodmychadel nebo rotující součásti letadel [64]. Mez kluzu je srovnatelná s některými typy oceli a pohybuje se kolem 400 MPa.

Referenční materiál byl zakoupen ve formě polotovaru (protlačované tyče o průměru 63 mm) v základním stavu a po tepelném zpracování T6.

4.1.1

4.1.1 Označení a chemické složení

Materiál EN AW-2618A patří dle ČSN-EN 573-1 do skupiny 2xxx, ve které je hlavním slitinovým prvkem měď. Procentuální zastoupení ostatních prvků je uvedeno v tab. 4-1. Druhá číslice v označení udává, jde-li o prvotní slitinu, nebo modifikaci. Prvotní slitina má na tomto místě 0, modifikace jsou postupně řazeny v pořadí registrace od 1 do 9. Poslední dvě číslice nemají žádný faktický význam, slouží k rozlišení slitin v rámci skupiny. Písmeno za skupinou číslic udává národní odchylky od základní normy. Takové slitiny mají mezní chemické složení, které se pro různé státy liší. Písmena jsou jednotlivým odchylkám přidělována v abecedním pořadí [65].

Druhou možností označování hliníkových slitin je použití chemických značek. Tento způsob je definován normou ČSN EN 573-2 a zkoumanému materiálu odpovídá označení EN AW-Al Cu2Mg1,5Ni [66].

Tab. 4-1 Procentuální zastoupení slitinových prvků v materiálu 2618A [67]

%	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Ti
Dle normy	0,15–0,25	0,9–1,4	1,8–2,7	0,25	1,2–1,8	0,8–1,4	0,2
Polotovar	0,24	1,1	2,5	0,04	1,5	1,2	0,04

4.1.2

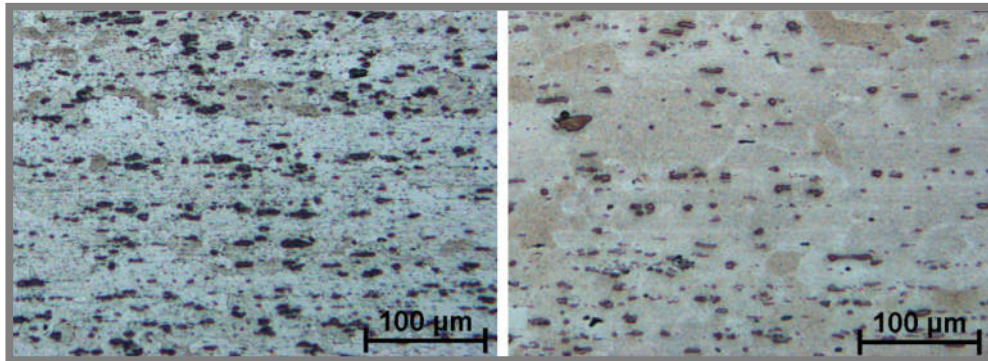
4.1.2 Tepelné zpracování

U slitin hliníku jsou používány dva hlavní způsoby tepelného zpracování. Jedná se o různé způsoby žíhání, např. rekrytalizační, stabilizační, homogenizační, ke snížení vnitřního napětí atd., a precipitační vytvrzování. Precipitační vytvrzování se skládá z ohřevu a výdrže na dané teplotě, ochlazení předepsanou rychlostí a stárnutí (přirozeného nebo umělého). Použitím různých teplot a časů lze získat širokou škálu mechanických vlastností [68].

Konkrétním způsobům tepelného zpracování je dle ČSN EN 515 přiděleno označení písmenem a číslicí, které se uvádí oddělené lomítkem od číselného označení slitiny. V rámci diplomové práce budou porovnány únavové vlastnosti slitiny EN AW-2618A v základním stavu a EN AW-2618A/T6. Toto tepelné zpracování se skládá z rozpouštěcího žíhání na 530 °C po dobu 8 hodin, ochlazení ve vodě a umělého stárnutí po dobu 20 hodin při 200 °C [68].

4.1.3 Mikrostruktura

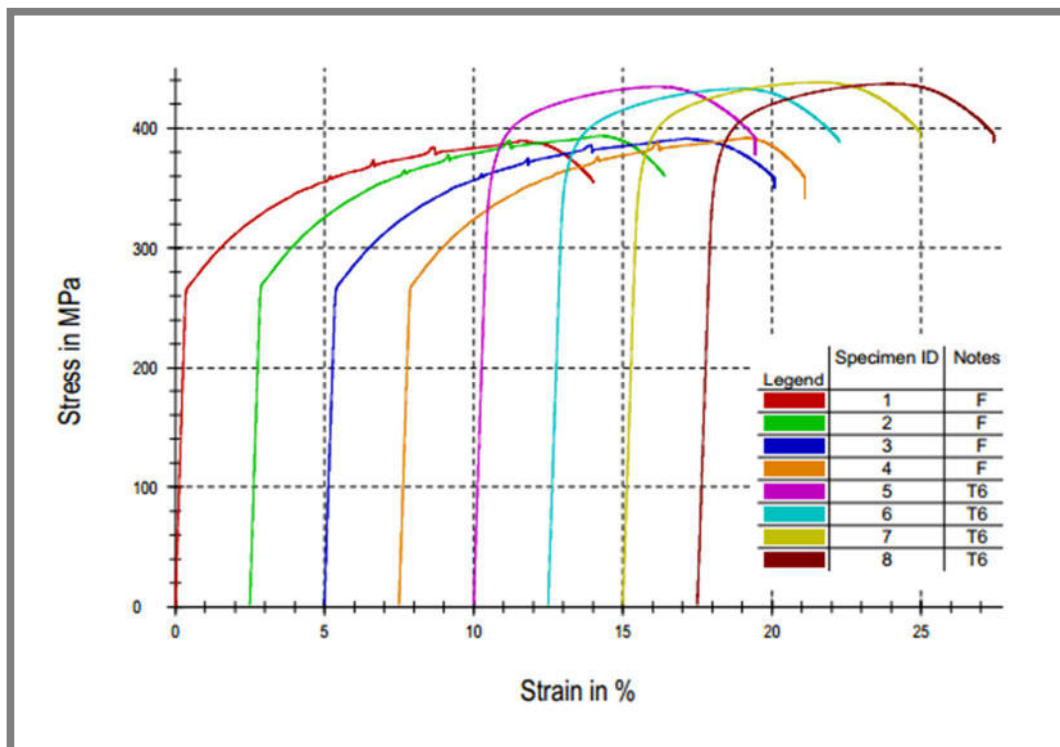
Referenční materiál má mikrostrukturu typickou pro tvářené hliníkové slitiny. Je patrná přednostní orientace zrn ve směru protahování a částice intermediální fáze tvoří řádkování rovněž ve směru shodném s protahováním, jak je vidět na obr. 4-1. V materiálu nejsou žádné viditelné nehomogenity, póry ani smrštění.



Obr. 4-1 Mikrostruktura referenčního materiálu v základním stavu (vlevo) a ve stavu T6 (vpravo)

4.1.4 Mechanické vlastnosti

Z dodaných polotovarů byla vyrobena zkušební tělesa a na Ústavu materiálových věd a inženýrství byla provedena zkouška tahem. Získané tahové diagramy zobrazuje následující obrázek. Je z něj patrné, že mez kluzu i mez pevnosti je vyšší pro tepelně zpracovaný materiál. Naopak modul pružnosti a tažnost po tepelném zpracování klesá, jak dokumentuje tab. 4-2.



Obr. 4-2 Tahové diagramy referenčního materiálu bez TZ a ve stavu T6

Tab. 4-2 Průměrné hodnoty mechanických vlastností získané z tahové zkoušky

	R_{p0,2} (MPa)	R_m (MPa)	E (GPa)	A (%)	Z (%)
Základní stav (F)	272,5	391,8	74,3	13,7	28,8
Po tepelném zpracování (T6)	372,3	435,5	73	9,2	25

Dále byla měřena tvrdost podle Vickerse. Průměrem ze 3 měření byly zjištěny následující hodnoty:

- EN AW-2618A: $HV_{0,3} = 106$
- EN AW-2618A/T6: $HV_{0,3} = 104$

4.2 SLM materiál

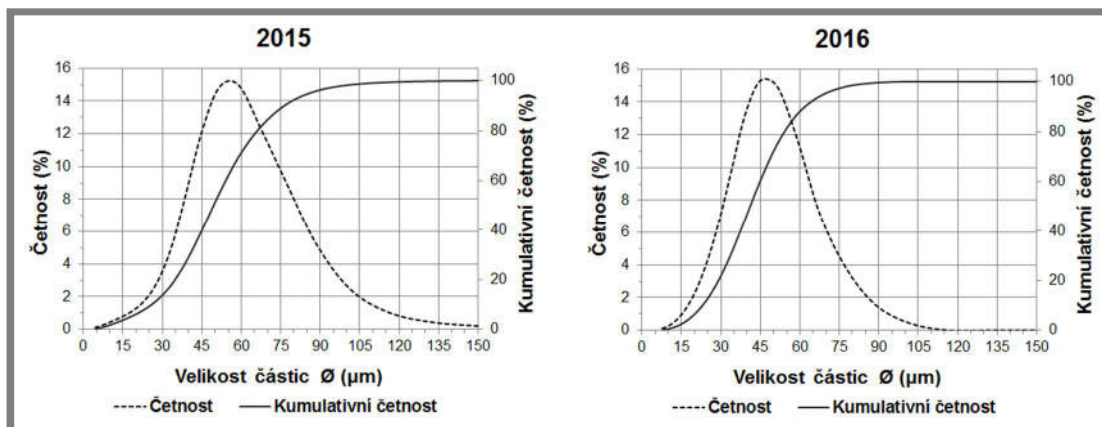
Materiál pro technologii SLM byl zakoupen od německé firmy TLS Technik, GmbH. Jedná se o plynem atomizovaný prášek chemickým složením odpovídající referenční slitině. Pro ověření byl proveden rozbor, jehož výsledky ukazuje následující tabulka.

4.2

Tab. 4-3 Procentuální chemické složení referenčního materiálu (dle normy) a SLM prášku

%	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Ti
EN AW-2618A	0,15–0,25	0,9–1,4	1,8–2,7	1,2–1,8	0,8–1,4	0,2
SLM prášek	0,149	1	2,66	1,39	1,22	0,206

Na počátku řešení byla provedena analýza tvaru a morfologie částic prášku (2015). Střední velikost částic prášku je 53,3 μm , na základě čehož byla zvolena tloušťka vrstvy stavěných vzorků 50 μm . Během řešení projektu bylo třeba dokoupit nový materiál, jak se později ukázalo, distribuce velikostí nového prášku (2016) se od původního liší. Střední velikost částic nového materiálu je 42 μm a rozptyl velikostí je menší. Srovnání rozložení velikostí znázorňuje následující graf.

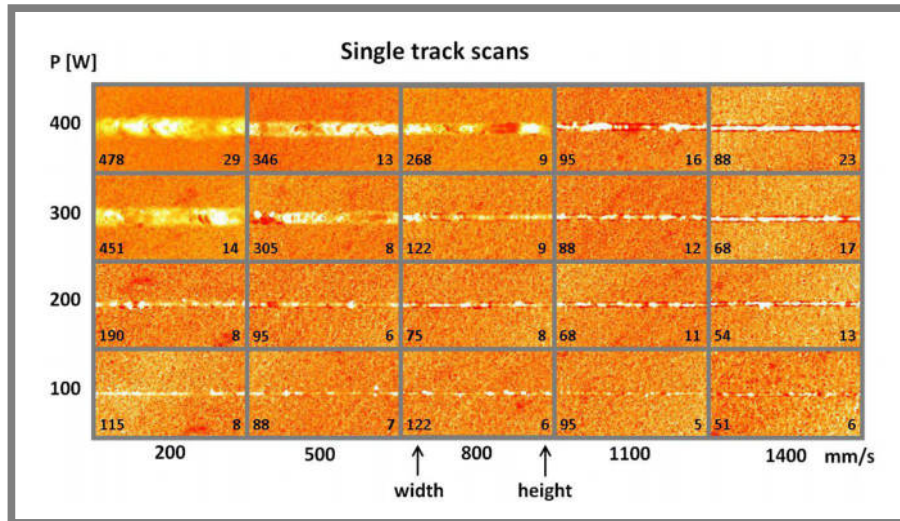


Obr. 4-3 Rozložení velikostí částic SLM prášku

4.2.1 Zpracování

Materiál je zpracováván na stroji SLM 280HL, který je vybaven ytterbiovým laserem o výkonu 400 W. Stavba probíhá v atmosféře dusíku, obsah kyslíku se pohybuje mezi (0,1 a 0,2) %. Základní deska je vyhřívána na 80 °C.

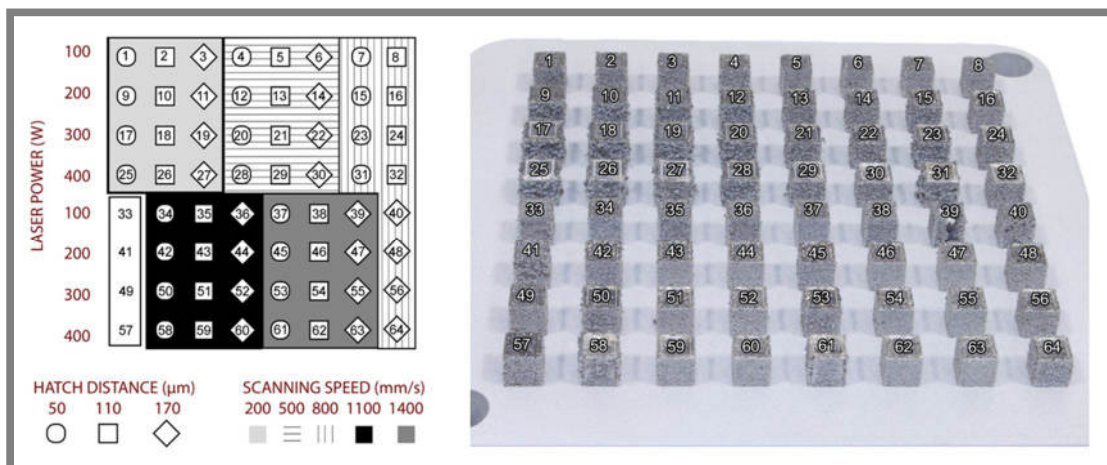
Hledání optimálního nastavení parametrů tisku probíhá v několika fázích. Nejprve jsou určeny vhodné kombinace energie laseru a jeho rychlosti. Za tímto účelem jsou analyzovány liniové návary, vyrobené různými kombinacemi energie a rychlosti, jak ukazuje následující obrázek.



Obr. 4-4 Hodnocení liniových návarů [69]

V další fázi je za použitím tenkých stěn určeno použitelné rozmezí průměru laserového paprsku.

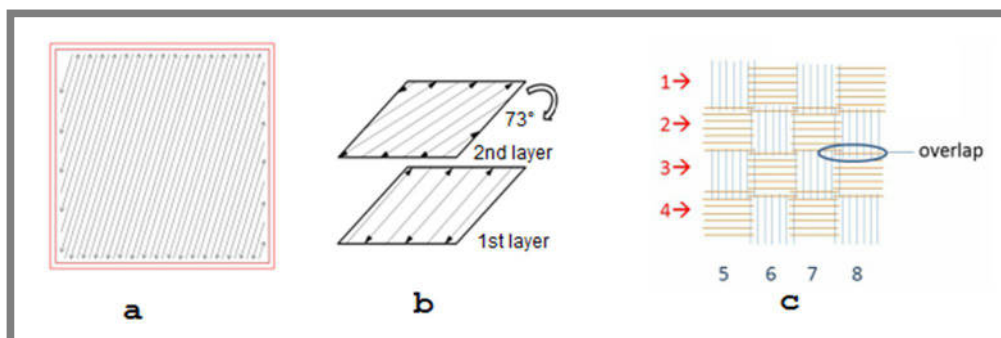
Následuje stavba malých krychlových vzorků (10x10x10) mm pro optimalizaci vnitřní porozity. V této fázi je úkolem nalézt optimální hustotu šrafování („hatch distance“) a strategii stavby.



Obr. 4-5 Návrh kombinací parametrů a výroba krychlových vzorků

Na základě zkušeností z předchozího výzkumu byla volena rozmezí parametrů:

- Laser power: (100–400) W
- Laser speed: (50–1 400) mm/s
- Hatch distance: (50–170) μm
- Scanning strategy: *stripe hatch*, *meander*, *chessboard hatch* (viz následující obrázek)



Obr. 4-6 Strategie stavby stripe hatch (a), meander (b), chessboard hatch (c) [69–71]

Ve spolupráci se Středoevropským technologickým institutem byly vyrobené krychlové vzorky analyzovány pomocí microCT. Byla vybrána kombinace parametrů s nejnižší dosaženou porozitou (0,35 %) a pomocí ní byla vyrobena tělesa pro zkoušky v tahu a pro zkoušky únavy. Zjištěná nejvhodnější kombinace parametrů, kterou byly všechny vzorky použité v práci stavěny, je zaznamenána v tab. 4-4.

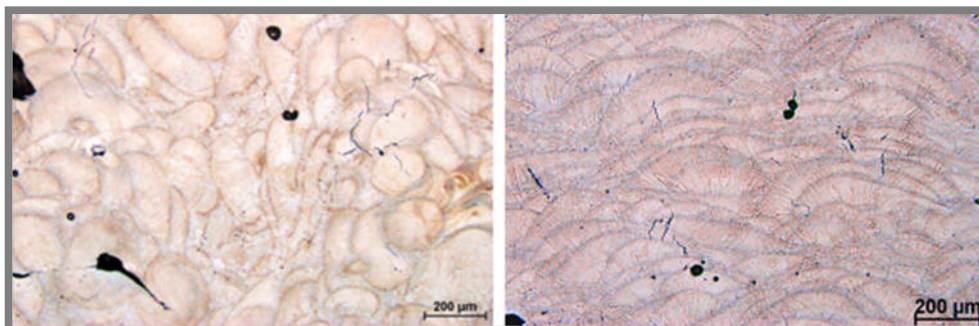
Tab. 4-4 Parametry pro výrobu SLM materiálu s nejvyšší dosaženou relativní hustotou

Laser power	Laser speed	Hatch distance	Scanning strategy	Beam diameter
200 W	100 mm/s	110 μm	meander	82 μm

4.2.2 Mikrostruktura

4.2.2

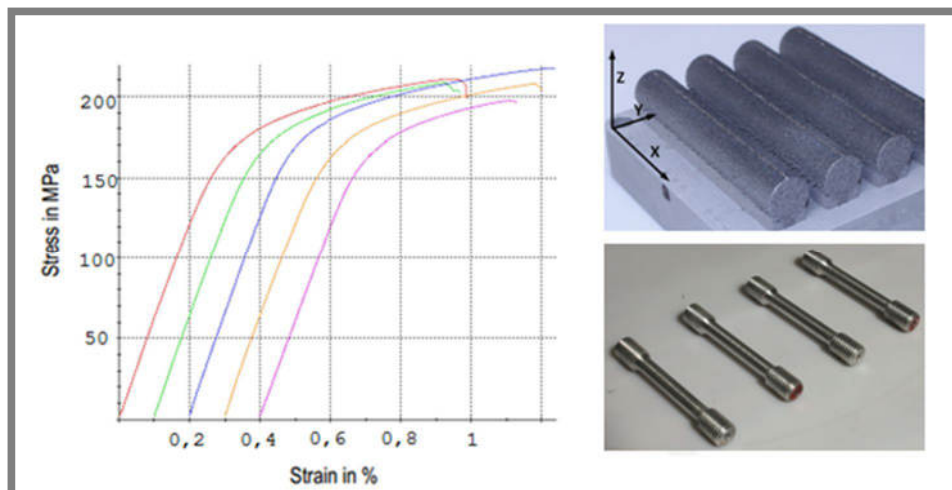
Mikrostruktura SLM materiálu vykazuje anizotropii s ohledem na směr stavby, jak je vidět na obr. 4-7. Je možné pozorovat řadu nehomogenit, v objemu jsou vady typu pórů a trhlin. Dále jsou patrné stopy po spékání laserem a hranice tuhnutí zrna. Právě v těchto místech se nejčastěji vyskytují trhliny. Částice intermediální fáze jsou velmi jemné (jemnější než u referenčního materiálu) a vyskytují se podél stop laseru.



Obr. 4-7 Mikrostruktura SLM materiálu v příčném (vlevo) a podélném (vpravo) směru [69]

4.2.3 Mechanické vlastnosti

Pro zkoušku tahem byla vyrobena pomocí SLM válcová tělesa o průměru 14 mm a délce 82 mm, která byla následně obrobena na standardní vzorky pro zkoušku tahem, viz následující obrázek.



Obr. 4-8 Tahové diagramy pro SLM materiál a zkušební tělesa

Tab. 4-5 Průměrné hodnoty mechanických vlastností získané z tahové zkoušky

$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	E (GPa)	A (%)	Z (%)
192,5	211	61	0,6	1,4

Pro SLM materiál byla průměrem ze 3 naměřených hodnot stanovena tvrdost dle Vickerse $HV_{0,3} = 121$.

4.3 Zkoušky únavy

Předmětem zájmu práce je vysokocyklová únava. Na tělesech z referenčního i SLM materiálu byly provedeny únavové zkoušky v plochém ohybu, při kterých byla snímána rezonanční frekvence zatěžování a akustická emise. Zkoušky byly realizovány při pokojové teplotě za použití symetrického zátěžného cyklu ($R = -1$) se sinusovým průběhem.

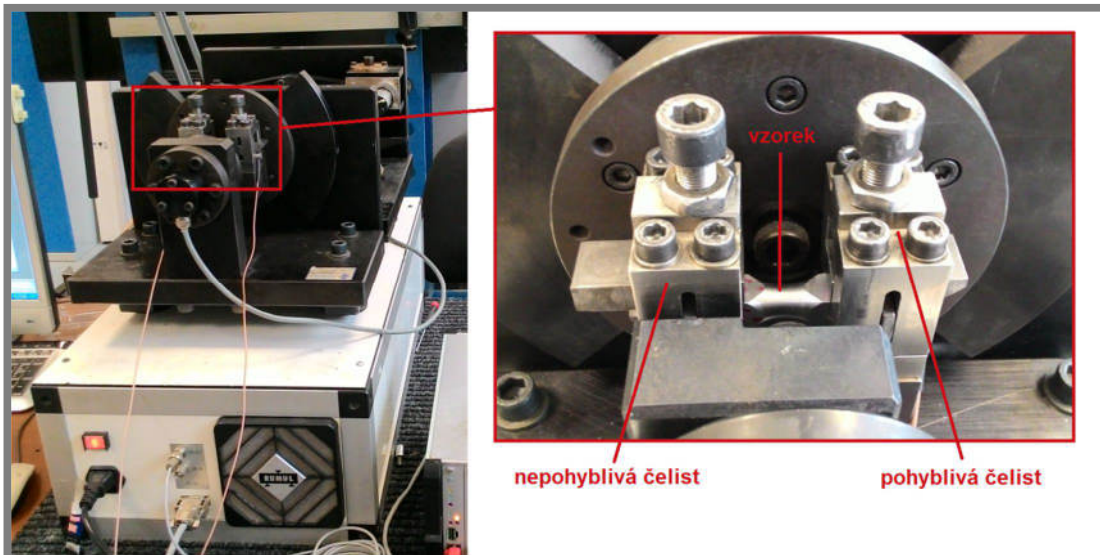
4.3.1 Zkušební zařízení

Únavové zkoušky byly realizovány na elektrozonančním pulsátoru RUMUL Cracktronic typ 8 204, které je vidět na obr. 4-9. Vzorek je upnut v čelistech zařízení, z nichž jedna je pevná a druhá pohyblivá. Pohyblivá část je připojena k torzní tyči ocelového tělesa. Těleso je pomocí elektromagnetu rozkmitáno na rezonanční frekvenci zatěžování. Součástí pevné čelisti je dynamometr snímající zatížení.

Charakteristiky pulsátoru [72]:

- dynamický moment: max. 160 Nm (+/- 80) Nm
- statický moment: max. 100 Nm

- oscilační úhel pohyblivé čelisti: 2° ($\pm 1^\circ$)
- frekvence: max. 250 Hz
- maximální rozměry zkušebního tělesa: (24x12x120) mm

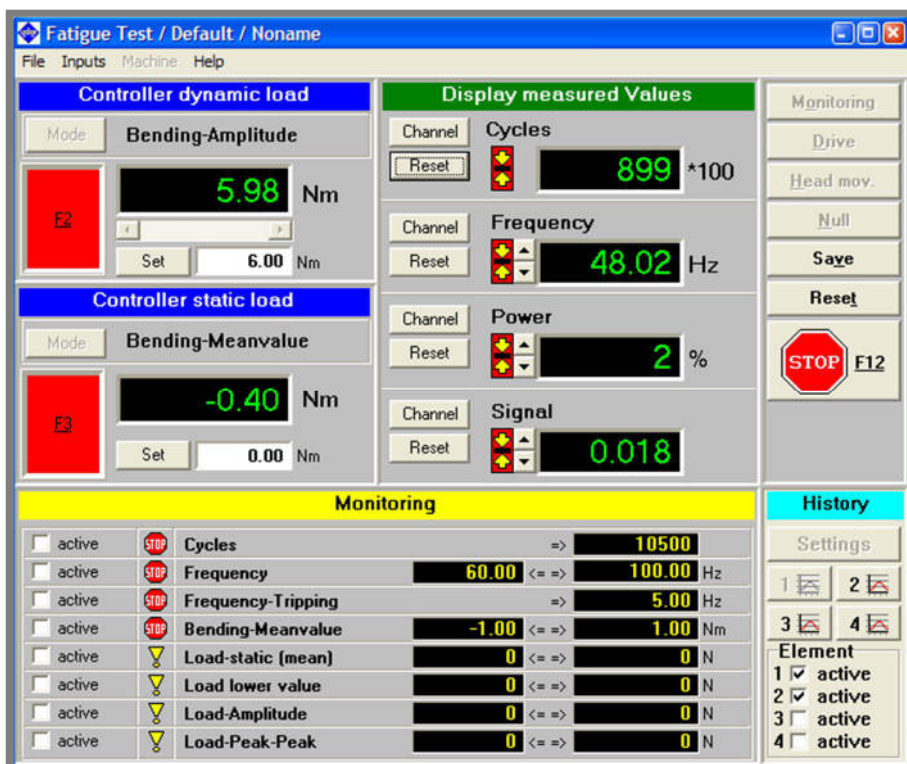


Obr. 4-9 Pulsátor RUMUL Cracktronic

4.3.2

4.3.2 Software

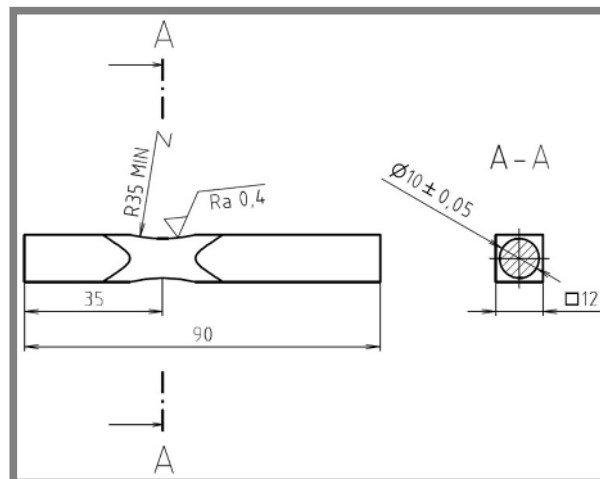
K zařízení je dodáván software Fatigue, který umožňuje nastavovat parametry zatěžování. Dále je pomocí něj zaznamenáván počet cyklů, rezonanční frekvence a výkon zařízení. Uživatelské prostředí ukazuje následující obrázek.



Obr. 4-10 Uživatelské rozhraní programu Fatigue

4.3.3 Zkušební vzorky

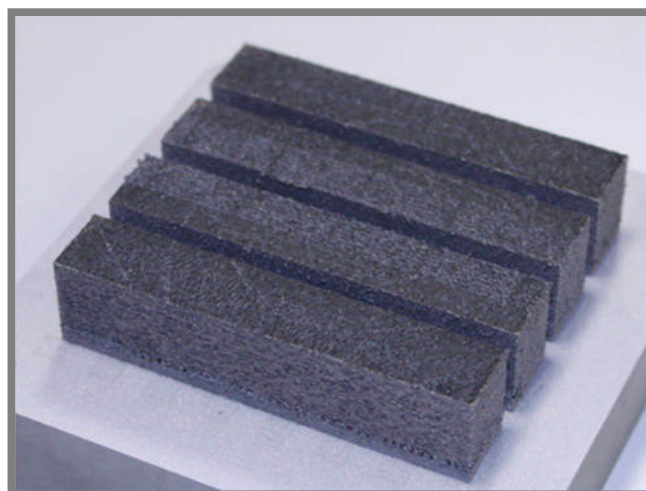
Zkušební vzorky z referenčního materiálu byly obrobena z protlačovaného polotovaru tak, že směr osy tyče byl shodný s osou vzorku. Tvar a rozměry vzorků pro zkoušky v plochem ohybu znázorňuje následující obr. 4-11. SLM vzorky byly vyráběny z vytištěných kvádrů o rozměrech (14x14x90) mm, které byly stavěny po vrstvách rovnoběžných s osou vzorku. Kvádrová tělesa byla frézována na (12x12x90) mm a následně byl vytvořen vrub podle následujícího obrázku.



Obr. 4-11 Vzorky pro zkoušení únavy

V počáteční fázi byly vyrobeny technologií SLM 2 zkušební vzorky (série S1). Jednalo se pouze o vzorky pro ověření vhodnosti postupu výroby pro zkoušky únavy na zařízení RUMUL a orientační zjištění únavové životnosti. Tyto 2 vzorky nejsou ve výsledcích zahrnuty.

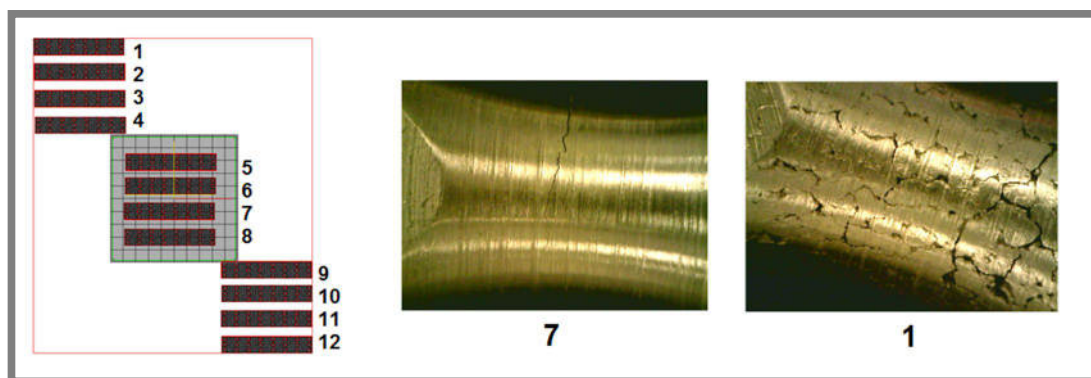
Pomocí výrobních parametrů, při kterých byla zjištěna nejvyšší relativní hustota, viz tab. 4-4, byly vyrobeny 4 vzorky na malé pracovní desce stroje (série S2), jak je vidět na následujícím obrázku. Byl použit nový prášek, jehož distribuce velikostí částic je na obr. 4-3 označena jako 2015.



Obr. 4-12 SLM vzorky vyrobené na malé pracovní desce

Mělo být vyrobeno více vzorků za použití stejného nastavení, aby bylo možné sestavit celou S-N křivku a stanovit mez únavy. Nastavení procesních parametrů zůstalo pro výrobu další dávky vzorků zachováno, avšak byl použit recyklovaný prášek. Nepředpokládalo se, že by tato skutečnost mohla mít na vlastnosti vliv, proto bylo použito stejné označení vzorků (S2). Později se ukázalo, že tento předpoklad byl chybný, recyklování prášku ovlivňuje mechanické vlastnosti, avšak pro zachování přehlednosti v dokumentaci bylo značení ponecháno.

Pro další experimenty byl po předchozích zkušenostech zakoupen a používán pouze nový prášek. Rozložení velikostí částic v tomto novém prášku se však od původního mírně liší, viz obr. 4-4, prášek označený 2016. Protože byla výroba na malé desce po čtveřicích vzorků časově náročná, byla v další sérii (S3) použita velká deska, na kterou bylo rozmístěno po skupinách 12 těles, jak ukazuje obr. 4-13. Bylo zjištěno, že tento způsob výroby není vhodný, protože mechanické vlastnosti jednotlivých vzorků série se velice liší. Pro zkoušky únavy byla použitelná pouze skupina uprostřed označená čísly 5–8. Ostatní vzorky měly velkou porozitu a obsahovaly trhliny, jak dokumentuje fotografie povrchu vzorku 1.



Obr. 4-13 Rozložení vzorků série 3 ve stroji (vlevo), povrch vzorku 1 (vpravo)

4.4 Akustická emise

Pro měření a záznam signálu AE bylo využito vybavení od firmy Dakel. Konkrétně se jednalo o měřicí jednotku XEDO, snímače IDK-09 a Software Daemon.

4.4.1 Měřicí jednotka

Diagnostický systém XEDO lze použít pro měření a hodnocení různých fyzikálních veličin, tedy i signálů AE, lokalizaci zdrojů AE a digitální záznam signálů AE. Měřicí jednotky pro různé veličiny jsou sdružovány do tzv. boxů, ty jsou spolu s komunikačními jednotkami přivedeny na sběrnici zařízení. Komunikaci s libovolným množstvím počítačů zajišťuje rozhraní ethernet 10Base2 [73].

Analogový signál je ze snímače a předzesilovače veden do jednotky kde je filtrován a zesílen nastavitelným zesílením. Vstupuje do A/D převodníku a dále je již zpracováván jako digitální [73].

Tab. 4-6 Technické parametry měřicí jednotky [73]

Napájení	+5 V DC/200 mA; +12 V DC/100 mA
Frekvenční rozsah	(100–800) kHz
Vzorkovací frekvence	(2, 4, 8) MHz
Rozlišení A/D převodníku	10 bitů
Vstupní rozsah po zesílení	$\pm 2\ 400$ mV
Rozsah zesílení	(0–40) dB, nebo (0–80) dB s krokem 1 dB
Rozsah pracovních teplot	(5–40) °C
Vstupy a výstupy	konektor BNC pro snímač, digitální konektor XEDO-BUS©

Dále jsou analyzována překročení nastavených prahů detekce a signál je vzorkován. Sběrnice je komunikační rozhraní, ke kterému je možné připojit až 16 boxů. Zajišťuje jednotkám informace o čísle slotu a čas s přesností na 1 μ s. Technické parametry systému jsou shrnuty v tab. 4-6 [73]. Pro měření v rámci diplomové práce byl použit dvoukanálový analyzátor, viz obr. 4-14.



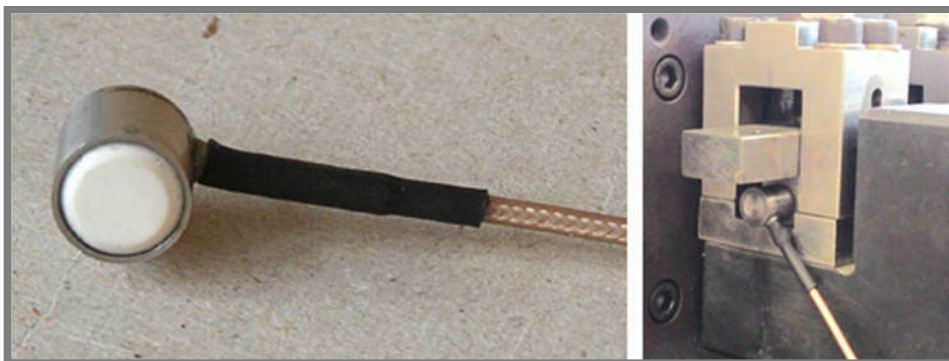
Obr. 4-14 Systém XEDO v laboratoři Ústavu konstruování

Každý měřicí kanál současně vzorkuje krátké úseky signálu a dá se tedy využít jako paměťový osciloskop. Přenosová kapacita XEDO však neumožňuje trvalé vzorkování a přenos signálů, což znamená, že pokud obsluha na začátku měření špatně zvolí konfiguraci (např. zesílení, prahové hodnoty napětí), může se stát, že některé hity nejsou vůbec detekovány a není možné se k nim zpětně dostat.

4.4.2 Snímače

Měřicí jednotka umožňuje připojení pasivních piezokeramických snímačů bez předzesilovače nebo aktivních snímačů s integrovaným předzesilovačem. Pro měření v rámci diplomové práce byl použit první zmíněný typ, jednalo se o snímače s označením IDK-09. Jejich výhodou jsou kompaktní rozměry, snímače mají průměr 9 mm a jsou vysoké také 9 mm. Pouzdra snímačů jsou z nerezové oceli

a dotyková plocha je korundová, díky čemuž je velmi odolná proti opotřebení a snímač tak má dlouhou životnost. Lze ho používat v rozmezí teplot (-20–95) °C [74]. Snímače lze upevňovat buď lepením, nebo pomocí magnetického držáku. Pro měření byly snímače lepeny sekundovým lepidlem na čela vzorku, jak je vidět na obr. 4-15 vpravo.



Obr. 4-15 Snímač IDK-09 a jeho uchycení na zatěžovaný vzorek [75]

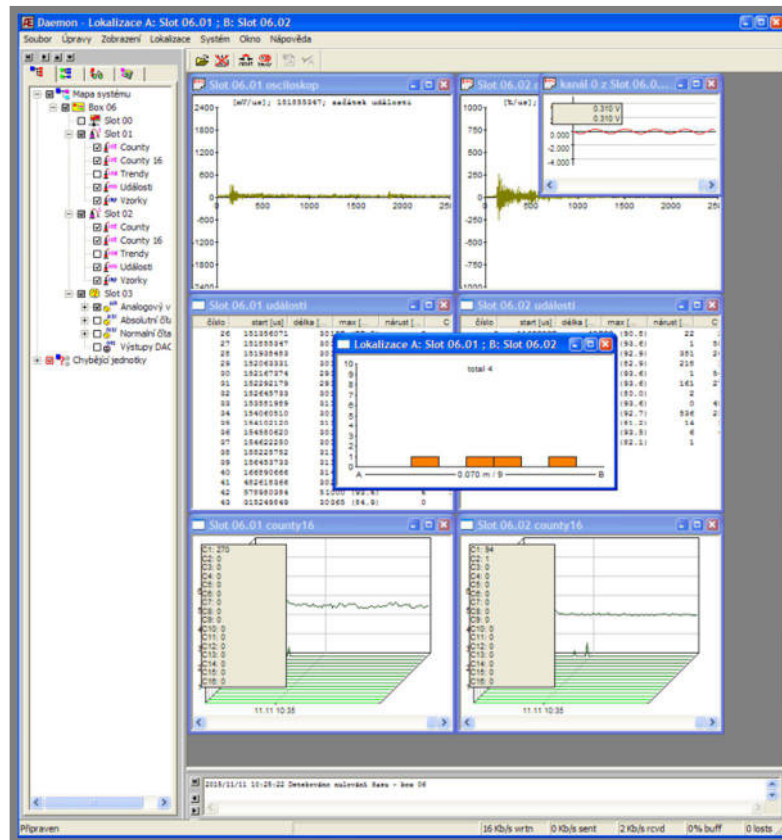
Snímač má radiální vývod koaxiálním kabelem o průměru 1,7 mm. Mezi kabelovou trasu a měřicí jednotku je třeba zařadit předzesilovač. Ten slouží jednak k zesílení signálu a také k přizpůsobení vysoké impedance piezoelektrického snímače nízké vstupní impedanci záznamového zařízení. Použité předzesilovače firmy Dakel mají zesílení 35 dB [76].



Obr. 4-16 Předzesilovač pro snímače AE [76]

4.4.3 Software

Pro komunikaci a ovládání měřicího systému XEDO je k dispozici software Daemon, jehož prostředí je vidět na obr. 4-17. V levé části je formou stromové struktury zobrazena mapa systému. Dává informace o kanálech, na kterých jsou připojené měřicí jednotky, a zároveň je z ní přístup do nastavení jednotek. Konfigurace je možné ukládat a později načítat pro realizaci měření se stejným nastavením. V pravé části je při měření možné prostřednictvím definovaných oken sledovat průběhy snímaných veličin. Získaná data jsou ukládána v binárním tvaru, což dává široké možnosti jejich následnému zpracování [73].



Obr. 4-17 Uživatelské rozhraní softwaru Daemon

4.5 Metodika měření

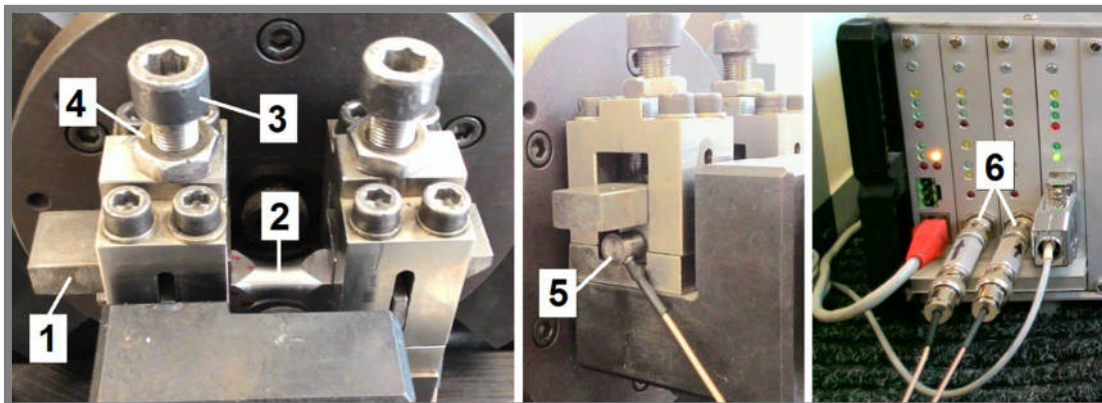
Před samotným měřením únavových vlastností je třeba vzorky upravit, což se týká zejména SLM zkušebních těles. Jejich čela nebyla obrobena a technologií SLM nebyla dosažena dostatečná kvalita povrchu. Neobrobené části jsou velmi hrubé, jak je vidět na obr. 4-18.



Obr. 4-18 Čelo SLM vzorku se špatnou kvalitou povrchu

Protože na tyto plochy se upevňují snímače AE a kvalita záznamu závisí mimo jiné na jakosti povrchu, na který je snímač upevněn, je třeba čela obrousit.

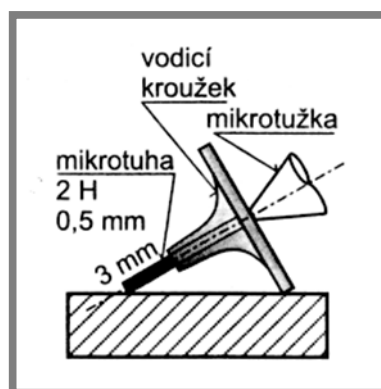
Následně je vzorek upevněn do čelistí zatěžovacího zařízení, postup je znázorněn na následujícím obrázku. Přítlačné prvky (1) jsou u pevné i pohyblivé čelisti nadzvednuty, z boku je pod ně umístěn vzorek (2) tak, aby byla válcová část přibližně uprostřed. Šrouby (3) jsou dotaženy momentovým klíčem, a následně jsou dotaženy také pojistné matice (4).



Obr. 4-19 Postup přípravy zkušebních vzorků

Na čela vzorku jsou sekundovým lepidlem přilepeny snímače AE (5), které jsou připojeny do analyzátoru (6).

V prostředí Daemon je nastavena konfigurace záznamu AE a zvolen adresář pro ukládání. Při opakovaných zkouškách na stejném materiálu lze konfiguraci načíst z předchozího projektu, není ji nutné nastavovat znovu manuálně. Dále je zapotřebí provést tzv. „pen test“, díky kterému jsou kalibrovány snímače a který je znázorněn na obr. 4-20. Zlomení tuhy mikrotužky na povrchu vzorku vyvolá skokové odlehčení síly, což se v signálu AE projeví jako ostrý puls. Provedením několika „pen testů“ v různých částech vzorku lze také ověřit funkci lokalizace.



Obr. 4-20 „Pen test“ (Hsu-Nielsen) [57]

Na počítači připojeném ke zkušebnímu zařízení jsou v softwaru Fatigue, nastaveny parametry zátěžného cyklu, tj. střední ohybový moment a amplituda. Je vybrán adresář pro ukládání záznamu rezonanční frekvence. Stiskem klávesy F3 je vzorek srovnán do výchozí polohy a pomocí F2 se spustí únavová zkouška.

Následně je v softwaru Daemon je zapnuto ukládání AE. V průběhu zkoušky je sledován záznam AE, případně dle potřeby upravena konfigurace (zesílení, prahové hodnoty). Po zkoušce je třeba vypnout ukládání AE, poznamenat si počet cyklů do lomu a uložit záznamy průběhů rezonanční frekvence a výkonu.

4.6 Vyhodnocování získaných dat

4.6.1 S-N křivky

K získání S-N křivky je třeba ohybová napětí vykreslená v závislosti na počtu cyklů do lomu v semilogaritmických souřadnicích proložit vhodnou křivkou. Pro získání vypovídající křivky je třeba mít alespoň 10 bodů rozložených do celé oblasti životnosti. Existuje celá řada funkcí dobře aproximujících jednotlivé oblasti únavového života, např. Basquinova, která se používá pro popis nízkocyklové únavy nebo Stromejerova vhodná naopak pro vysokocyklovou únavu. V rámci diplomové práce je použita funkce Kohout-Věchet, která dobře popisuje celou oblast životnosti.

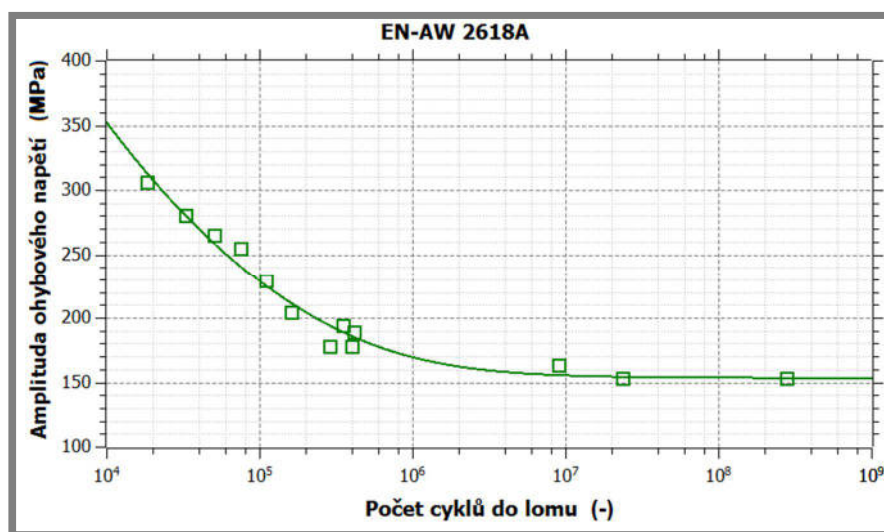
Funkce má tvar [77]:

$$\sigma(N) = \sigma_{\infty} \left(\frac{N}{N+C} \right)^b \quad (5)$$

kde:

σ	MPa	je napětí
N		- počet cyklů do lomu
σ_{∞}	MPa	- regresní parametr vyjadřující mez únavy
C, b		- regresní parametry

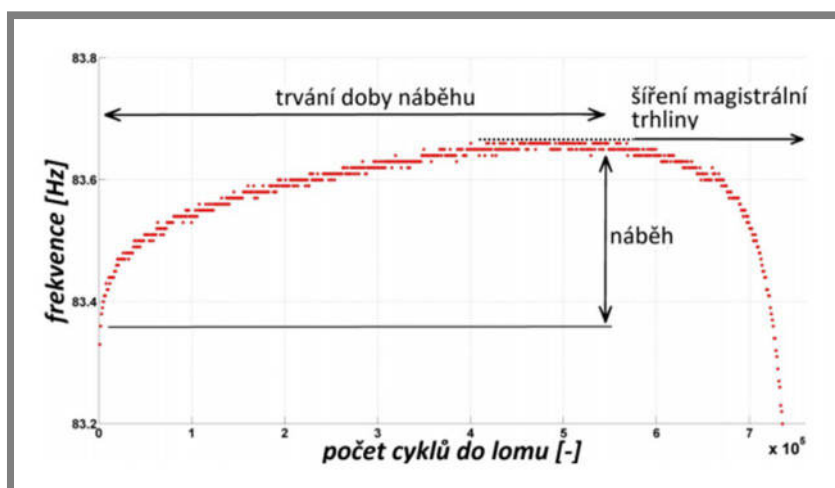
Křivky je třeba vytvořit v softwaru, který umožňuje provádět regresní analýzu a je vhodný pro vykreslování grafů. V diplomové práci je použit program QTI Plot. Data proložená touto funkcí zobrazuje následující graf.



Obr. 4-21 Proložení S-N křivky naměřenými body pomocí Kohout-Věchet funkce

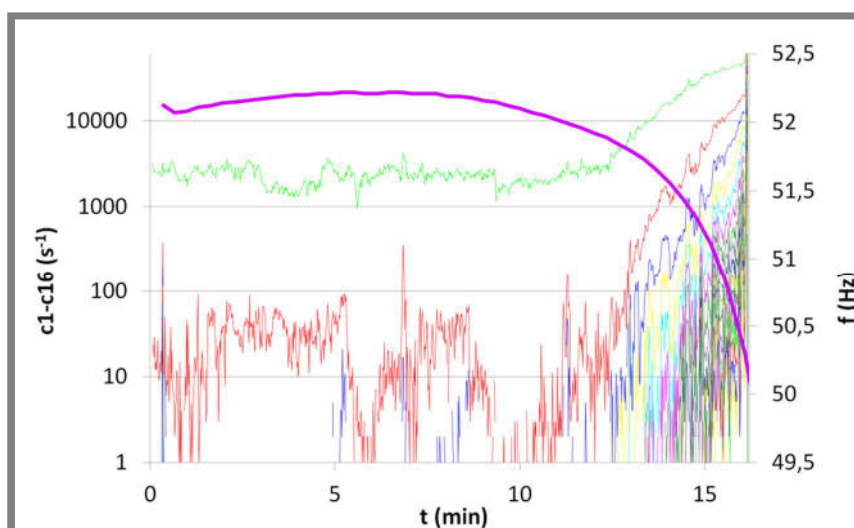
4.6.2 Rezonanční frekvence zatěžování

Software Fatigue vykresluje v průběhu zkoušky rezonanční frekvenci zatěžovacího zařízení v závislosti na počtu cyklů, což dává představu o šíření trhliny v materiálu, jak ukazuje obr. 4-22.



Obr. 4-22 Záznam rezonanční frekvence zatěžování s vyznačenými etapami šíření trhliny [78]

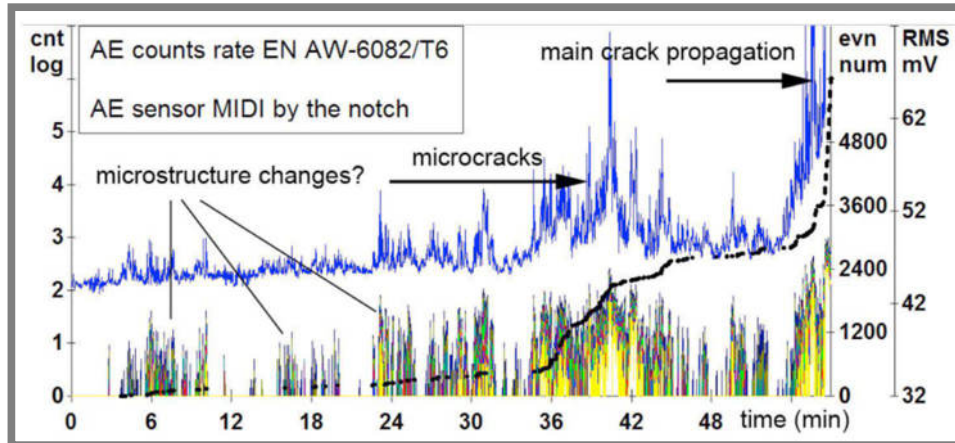
Záznam rezonanční frekvence je po zkoušce uložen do souboru s příponou.RH1, se kterým není možné dále pracovat. Data lze exportovat jako textový soubor o dvou sloupcích, z nichž první je počet cyklů a druhý rezonanční frekvence. Z takovýchto dat je možné vykreslit samostatný graf nebo převést počet cyklů na čas a hodnoty vykreslit v jednom grafu společně se záznamem AE, viz obr. 4-23.



Obr. 4-23 Vykreslení rezonanční frekvence zatěžování současně s county AE

4.6.3 Akustická emise

Se systémy Dakel pro záznam akustické emise je dodáván software DaeShow, který slouží jako prohlížeč naměřených dat. Přimo v něm lze také vytvářet jednoduché grafy závislosti počtu countů v jednotlivých hladinách, RMS a počtu událostí na čas. Na základě těchto informací je možné získat představu o jednotlivých stádiích únavy, jak je vidět na následujícím obrázku [79].



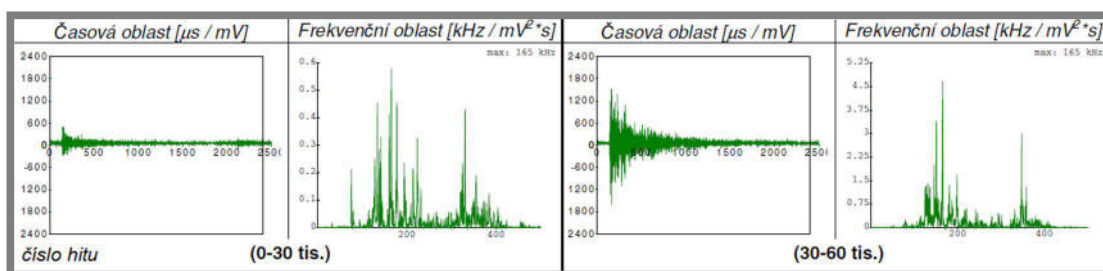
Obr. 4-24 Vykreslení countů AE s vyznačenými stádii šíření únavové trhliny [79]

Pro další práci s daty je možné binární soubory exportovat do textového formátu vhodného pro zpracování jinými aplikacemi, např. Excel, Maple či Matlab. Exportované soubory jsou čtyř typů, soubor Cnt.txt obsahuje data ve čtyřech sloupcích (čas, počet překmitů přes hladinu 1, počet překmitů přes hladinu 2 a RMS). Soubor cnt16.txt má podobnou strukturu s tím rozdílem, že obsahuje county v 16 nastavených hladinách, ale součástí není RMS. V souboru Evn.txt jsou zaznamenány události a jejich parametry (čas, délka trvání, amplituda, risetime a county). U všech typů textových souborů je možné exportovat i textový popis, která veličina je uložena ve kterém sloupci, a nastavení AE, jak je zobrazeno na následujícím obrázku.

```
# události AE jednotky 06.01
# formát řádku: čas začátku, délka [us], maximum [mv], rise time [us], c1 [count], c2 [count], risetime c1 [count], risetime c2 [count], vzorkována [+/-]
#
# konfigurace jednotky:
# zesílení g=33 [db]
# maximální rozsah měření adc=2400 [mv]
# count prahy c1=358 [mv], c2=1082 [mv]
# událostní prahy es=245 [mv], ee=245 [mv], mrtvá doba dt=288 [us]
# osciloskop trigger ts=622 [mv], paměť sm=5000 [slov], pretrigger pt=300 [slov]
# osciloskop perioda pr=100 [ms], timeout to=2000 [ms], vzorkování rt=2 [MHz]
# trigger zdroj ts=(TRG_EVENT), master tm=C
# interval count ic=1000 [ms]
#
# hodnota 'cycle': 2015/08/06 11:00:00.321000
0.000000 1146145718 306 329 0 0 0 0 0 0 + A
7.296021 1153441739 322 338 11 0 0 0 0 0 + A
21.329564 1167475282 312 396 0 1 0 0 0 0 + A
42.087013 1188232731 304 319 0 0 0 0 0 0 + A
120.462942 59108660 471 1601 6 13 1 1 1 1 + A
593.360940 532006658 307 300 15 0 0 0 0 0 + A
727.454824 666100542 312 293 18 0 0 0 0 0 + A
727.498177 666143895 303 274 17 0 0 0 0 0 + A
727.563795 666209513 304 338 0 0 0 0 0 0 + A
1845.053156 1783698874 304 283 22 0 0 0 0 0 + A
1870.644578 1809290296 346 422 23 2 2 2 2 2 + A
1873.247405 1811893123 306 300 22 0 0 0 0 0 + A
1873.434132 1812079850 305 348 10 0 0 0 0 0 + A
1873.543974 1812189692 306 283 14 0 0 0 0 0 + A
1874.466707 1813112425 301 300 22 0 0 0 0 0 + A
1874.477696 1813123414 305 338 23 0 0 0 0 0 + A
1874.499664 1813145382 305 300 22 0 0 0 0 0 + A
1874.532623 1813178341 307 293 22 0 0 0 0 0 + A
1874.576564 1813222282 320 310 23 0 0 0 0 0 + A
1874.587550 1813233268 310 338 11 0 0 0 0 0 + A
1874.609525 1813255243 303 300 22 0 0 0 0 0 + A
1874.620513 1813265220 310 327 23 0 0 0 0 0 + A
```

Obr. 4-25 Struktura souboru typu EVN.txt

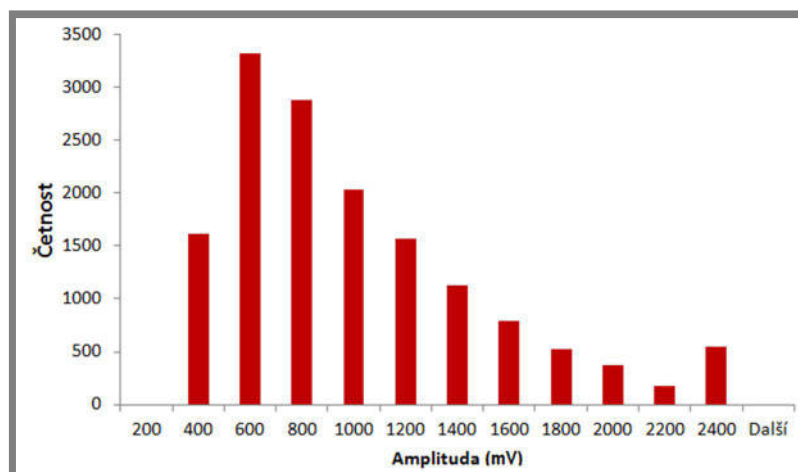
Dále je možné exportovat časové průběhy jednotlivých hitů. Vznikne velké množství textových souborů Smp.txt, obsahujících posloupnost zaznamenaných napětí. Odpovídající časy je možné dopočítat ze znalosti vzorkovací frekvence (2 000 MHz). Tvar průběhu hitu se mění v závislosti na zdroji emise (mechanismu poškození). Stejně tak tvar ve frekvenční oblasti, který lze získat Fourierovou transformací. Příklady různých tvarů hitů v různých etapách únavové životnosti znázorňuje obr. 4-26.



Obr. 4-26 Průběhy hitů v různých stádiích únavového života v časové a frekvenční oblasti [80]

Za účelem vykreslování velkého množství průběhů v časové i frekvenční oblasti byly vytvořeny skripty v softwaru Matlab, které umožňují automatizovat načtení naměřených dat z textových souborů a vykreslení některých grafů.

Vhodným nástrojem pro analýzu a srovnání průběhů signálů AE jsou rovněž histogramy. Dávají přehled o četnosti hitů různých parametrů. Příkladem je následující graf udávající zastoupení hitů o určitých amplitudách.



Obr. 4-27 Histogram amplitud hitů

5 VÝSLEDKY

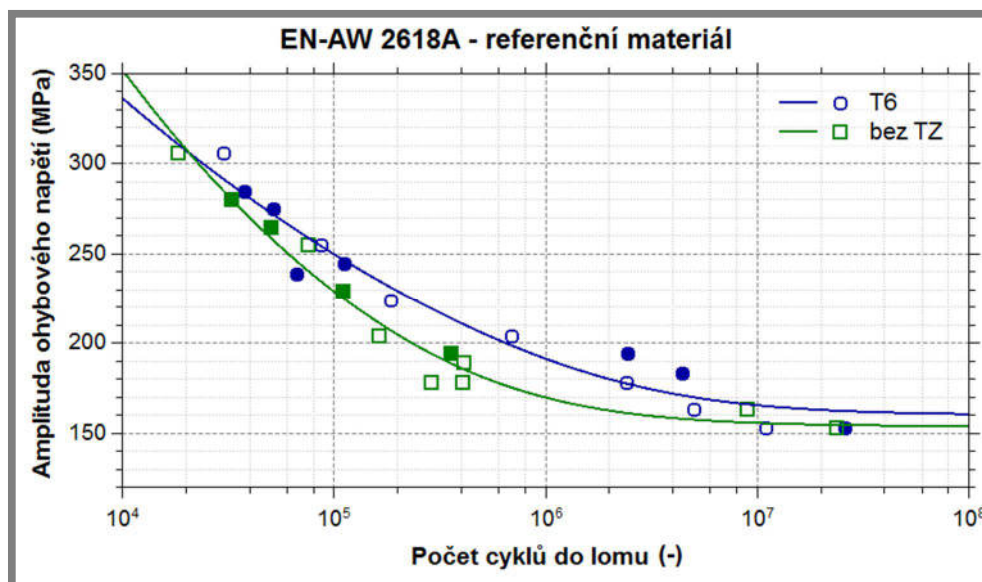
5.1 S-N křivky

Pro základní hodnocení únavových vlastností v oblasti vysokocyklové únavy byly z naměřených dat vytvořeny S-N křivky.

5.1.1 S-N křivky referenčního materiálu

V první fázi se jednalo o popis únavového chování referenčního materiálu. Byly provedeny únavové zkoušky vzorků bez tepelného zpracování a ve stavu T6. Regresní analýzou a proložením naměřených dat funkcí Kohout-Věchet byly získány S-N křivky, které jsou vidět na obr. 5-1. Zjištěná mez únavy materiálu v základním stavu je přibližně 154 MPa, tepelně zpracovaná slitina má mez únavy mírně vyšší, asi 160 MPa.

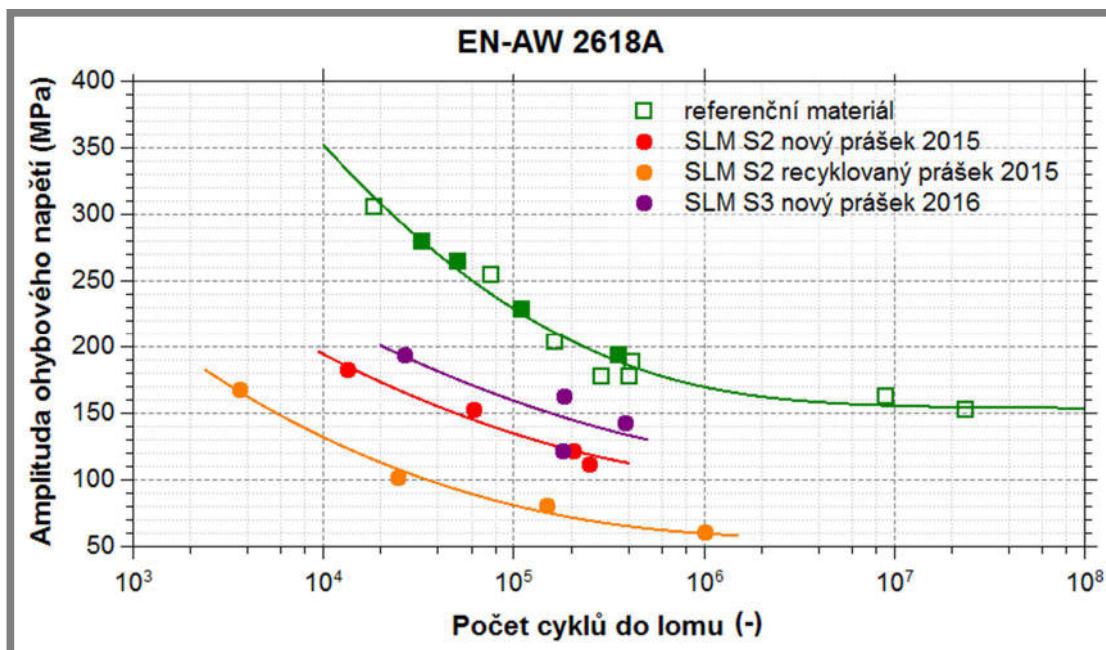
U některých vzorků byl zaznamenáván signál AE za účelem srovnání s emisí SLM vzorků. Tyto vzorky jsou označeny v grafu plnými značkami. Body zakreslené značkami bez výplně sloužily pouze k sestrojení S-N křivek.



Obr. 5-1 S-N křivky referenčního materiálu

5.1.2 S-N křivky SLM materiálu

Pro SLM materiál nebylo možné sestavit celou S-N křivku, tedy ani určit mez únavy, protože nebylo k dispozici dostatečné množství vzorků. Výzkum zaměřený na problematiku hledání optimálního nastavení výrobních parametrů pro tuto slitinu je teprve v počátcích, zatím se nepodařilo přiblížit mechanické vlastnosti referenční slitině. Navíc se skupině, která má dodání vzorků na starosti, nepodařilo vyrobit dostatečný počet těles, která by měla stejné mechanické vlastnosti. Srovnatelné byly vždy jen 4 zároveň stavěné vzorky. Při další stavbě, ač bylo použito stejné nastavení, měly vzorky odlišné vlastnosti. Tento problém souvisel s použitím různých prášků základního materiálu, jehož vliv se v této míře nepředpokládal.



Obr. 5-2 Části S-N křivek SLM materiálu ve srovnání s referenční slitinou

Únavové vlastnosti SLM materiálu jsou v porovnání s referenčním materiálem zřetelně horší. Vlastnosti navíc silně závisí na přesném dodržení technologických parametrů a postupů výroby. Při zatěžování amplitudou 193 MPa vydržel vzorek z referenčního materiálu 355 000 cyklů, zatímco SLM vzorek z nejlepší série S3 26 600 cyklů, tedy 13x méně. Vzorek z prášku s jiným rozložením velikostí částic při amplitudě 183 MPa vydržel 13 300 cyklů, což je dokonce 30x méně než vzorek z referenčního materiálu při stejné amplitudě s 404 600 cykly. Nejhorší únavovou životnost mají vzorky z prášku, který byl recyklován. Tento SLM vzorek při zatěžování 168 MPa vydržel pouze 3 600 cyklů, pro referenční materiál se tato amplituda už blíží mezi únavy, vzorek vydržel 10⁷ cyklů.

Data ze sledované oblasti naznačují, že rozdíly v životnosti při zatěžování stejnými amplitudami rostou se snižujícím se ohybovým napětím.

5.2 Akustická emise

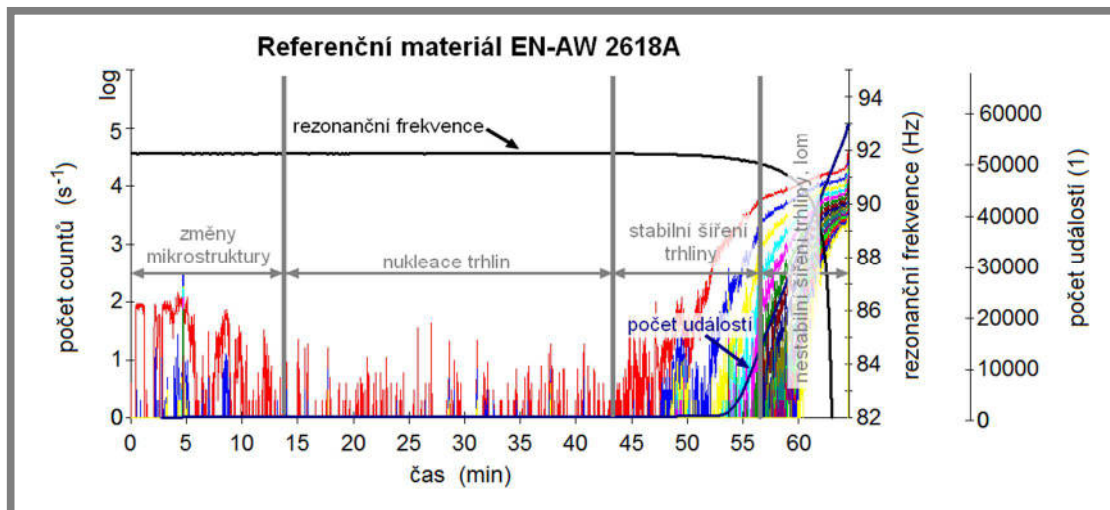
5.2

5.2.1 Vývoj signálu AE v průběhu životnosti

5.2.1

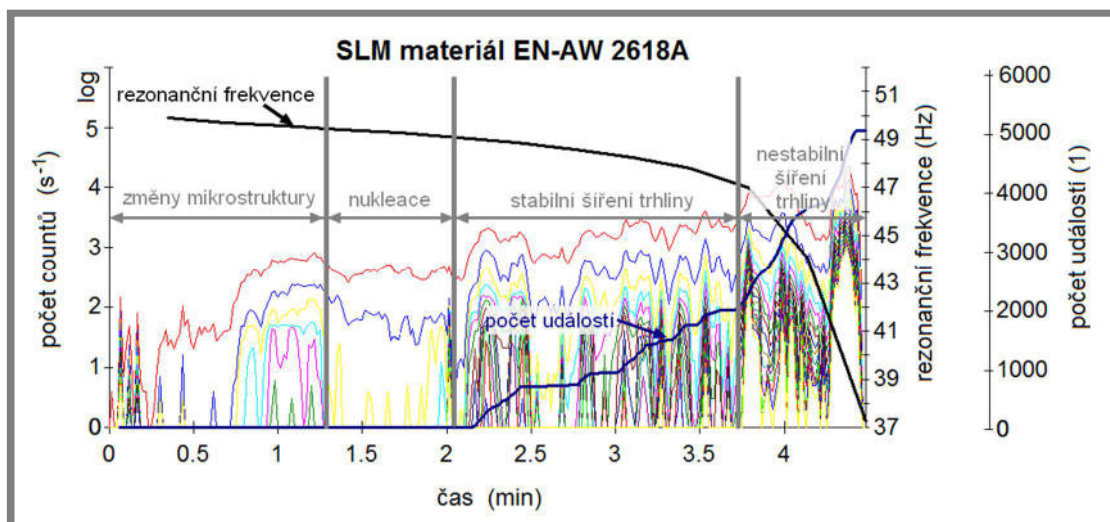
Signál akustické emise má v průběhu životnosti charakteristický průběh, což umožňuje rozeznat několik stádií únavy materiálu. Pro získání přehledu o akustické aktivitě v průběhu zkoušky byl vykreslen počet countů na jednotlivých hladinách a do téhož grafu také průběh rezonanční frekvence a kumulativní počet událostí.

Typický průběh těchto veličin ve vzorcích z referenčního materiálu zobrazuje obr. 5-3.



Obr. 5-3 Identifikace etap únavy referenčního materiálu na základě signálu AE a rezonanční frekvence

Úvodní fázi zkoušky charakterizuje zvýšená akustická aktivita doprovázející změny mechanických vlastností, které jsou výrazné na počátku, a s přibývajícimi cykly jejich intenzita klesá. Stejně tak akustická emise cca do 13. minuty postupně utichá. Dochází ke změnám v mikrostrukturu materiálu, které vedou k aktivaci skluzových rovin a koncentraci plastické deformace na povrchu. To má za následek vznik mikrotrhlin, což lze označit za další etapu únavy. K nukleaci dochází v průběhu doby se sníženou akustickou aktivitou, stanovit přesný okamžik je však pouze ze signálu AE obtížné. Některé z mikrotrhlin se šíří v krystalografickém směru, jiné se naopak zavírají, což není doprovázeno žádnou výraznou akustickou aktivitou. Také rezonanční frekvence zatěžování se v této etapě nijak nemění. Propojováním mikrotrhlin vzniká magistrální trhlinka, která se stáčí do nekrystalografického směru, ve kterém se stabilně šíří. Tento jev doprovází nárůst akustické aktivity (44. minuta) a pozvolný pokles tuhosti vzorku, což se projevuje mírně klesajícím trendem rezonanční frekvence. Posledním stádiem životnosti je nestabilní šíření trhliny (od 56. minuty), ve kterém je patrný prudký nárůst počtu událostí a strmý pokles rezonanční frekvence. Tato etapa je velmi krátká a končí v 64. minutě lomem.

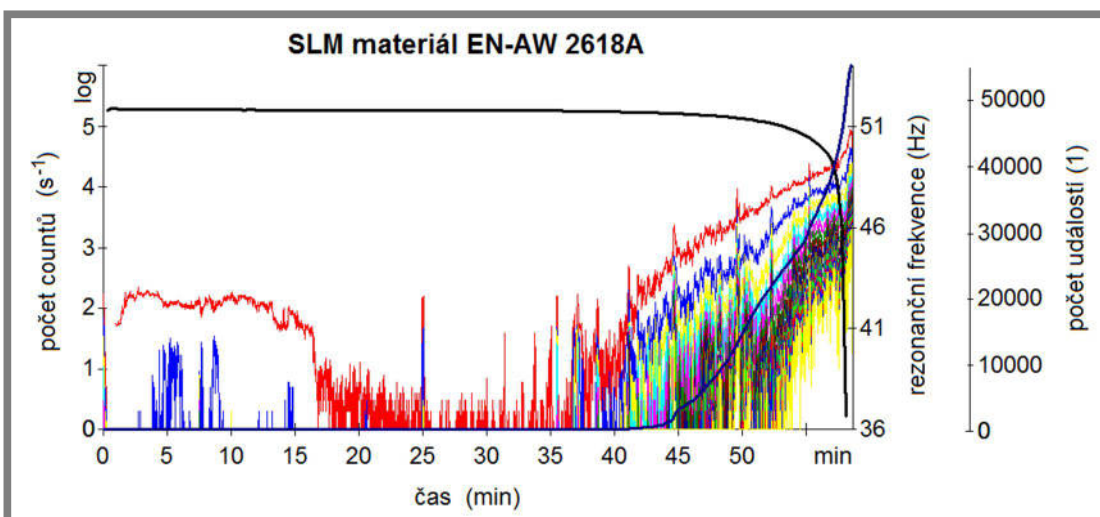


Obr. 5-4 Identifikace etap únavy SLM materiálu na základě signálu AE a rezonanční frekvence

Pro srovnání byl vybrán záznam AE z únavové zkoušky SLM vzorku ze série S2 (z nového prášku) zatěžovaného stejnou amplitudou napětí (obr. 5-4). Zatímco stádium mikrostrukturních změn a nukleace zaujímalo u referenčního materiálu většinu únavové životnosti (70 %), zde je to necelá polovina. Předpokládá se, že zde dochází k interakci mikrotrhlin, pórů a nehomogenit, které jsou v materiálu přítomné díky způsobu výroby. Projevy jsou podobné, začátek zkoušky je opět charakteristický zvýšenou akustickou aktivitou. Trhliny se formují během relativně krátké etapy klidu v čase (1,5–2) minuty. Delší část vůči celkové životnosti zaujímá také stabilní šíření trhliny. Nastává již během 2. minuty a je opět charakteristické nárůstem počtu detekovaných událostí. Ještě výraznější je zvýšení počtu událostí v závěru zkoušky, kdy dochází k nestabilnímu šíření trhliny a lomu, což je opět doprovázeno zlomem v trendu rezonanční frekvence.

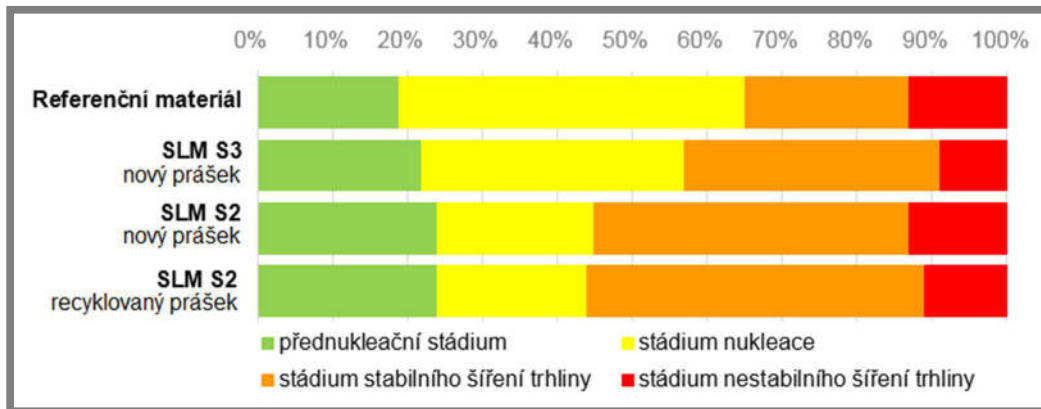
Vzorky vyrobené technologií SLM vykazují obecně nižší tuhost, která se projevuje od počátku nižší rezonanční frekvencí zatěžování. Čím je vzorek méně tuhý, tím je rezonanční frekvence menší. Tuhost SLM vzorků navíc rychleji klesá a to už od počátku zatěžování. U rezonanční frekvence referenčního materiálu lze v počátcích zkoušky pozorovat mírně rostoucí nebo konstantní průběh související s tím, že by materiál měl cyklicky zpevňovat ($R_m/R_e > 1,4$). Příčinou menší tuhosti SLM materiálu je přítomnost porozity, navíc jde podle hodnot mechanických vlastností ($R_m/R_e < 1,2$) o cyklicky změkčující materiál.

Čím má SLM materiál menší porozitu a tedy lepší mechanické vlastnosti, tím více se záznam AE blíží záznamům pořízeným při zkoušení referenčního materiálu. Následující obrázek zobrazuje signál z SLM vzorku série S3. Oproti SLM vzorku série S2 si lze povšimnout prodloužení stádia nukleace na úkor času stabilního šíření magistralní trhliny. Průběh rezonanční frekvence je podobný jako v případě referenčního materiálu, po dobu zkoušky má mírně klesající trend. Výrazný zlom se objevuje při přechodu od stabilního k nestabilnímu šíření trhliny.



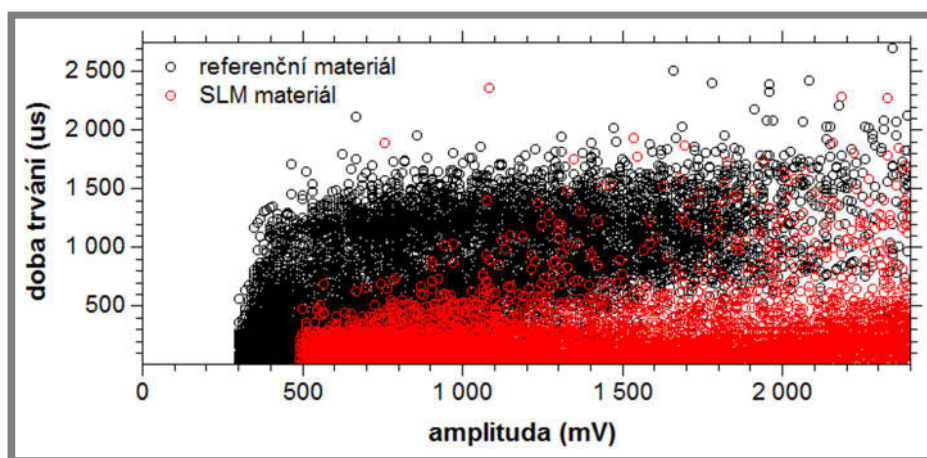
Obr. 5-5 Záznam AE ze zkoušky SLM materiálu série S3

Bylo zjištěno, že průběh únavové degradace SLM (materiálu s porozitou) a referenčního (homogenního) materiálu se liší poměrnou délkou jednotlivých etap. V délkách úvodní etapy před iniciací trhlin a závěrečné fáze nestabilního šíření vztahených k celkové životnosti nejsou mezi homogenním a porézním materiálem výrazné rozdíly. Ty jsou patrné zejména v poměrných délkách stádia nukleace a stabilního šíření trhliny. V referenčním materiálu je stádium nukleace výrazně delší na úkor etapy stabilního šíření. Čím je materiál poréznější (SLM materiál méně kvalitní, má horší mechanické vlastnosti), tím více se prodlužuje stádium stabilního šíření trhliny. Největší poměrnou část životnosti představovalo stabilní šíření u SLM materiálu s nejhorsími mechanickými vlastnostmi vyrobeného z recyklovaného prášku. Naopak u SLM vzorku s nižší porozitou se prodlužuje etapa nukleace podobně jako je tomu u referenčního materiálu. Poměrné délky stádií nukleace a stabilního šíření SLM vzorků z jednotlivých sérií jsou schematicky zobrazeny na obr. 5-6.



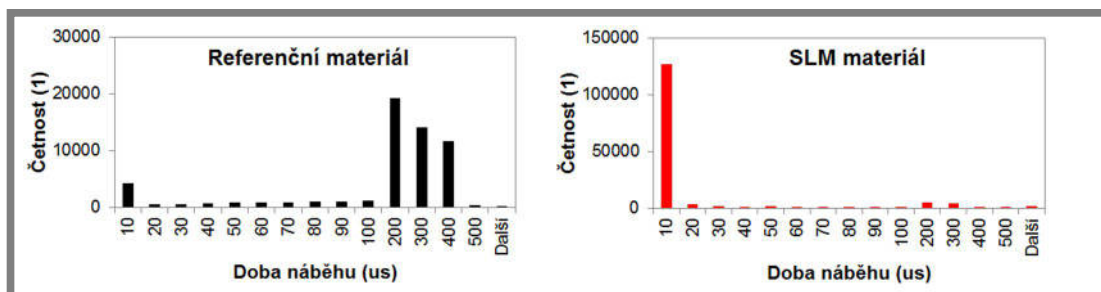
Obr. 5-6 Rozdíly v poměrné délce etap jednotlivých materiálů

Signál AE zaznamenaný při zkouškách referenčního a SLM materiálu se však liší podstatně více, než jen délkou jednotlivých stádií. Obr. 5-7 zobrazuje závislost amplitudy a doby trvání hitů pro oba materiály v průběhu celé zkoušky.



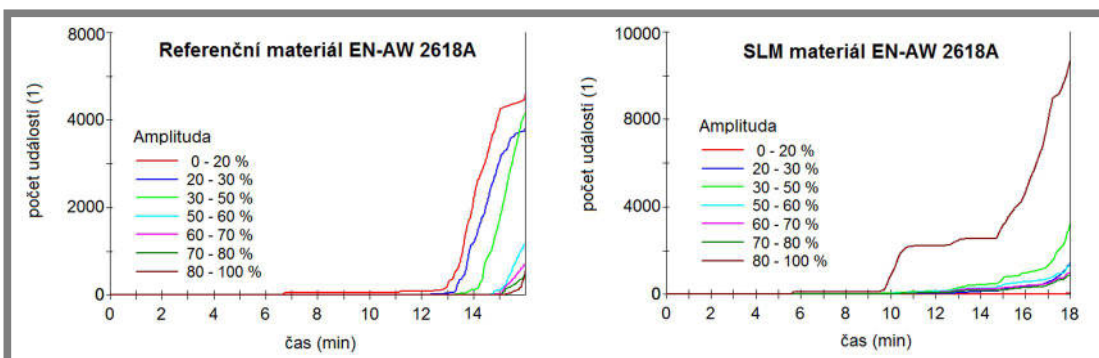
Obr. 5-7 Rozdíly v době trvání a amplitudě referenčního a SLM materiálu

Ze zaznamenaných dat lze říci, že hity SLM materiálu mají kratší doby trvání a současně vyšší amplitudy. Také doba náběhu je u SLM vzorků výrazně kratší, než u referenčního materiálu, jak dokumentuje následující obrázek.



Obr. 5-8 Srovnání doby náběhu referenčního a SLM materiálu

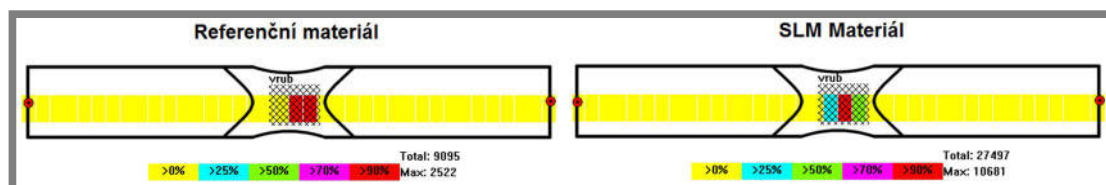
Z obr. 5-9 je však patrné, že se tyto parametry během zkoušky vyvíjí.



Obr. 5-9 Srovnání vývoje amplitudy referenčního a SLM materiálu v čase (100 % = 2400 mV)

Vykreslovat závislosti jednotlivých parametrů v průběhu celé zkoušky v jednom grafu nicméně není příliš vhodné. Největší množství hitů je zaznamenáno až při šíření trhliny a obr. 5-7 a obr. 5-8 jsou právě tímto zkresleny, informace z počátečních etap zkoušky jsou potlačeny. Podrobný rozbor odlišností parametrů má smysl provádět v rámci popisu jednotlivých stádií únavového života odděleně. Další problém představuje to, že při zkouškách referenční slitiny, které trvají řádově delší dobu, je zaznamenáno větší množství hitů. Pro vypovídající porovnání histogramů je třeba uvádět četnost vyjádřenou v procentech.

Převážná většina událostí pochází dle očekávání z oblasti vrubu a to jak u referenčního, tak u SLM materiálu, jak je vidět z následujícího obrázku.

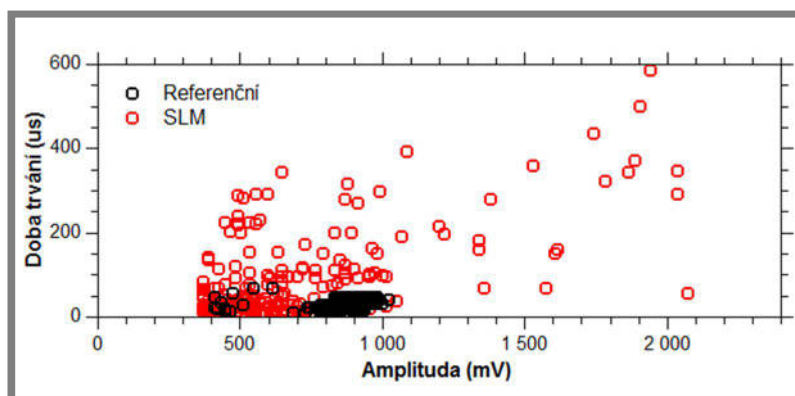


Obr. 5-10 Lokalizační mapa událostí AE

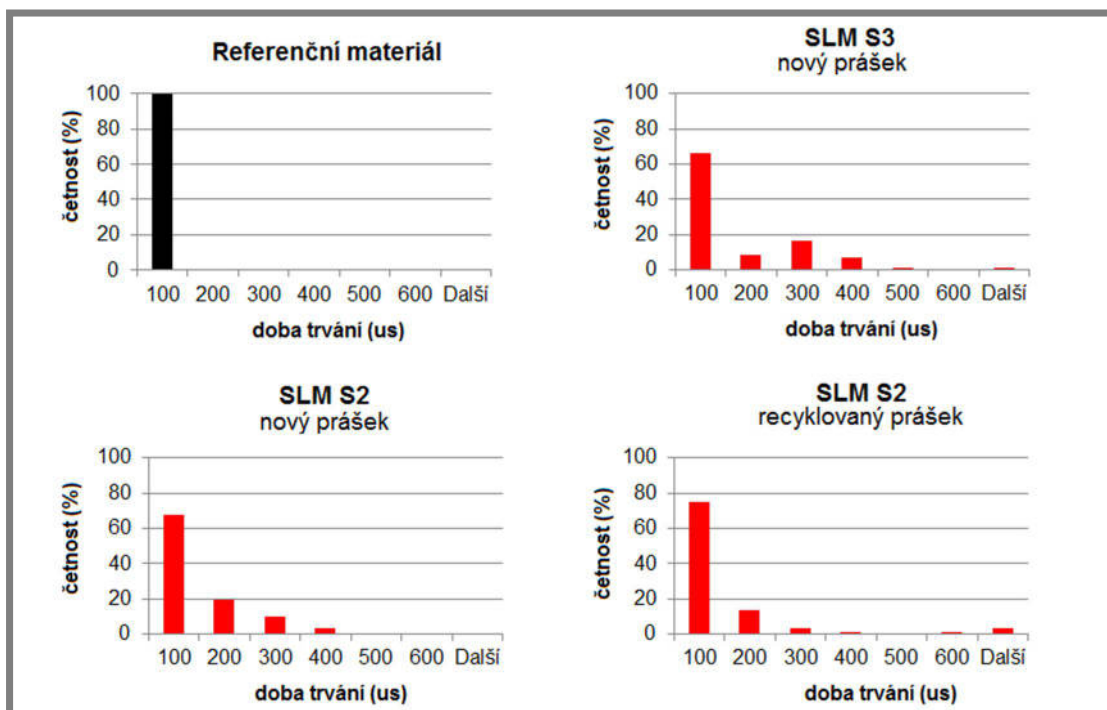
5.2.2 AE ve stádiu změn mikrostruktury

Počátek zkoušky únavy provází zvýšená akustická aktivita, která souvisí se změnami mikrostruktury materiálu. Dochází k pohybu dislokací, který má za následek změny mechanických vlastností. Je pozorovatelná jak u referenčního materiálu, kde představuje asi pětinu životnosti, tak u SLM materiálu, u kterého jde zhruba o čtvrtinu doby celkové životnosti.

Obr. 5-11, obr. 5-12 a obr. 5-13 ukazují rozložení amplitudy a doby trvání hitů AE obou druhů materiálu. V případě referenčního materiálu v této fázi převládají krátké hity do 100 μs , s amplitudou v rozmezí (400–1 000) mV. U SLM materiálu je patrný větší rozptyl sledovaných parametrů. Výraznější rozptyl byl pozorován zejména u SLM materiálu ze série S2.

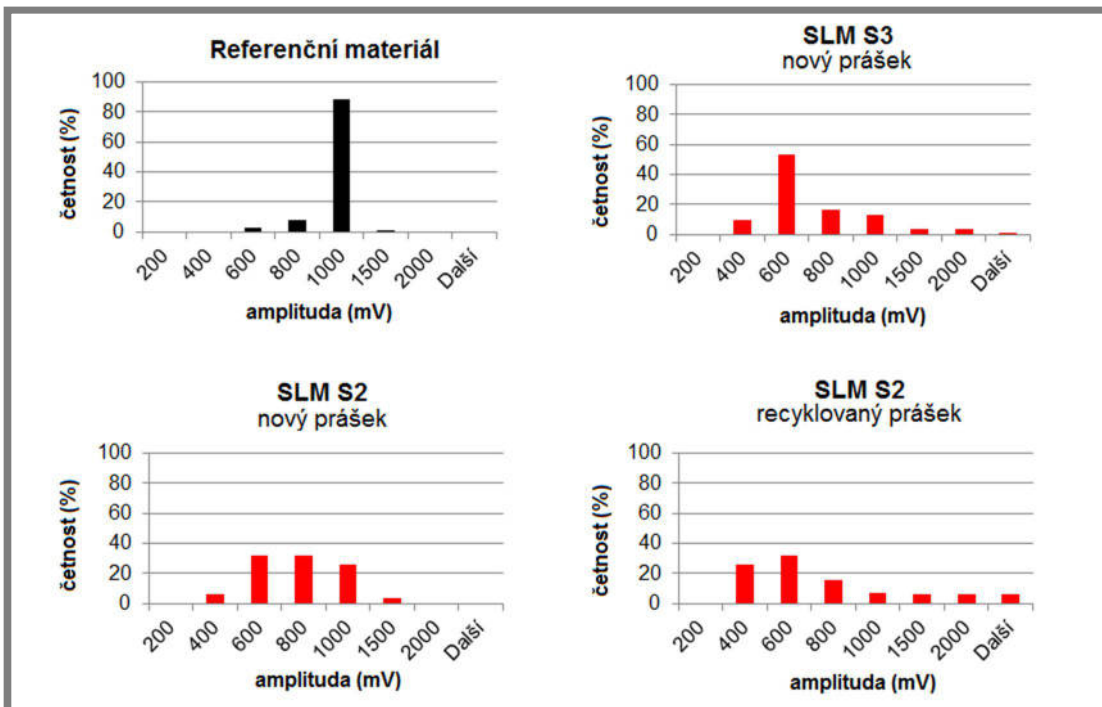


Obr. 5-11 Amplituda a doba trvání hitů v přednukleačním stádiu

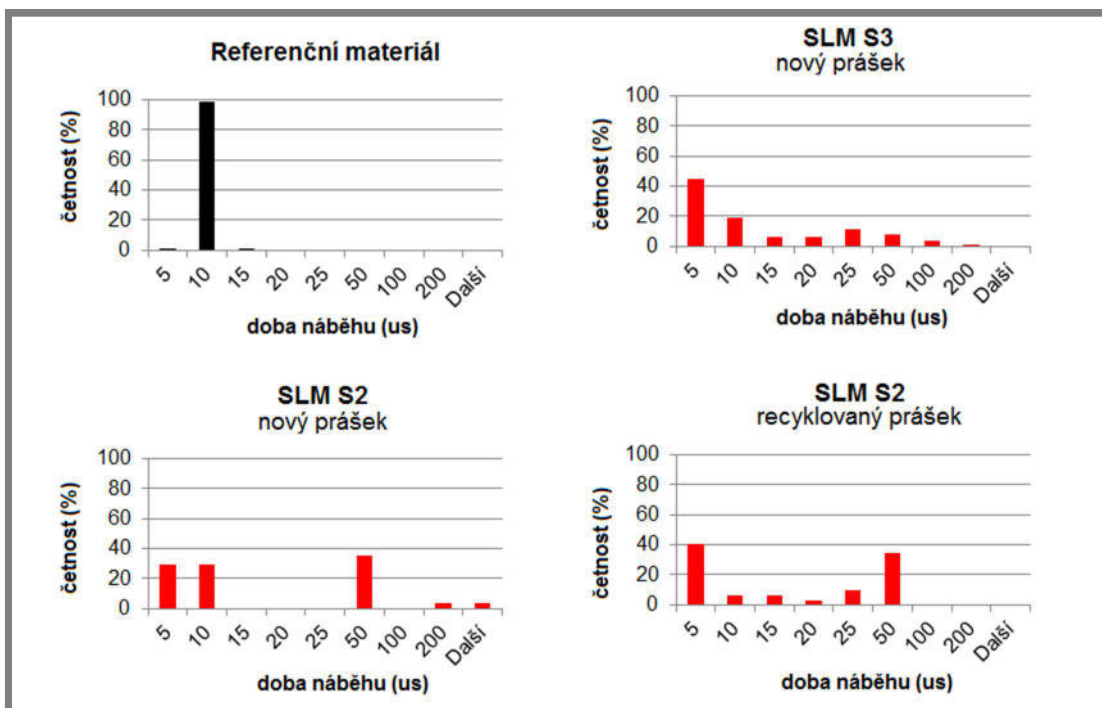


Obr. 5-12 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu změn mikrostruktury

Také většina hitů SLM materiálu trvá do 100 μ s, zde se vyskytuje ale i část s dobou trvání dosahující až 400 μ s. Větší rozptyl má i amplituda, která se u většiny událostí pohybuje od (350 do 1 000) mV, ale lze najít i hity s amplitudou dvojnásobnou.



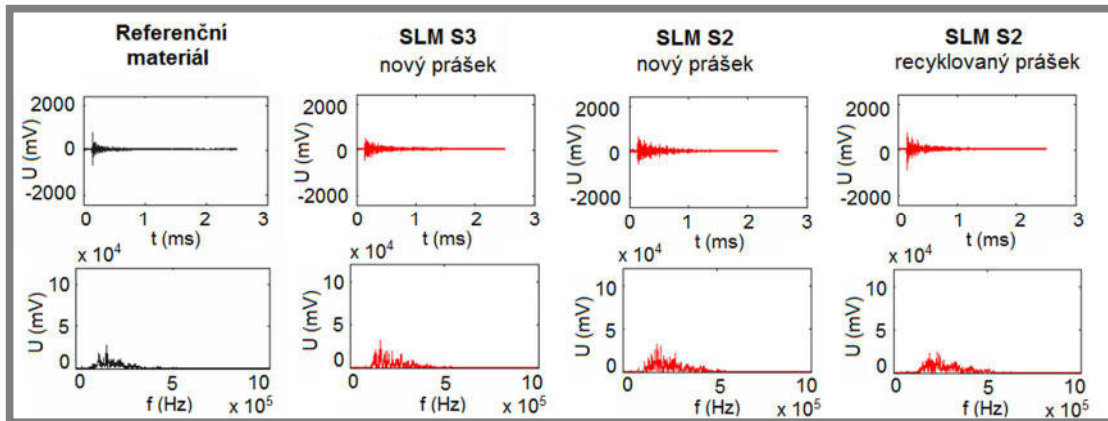
Obr. 5-13 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu změn mikrostruktury



Obr. 5-14 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu změn mikrostruktury

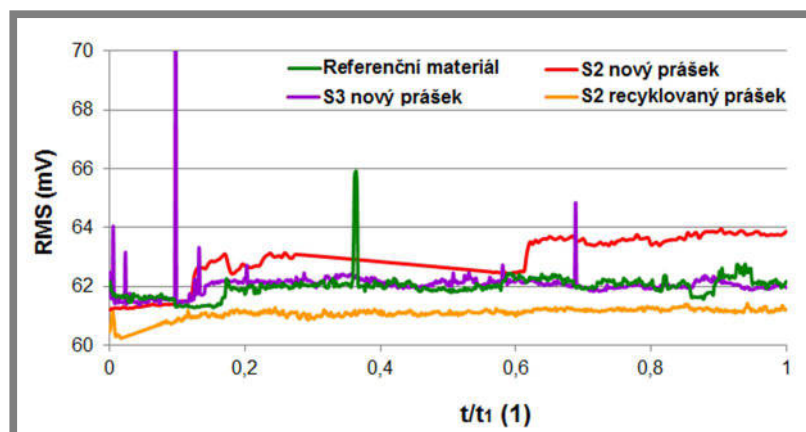
Téměř všechny hity zaznamenané při zkouškách referenčního materiálu mají dobu náběhu v rozmezí (5–10) μs . V případě SLM materiálu není rozložení takto uniformní, zvláště u vzorků ze série S2 lze pozorovat významnou část hitů s dobou náběhu pohybující se od (50 do 100) μs

Typické průběhy hitů a jejich spektra v etapě změn mikrostruktury ukazuje obr. 5-15. Jedná se o praskavý signál, mezi hity SLM vzorků z různých zkušebních sérií nejsou v této fázi výrazné rozdíly. Referenční materiál se od SLM liší zejména rychlejším poklesem amplitudy pod prahové úrovně.



Obr. 5-15 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině v přednukleačním stádiu

RMS je v tomto stádiu přibližně konstantní, a jak je patrné z následujícího obrázku, hodnoty RMS SLM vzorků se od referenčního materiálu neliší, RMS se pohybuje kolem 62 mV. V signálu se objevují občasné výkmity, kdy je v krátkém časovém okamžiku uvolněno větší množství energie.

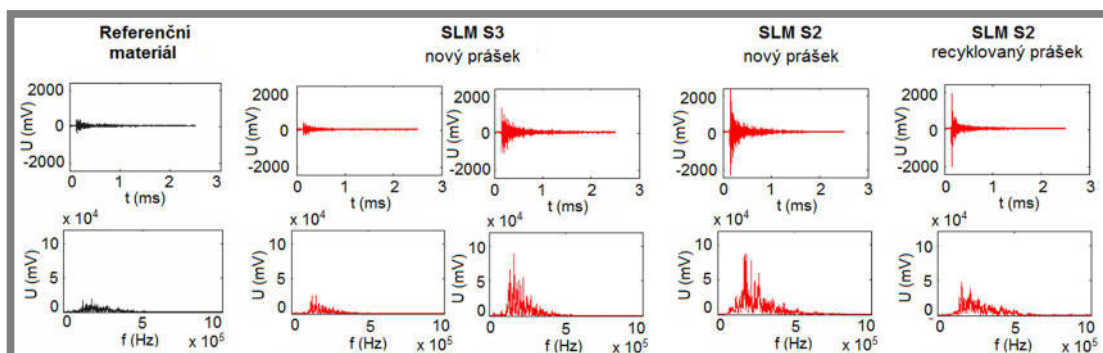


Obr. 5-16 Průběh RMS ve stádiu změn mikrostruktury

5.2.3 AE ve stádiu nukleace trhlin

Při přechodu ze stádia změn mechanických vlastností do etapy nukleace trhlin dochází k poklesu intenzity AE, je aktivní menší počet hladin.

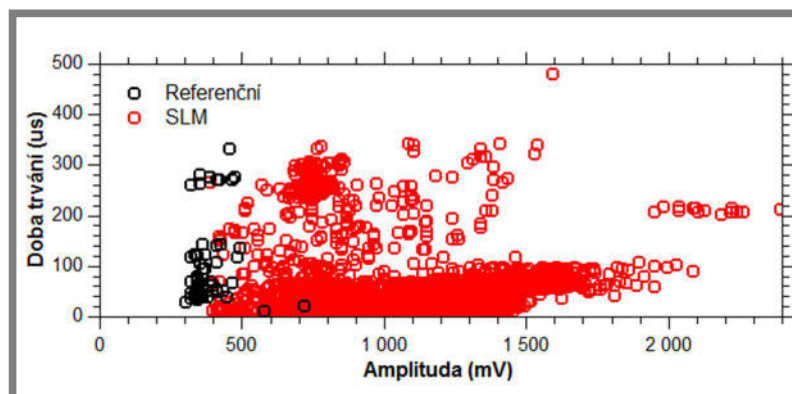
Toto stádium tvoří u referenčního (homogenního) materiálu nejdelší fázi únavové životnosti. Dochází ke koncentraci cyklické plastické deformace na povrchu zkušebního tělesa, která vede k nukleaci mikrotrhlin. U SLM materiálu se předpokládá iniciace trhlin vlivem necelistvostí v podpovrchových vrstvách. SLM materiál obsahuje již z výroby nehomogenity, které působí jako koncentrátoři napětí, iniciaci trhlin značně urychlují a tedy zkracují tuto etapu. S rostoucí porozitou dochází ke zkracování tohoto období na úkor fáze stabilního šíření trhliny.



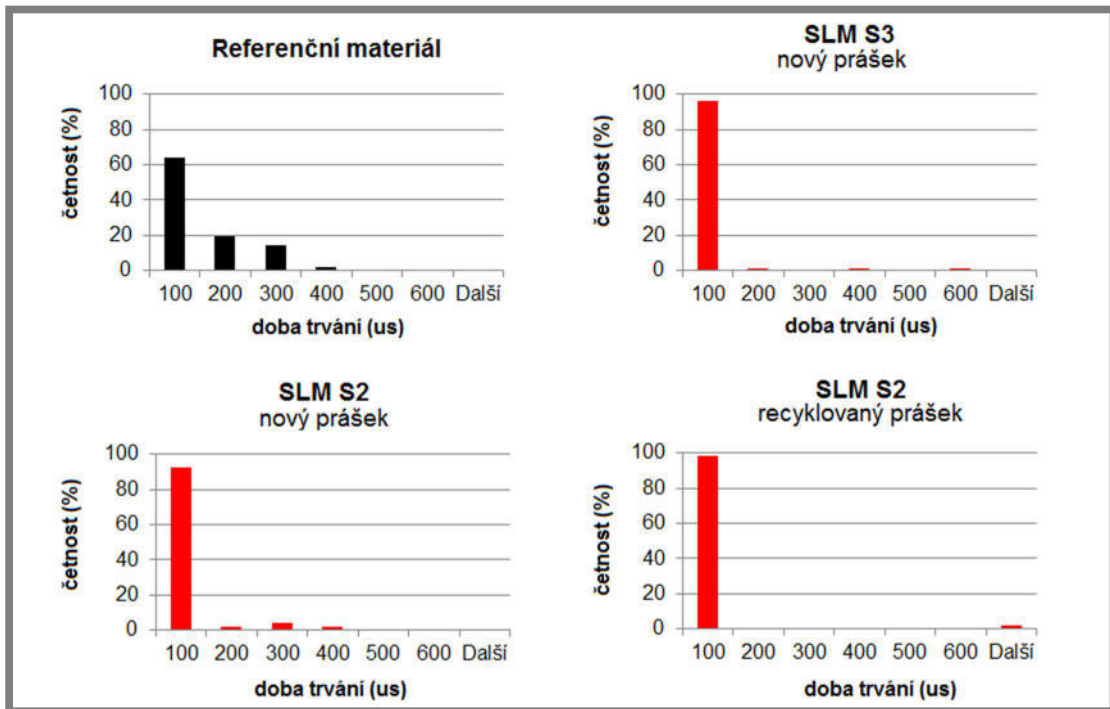
Obr. 5-17 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nukleace trhlin

Typické průběhy hitů pro jednotlivé sledované materiály zobrazuje obr. 5-17. U referenčního materiálu byly detekovány hity s nízkou amplitudou (do 500 mV) a dobou trvání do 300 μ s. Pro nehomogenní SLM materiál jsou typické vyšší amplitudy (800–1 500) mV a kratší doba trvání (do 100 μ s). V případě SLM materiálu série S3, který se homogennímu materiálu nejvíce blíží, byly v signálu zastoupeny oba popsané typy hitů.

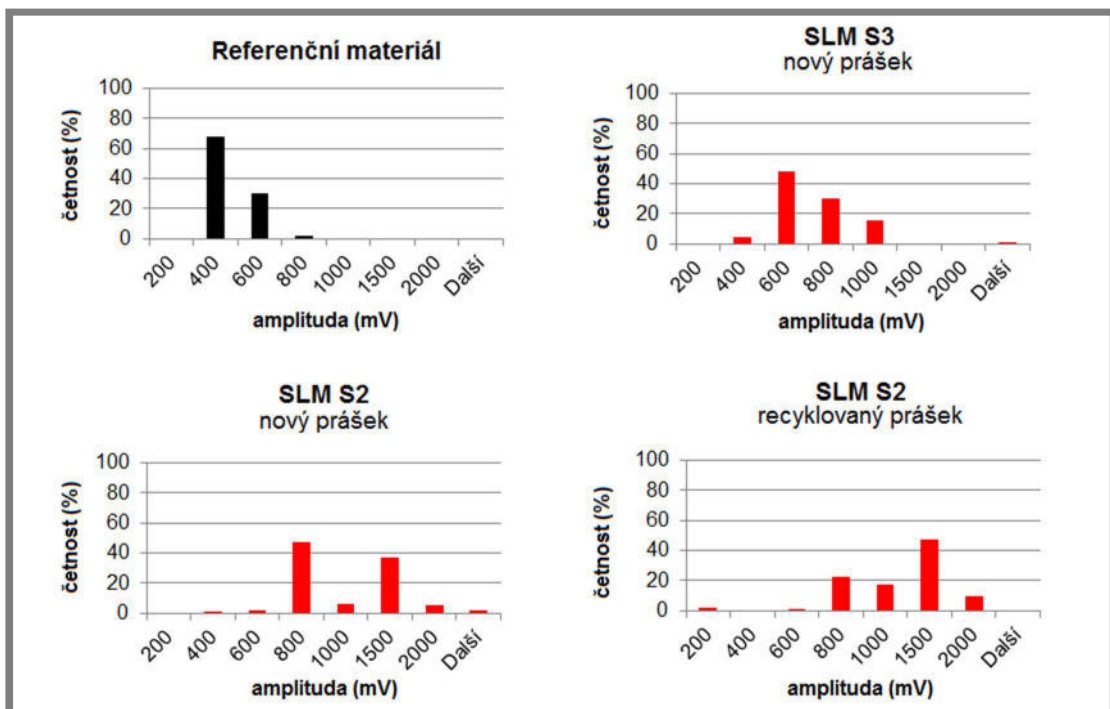
Na následujícím obrázku je amplituda dána do souvislosti s dobou trvání. Je zde opět patrný větší rozptyl sledovaných parametrů vzorků SLM materiálu.



Obr. 5-18 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu nukleace

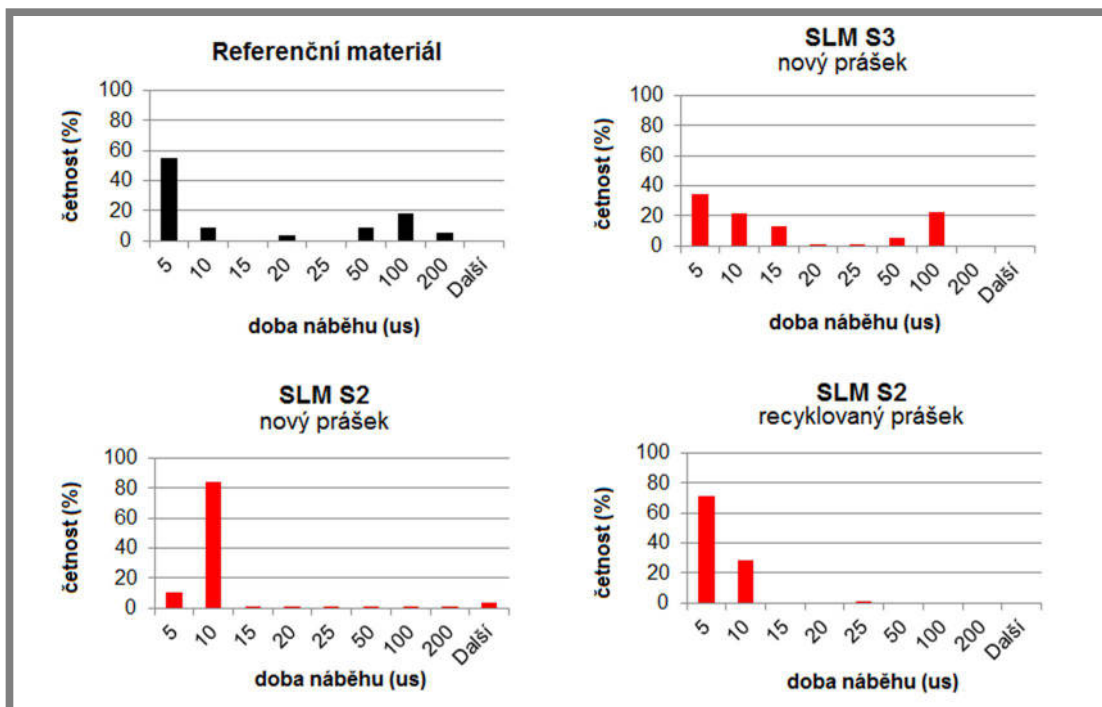


Obr. 5-19 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu nukleace



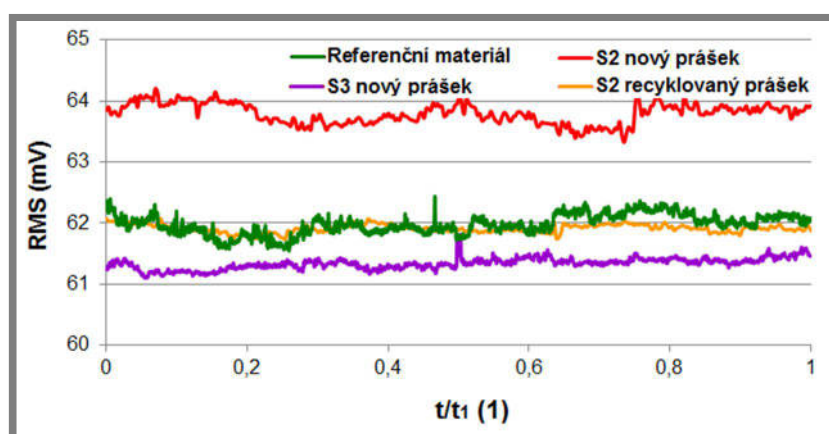
Obr. 5-20 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu nukleace

Hity SLM materiálu série S2 mají v tomto stádiu krátkou dobu náběhu nepřesahující ve většině případů 10 μ s. U referenční slitiny a SLM série S3 s menším množstvím necelistvostí se kromě hitů s krátkým náběhem vyskytuje také větší podíl hitů s dobou náběhu od (50 do 400) μ s.



Obr. 5-21 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu nukleace

RMS se ani v této etapě výrazně nemění, při vzniku mikrotrhlin nedochází k žádnému výraznému uvolňování energie, viz obr. 5-22.

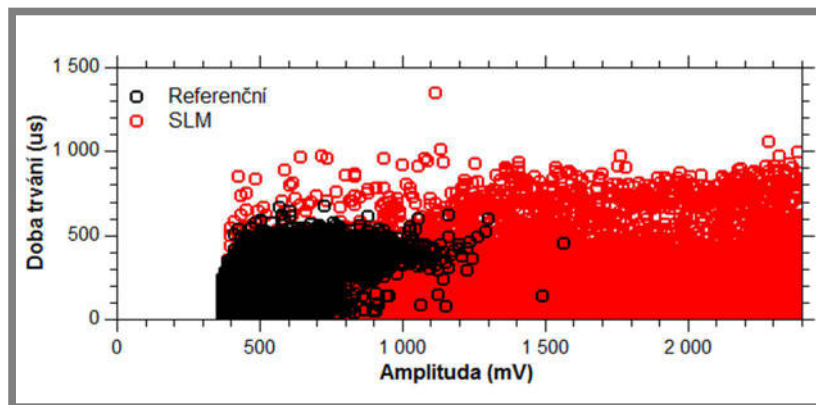


Obr. 5-22 Průběh RMS ve stádiu nukleace

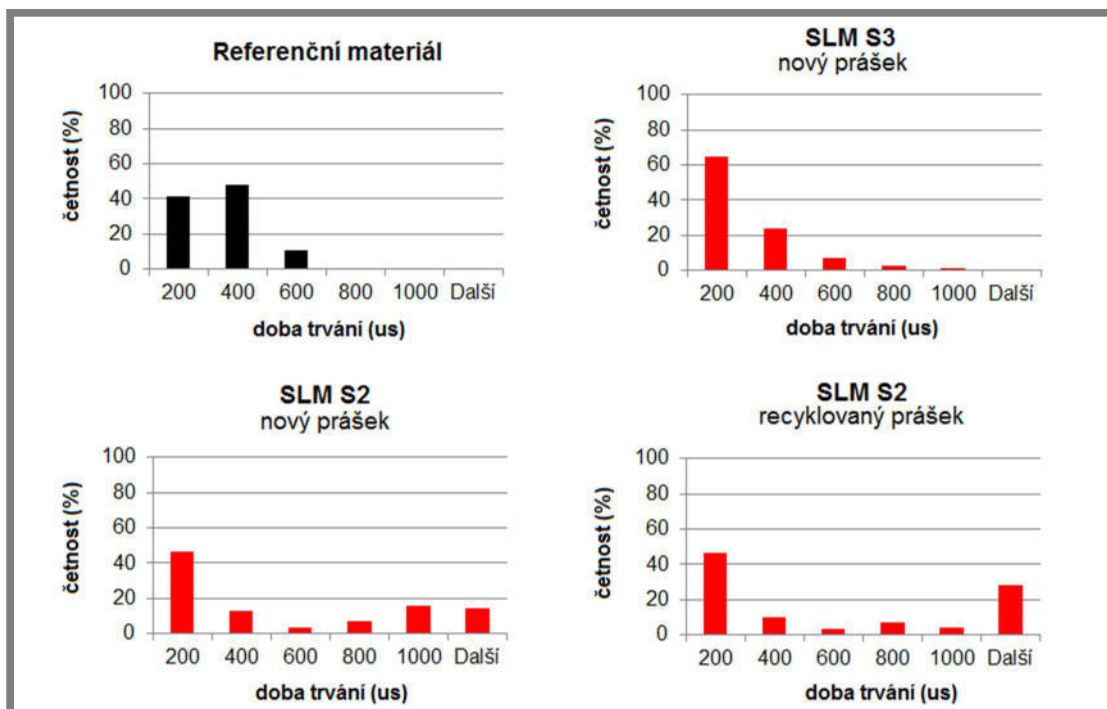
5.2.4 AE ve stádiu stabilního šíření trhliny

Šíření trhliny je v signálu AE nejvýrazněji pozorovatelné stádium. V této etapě dochází k prudkému nárůstu počtu událostí, vzrůstá počet aktivních hladin a dochází k pozvolnému, ale viditelnému poklesu rezonanční frekvence zatěžování.

Signál AE v tomto stádiu obsahuje velké množství hitů. U referenčního materiálu lze pozorovat, že se jejich amplituda pohybuje nejčastěji od (350 do 1 000) mV a netrvalí déle než 700 μ s. V případě SLM materiálu parametry hitů vyplňují rovnoměrně celou oblast amplitud (400–2 400) mV a dob trvání do 1 000 μ s, jak ukazuje obr. 5-23.

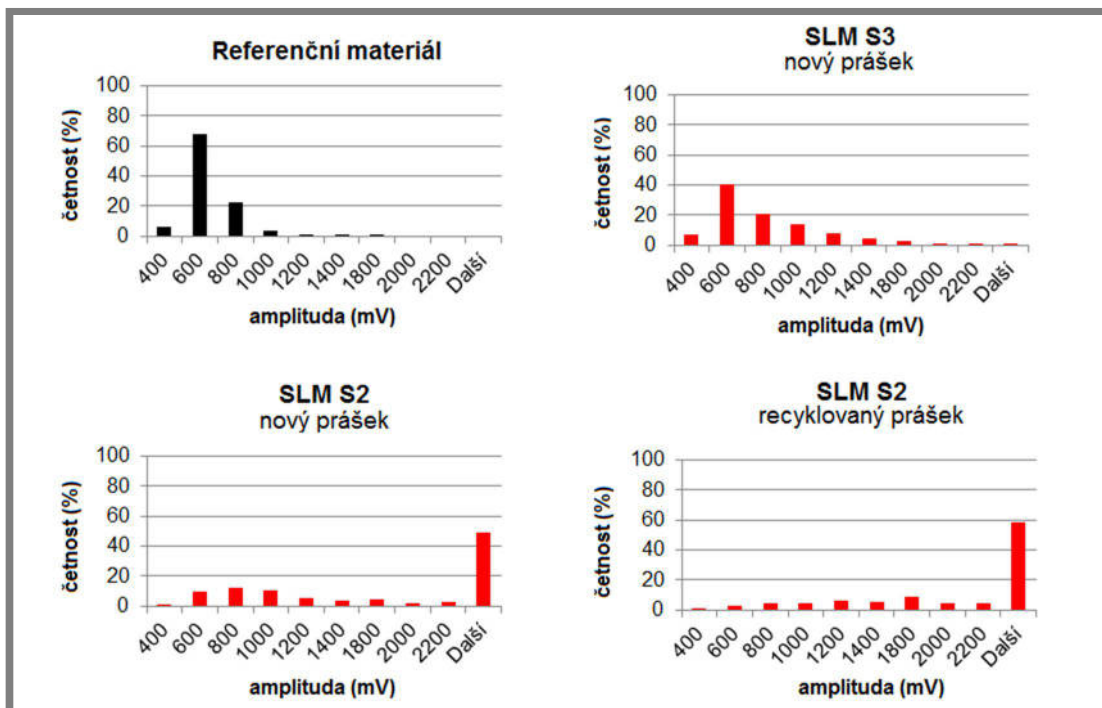


Obr. 5-23 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny

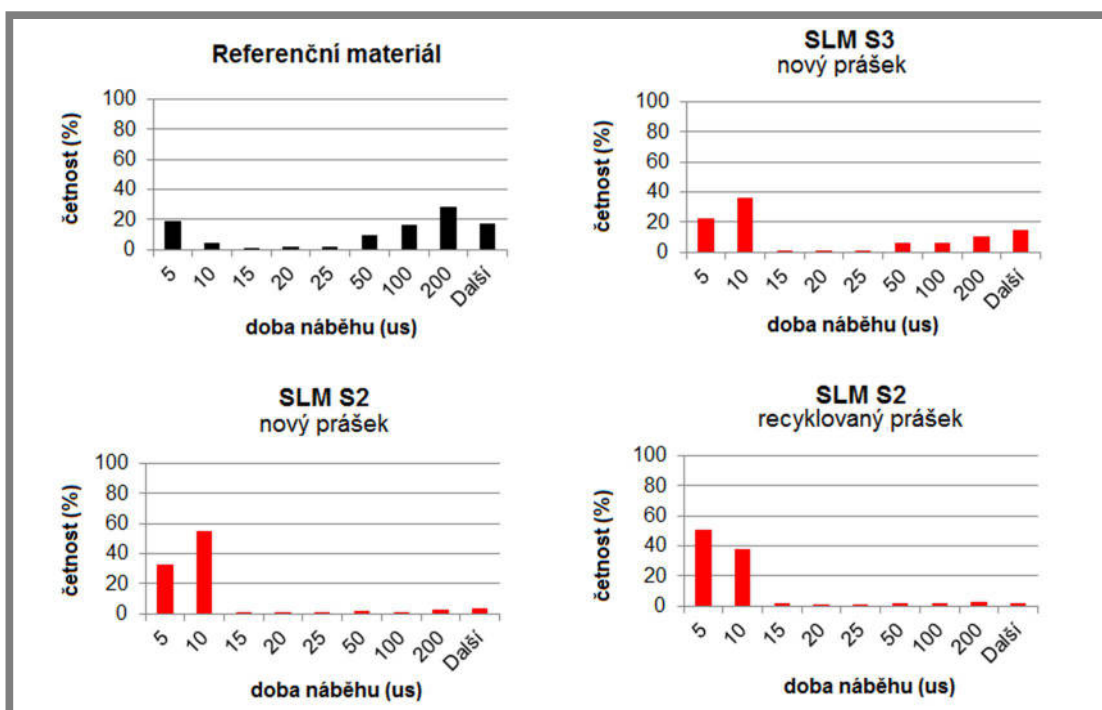


Obr. 5-24 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu stabilního šíření trhliny

Oblasti polohy vzorků referenčního materiálu a SLM materiálu ze série S3 se ze značné části překrývají. Jak je vidět z histogramů na předchozím obr. 5-24, u obou jsou nejvíce zastoupeny doby trvání do 400 μ s. Další podobnost lze najít mezi vzorky série S2, ať už jsou vyrobeny z nového nebo recyklovaného prášku, nejčastěji se u nich vyskytují buď krátké hity trvající do 200 μ s, nebo naopak delší než 1 000 μ s.



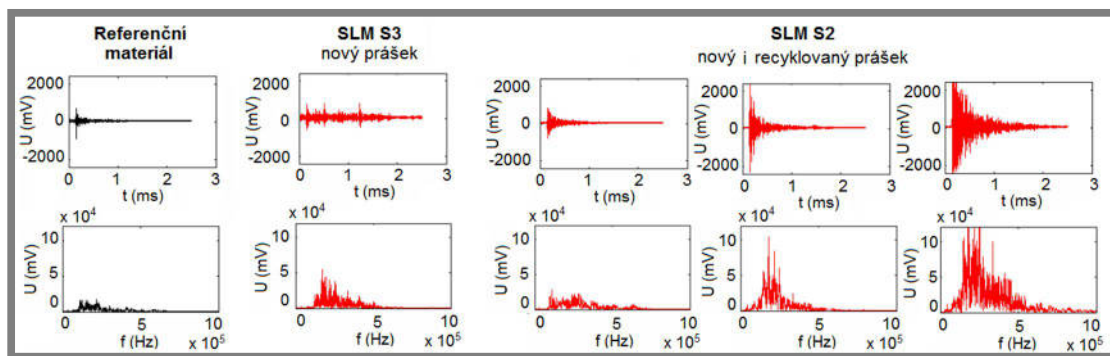
Obr. 5-25 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu stabilního šíření trhliny



Obr. 5-26 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu stabilního šíření trhliny

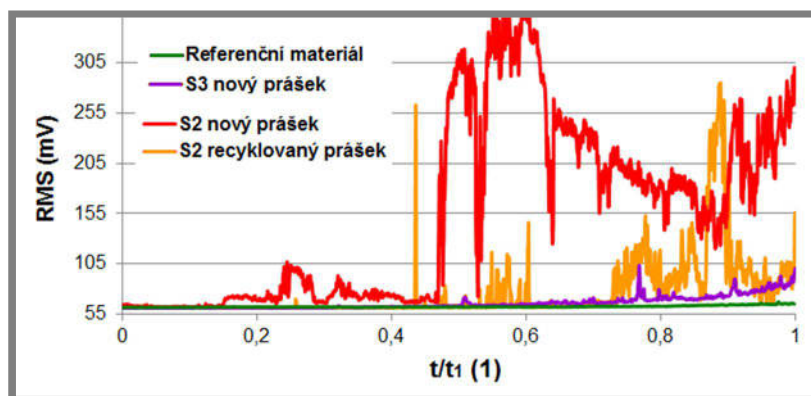
Obr. 5-25 a obr. 5-26 ukazují, že popsané podobnosti procentuálního zastoupení se netýkají pouze doby trvání, ale lze je pozorovat i u dalších sledovaných parametrů. SLM S3 se podobá referenčnímu materiálu také v rozložení amplitudy a doby náběhu. Amplituda se u nich nejčastěji pohybuje mezi (600–1 000) mV a doba náběhu je buď velmi krátká (do 10 μ s), nebo naopak 100 μ s a více. U série S2, ať už za použití nového nebo recyklovaného prášku, jednoznačně převažují vysoké amplitudy nad 2 200 mV a krátké doby náběhu do 10 μ s.

Typické zaznamenané průběhy hitů v časové i frekvenční rovině zobrazuje obr. 5-27. U referenčního materiálu se jedná o signál s výraznou amplitudou na počátku, hity SLM S3 mají podobné parametry, ale nejsou tak výrazně oddělené. U obou zmíněných vzorků se signál v průběhu stádia nijak výrazně nemění. Jiná situace nastává u SLM S2, kde v průběhu stabilního šíření trhliny dochází k postupnému nárůstu amplitudy, jak je znázorněno na obrázku. S narůstající amplitudou zároveň přibývá i množství zaznamenaných hitů.



Obr. 5-27 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu stabilního šíření trhliny

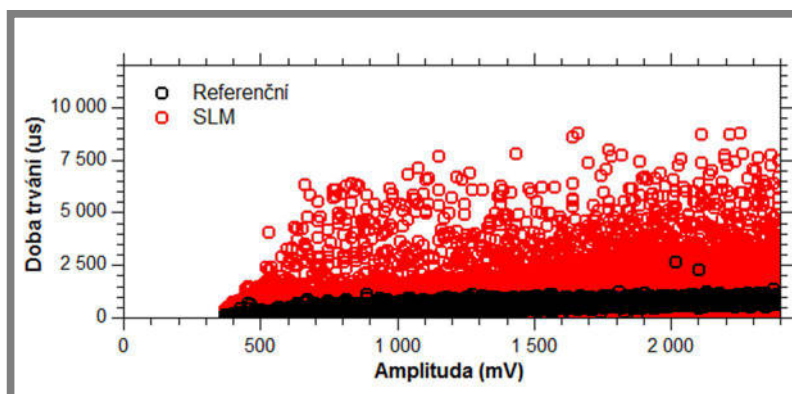
Vývoj RMS v tomto stádiu životnosti zobrazuje obr. 5-28. Křivky vzorků z referenční slitiny a SLM série S3 vykazují rostoucí trend, jde o nárůst pozvolný a plynulý. U SLM S2 dochází k výrazným výkmitům i na pětinasobek hodnoty oproti předchozímu stádiu. Je to známka uvolňování většího množství energie, které souvisí s výrazným porušováním materiálu.



Obr. 5-28 Průběh RMS ve stádiu stabilního šíření trhliny

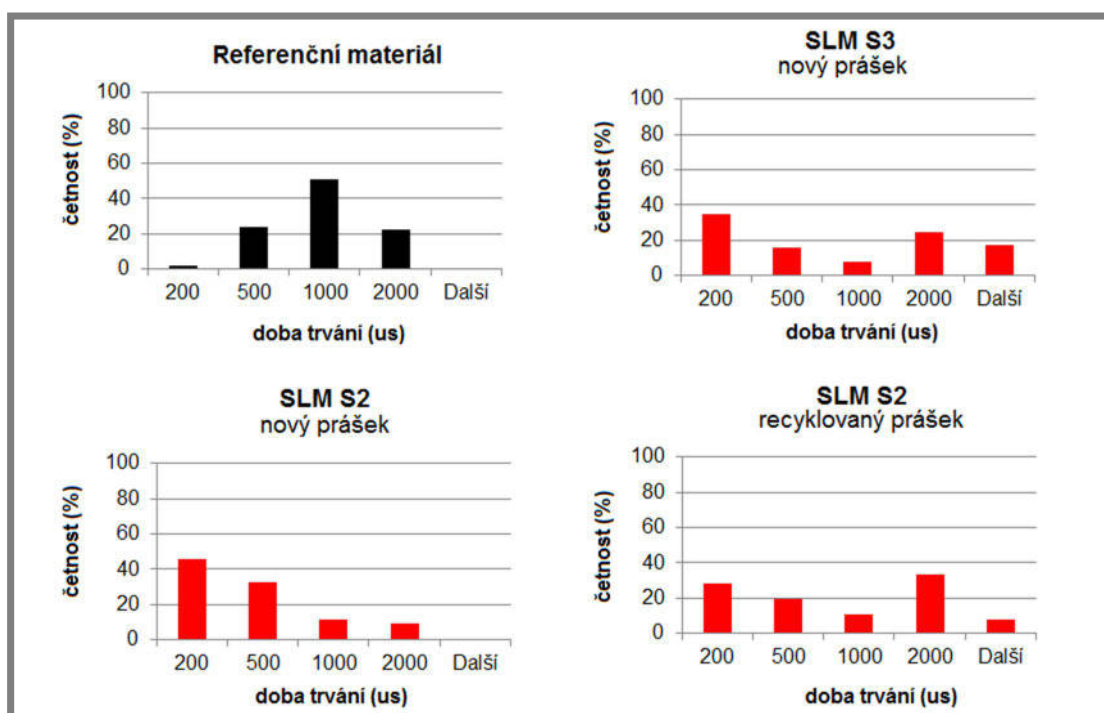
5.2.5 AE ve stádiu nestabilního šíření trhliny

Nestabilní šíření únavové trhliny představuje nejkratší etapu únavové životnosti jak v případě referenční slitiny, tak u SLM materiálu. K růstu trhliny stačí energie akumulovaná v tělese, není zapotřebí dalšího zatěžování. Stádium je stejně jako předchozí charakteristické výraznou akustickou aktivitou, pokračuje rostoucí trend počtu detekovaných událostí a aktivních hladin. Přejít k nestabilnímu šíření je doprovázen ztrátou tuhosti, která je pozorovatelná v podobě ostrého zlomu v záznamu rezonanční frekvence zatěžování.



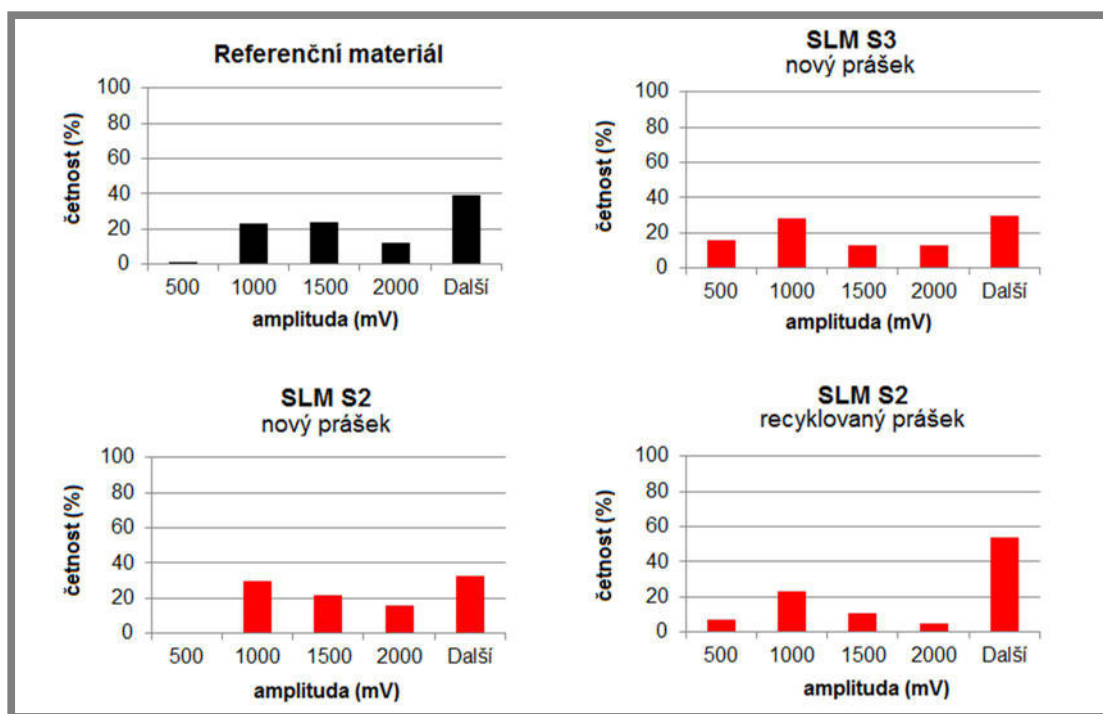
Obr. 5-29 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu nestabilního šíření trhliny

Toto stádium se vyznačuje oproti ostatním řádově déle trvajícimi hity. Doba trvání hitů referenčního materiálu se pohybuje od (500 do 2 000) μs , přičemž nejčastější je střední délka 1 000 μs . U SLM materiálu se doba trvání pohybuje v širším rozpětí (0–8 000) μs a nejvíce jsou zastoupeny kratší hity do 500 μs nebo naopak události trávající přes 2000 μs .

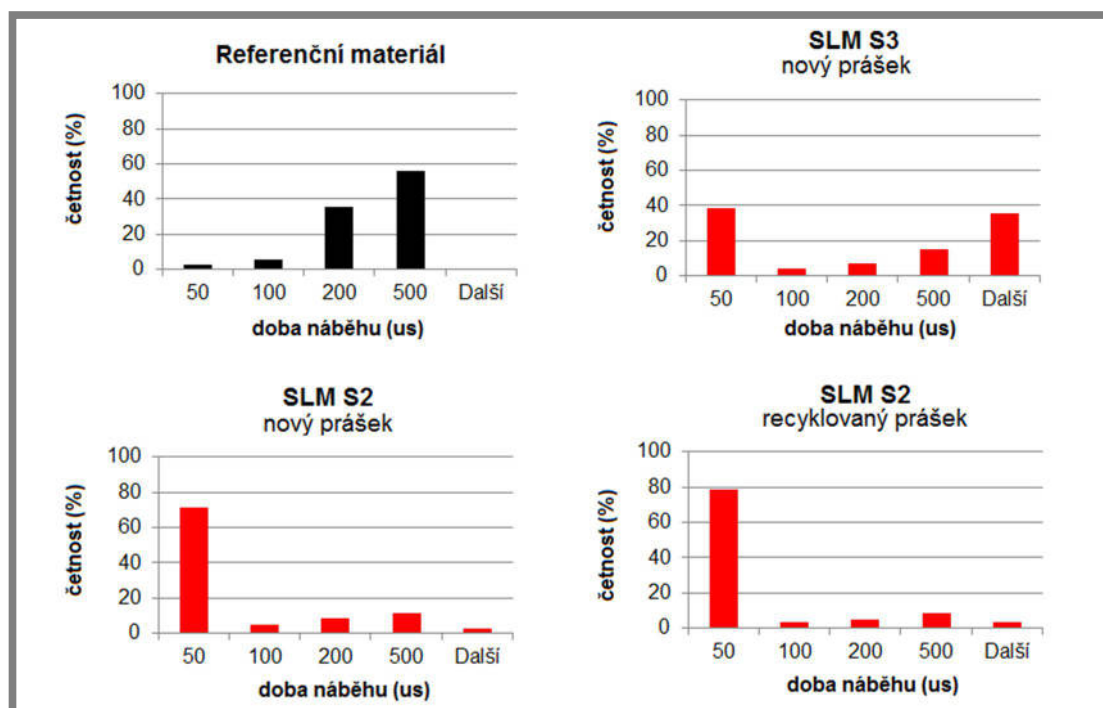


Obr. 5-30 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu nestabilního šíření trhliny

Jak u referenčního, tak u SLM materiálu mají zaznamenané hity amplitudu převážně od 1 000 mV výše, jak znázorňují obr. 5-29 a obr. 5-31. Procentuální zastoupení četností je u obou materiálů podobné. Naopak odlišnosti lze zaznamenat v době náběhu viz obr. 5-32. U referenčního materiálu je nejčastější delší doba náběhu (200–500) μs . Naproti tomu většina hitů SLM série S2 je charakteristická krátkou dobou náběhu (do 50 μs). V SLM sérii S3 jsou patrné doby náběhu obojího popsaného typu.

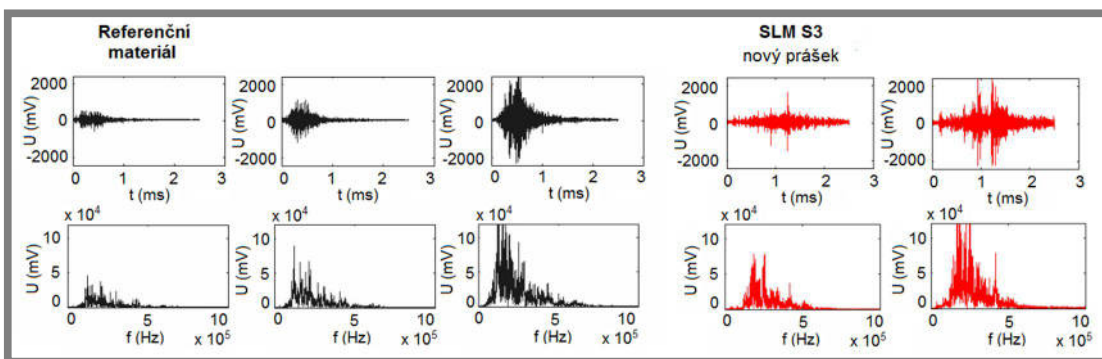


Obr. 5-31 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu nestabilního šíření trhliny

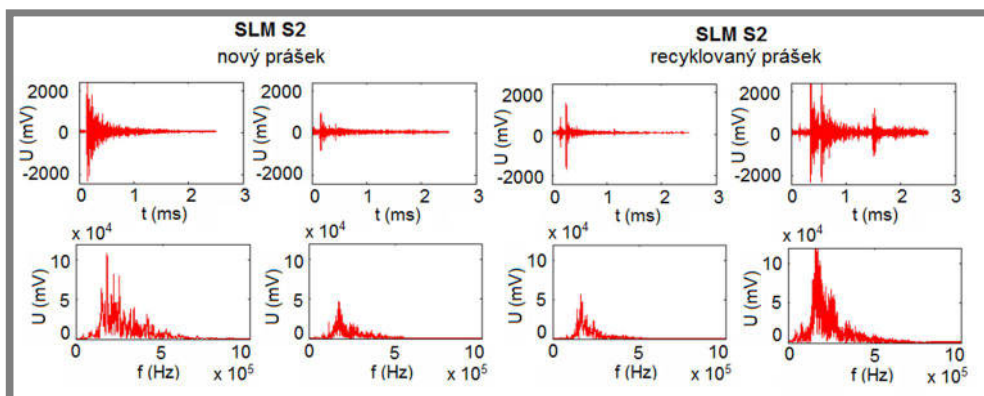


Obr. 5-32 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu nestabilního šíření trhliny

V této etapě je obtížné vybrat hlavně v případě SLM vzorků ze signálu charakteristické reprezentativní zástupce průběhu hitů. U referenčního materiálu je tvar hitů víceméně podobný po celou dobu nestabilního šíření trhliny, pouze se s časem zvyšuje amplituda, jak je vidět na následujícím obrázku. U SLM materiálu bylo detekováno velké množství hitů velmi se lišících svým průběhem. Ukázky některých, které se v signálech vyskytovaly nejčastěji, zobrazují obr. 5-33 a obr. 5-34.

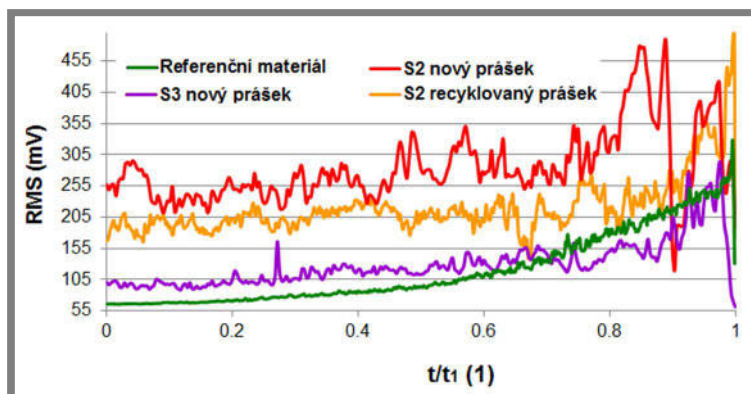


Obr. 5-33 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nestabilního šíření trhliny



Obr. 5-34 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nestabilního šíření trhliny

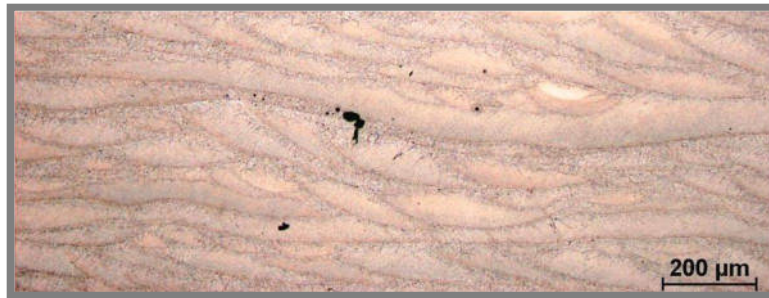
Na následujícím obrázku je znázorněn průběh RMS v posledním stádiu únavové životnosti. Odehrává se zde nejvýraznější nárůst RMS, který je pozorovatelný pro všechny sledované materiály.



Obr. 5-35 Průběh RMS ve stádiu nestabilního šíření trhlin

5.3 Metalografický a fraktografický rozbor

Ve spolupráci s Ústavem materiálových věd a inženýrství byly provedeny rozborů mikrostruktury a lomových ploch vzorků. Na následujícím obrázku je vidět charakter mikrostruktury SLM materiálu. Jedná se o výbrus z hlavy únavového vzorku. Jsou zde jasně patrné buňky vzniklé bodovým tavením materiálu při výrobě. Materiál obsahuje nečistosti různých tvarů. Viditelné jsou zejména oblé póry, nicméně materiál obsahuje i velké množství trhlin.



Obr. 5-36 Mikrostruktura SLM vzorku

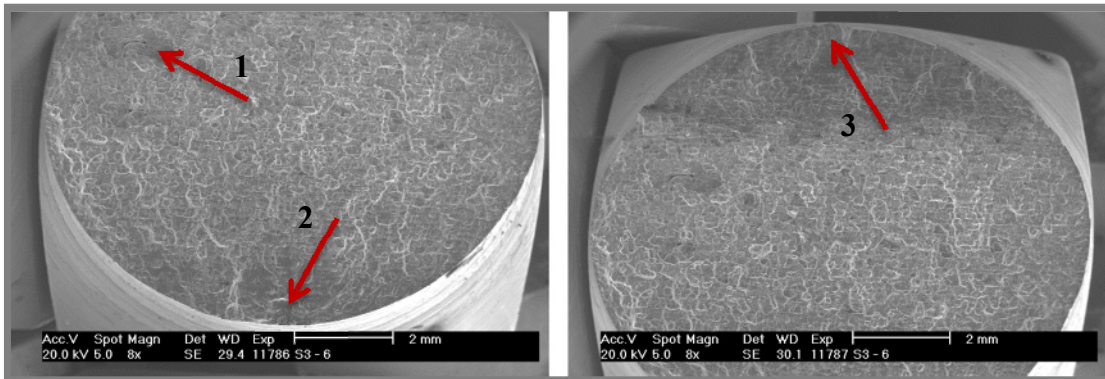
Trhliny nevznikly zatěžováním, ale jsou v materiálu přítomny z výroby. Z následujícího snímku pořízeného při větším zvětšení je patrné, že popraskané jsou zejména části v oblastech hranic jednotlivých buněk. Trhliny pronikají z hranic do buněk, ale zřejmě vzhledem k jejich homogenitě se zde zastavují.



Obr. 5-37 Mikrostruktura SLM vzorku

V případě SLM materiálu byl pozorován jiný charakter lomových ploch, než je u únavových lomů obvyklé a než vykazovala referenční slitina. Lomové plochy SLM vzorků jsou členité a na první pohled nejsou patrné striace typické pro šíření únavové trhliny v homogenním materiálu. Příklad vzhledu lomové plochy SLM materiálu ukazuje obr. 5-38. Bylo zjištěno, že v SLM materiálu často dochází k iniciaci více trhlin současně. Na následujících obrázcích je příklad vzorku, kde byl identifikován

vznik 3 trhlin, tato místa jsou označena šipkami. Místa iniciace jsou buď necelistvosti na povrchu, zvláště v místech s maximy ohybového napětí, nebo defekty uvnitř materiálu. Ne všechny vzniklé trhliny se však musí rozrůst přes celý průřez a způsobit lom, což je zde případ místa 1.



Obr. 5-38 Vzhled lomové plochy SLM vzorku

6 DISKUZE

6.1 Srovnání únavových vlastností referenčního a SLM materiálu

SLM materiál má v porovnání se slitinou stejného chemického složení vyrobenou klasickou technologií dle očekávání horší únavové vlastnosti.

Práce, které se tomuto tématu věnují, uvádí, že životnost SLM je při cyklickém zatěžování o (20–25) % horší než u referenčního materiálu [47]. U slitiny, která je předmětem diplomové práce, byly zjištěné rozdíly výrazně větší. Autoři odborných publikací však ve svých studiích řeší únavové vlastnosti materiálů, u kterých je optimální nastavení technologických parametrů pro výrobu pomocí SLM již známé. Jedná se např. o ocel 316L nebo slitinu AlSi10Mg, u nichž se podařilo přiblížit se v mechanických vlastnostech referenčním slitinám. Vhodné nastavení procesu pro EN AW-2618A je v současné době předmětem výzkumu, dá se očekávat další přibližování S-N křivky referenčnímu materiálu. Autoři [47] navíc neuvádí, pro jaké amplitudy ohybového napětí rozdíl v životnosti vyhodnocovali. Bylo zjištěno, že čím je amplituda ohybového napětí nižší, tím více se rozdíly prohlubují. Tento závěr byl potvrzen také měřením v rámci diplomové práce.

6.2 Rozdíly v mechanismech poškozování referenčního a SLM materiálu

Na základě rozboru signálů AE provedeného v předchozí kapitole a fraktografických pozorování lze konstatovat, že k degradaci materiálu cyklickým zatěžováním dochází odlišnými mechanismy v závislosti na množství necelistvostí v materiálu. Průběhy rozvoje poškození ve spojitosti s parametry signálů AE jsou popsány v následujících odstavcích.

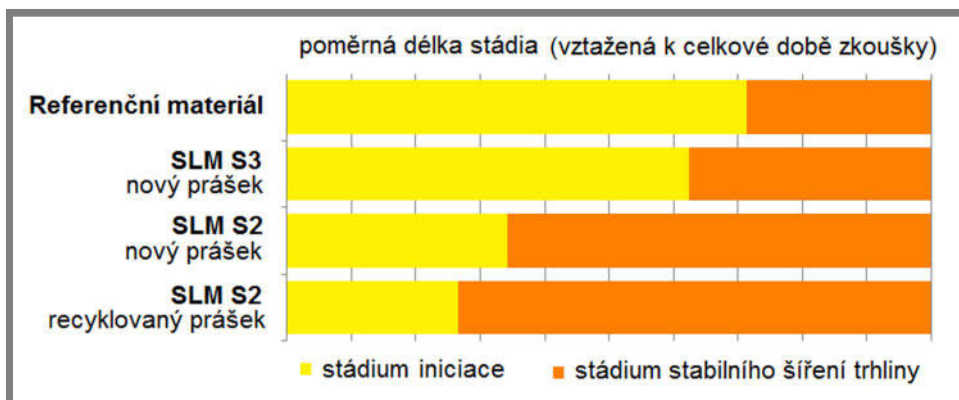
Rozdíl byl pozorován jak v délkách jednotlivých etap únavy, tak v dějích, které se v materiálu odehrávají.

V první etapě dochází u obou typů materiálů ke změnám mikrostruktury a je dodána energie, která nastartuje proces únavy. Budeme-li srovnávat vzorky zatěžované stejnou amplitudou, v případě referenční slitiny toto stádium trvá asi 13 minut, u SLM vzorku je to pouze 1,3 minuty. Ve vztahu k celkové době zkoušky jde však o podobnou poměrnou část.

Největší rozdíly v délkách etap jsou mezi referenčním a SLM materiálem ve druhém a třetím stádiu. Druhé stádium je obvykle označováno jako nukleace trhlin, což ovšem na základě metalografického rozboru není u SLM materiálu zcela korektní. V SLM tělesech jsou trhliny délky řádově v jednotkách až desítkách mikrometrů přítomny již z výroby. V této etapě nedochází tedy k jejich vzniku jako takovému, ale vlivem energie akumulované v materiálu se aktivují a začnou jejich vzájemné interakce. Mikrotrhliny se propojují a stádium končí iniciací magistrální trhliny. Čím materiál obsahuje více necelistvostí, tím je toto stádium kratší. U homogenního referenčního materiálu trvala iniciace trhlin 31 minut, u SLM vzorku ze série S2 při stejné amplitudě zatěžování to byla necelá minuta a u SLM S3 s nejlepšími dosaženými vlastnostmi 17 minut.

Čím je relativní hustota SLM vzorku vyšší, tím je stádium iniciace delší na úkor etapy stabilního šíření trhliny. Situace je schematicky zobrazena na obr. 6-1.

Stádium nestabilního šíření trhliny zabírá u všech druhů materiálů přibližně stejný podíl životnosti.

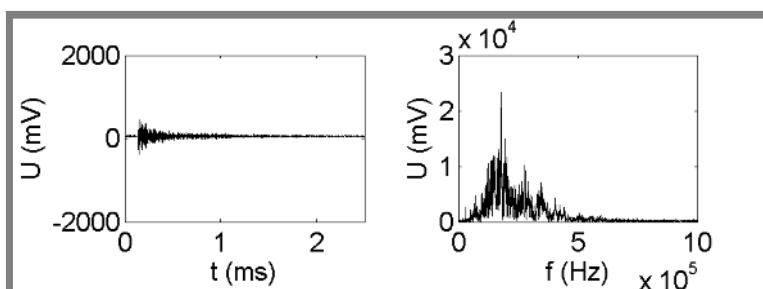


Obr. 6-1 Poměrné délky 2. a 3. Etapy únavy jednotlivých materiálů

6.2.1 Iniciace trhlin

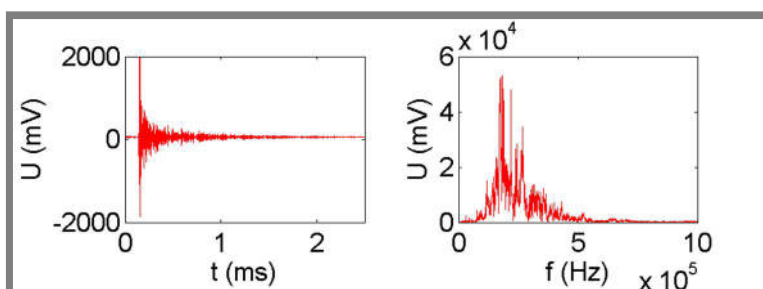
6.2.1

U referenčního materiálu dochází vždy k nukleaci trhlin na povrchu zkušební tělesa, typickými místy jsou skluzová pásma, hranice zrn nebo rozhraní mezi inkluzemi a vlastním materiálem. S tímto mechanismem lze spojit hity AE s nízkou amplitudou (do 500 mV) a dobou trvání (do 300 μ s), jejichž typický průběh je vidět na obr. 6-2. Velmi podobný průběh hitů v etapě nukleace trhlin zaznamenali a přiřadili vzniku trhlin v homogenním hliníkovém materiálu také autoři [81] a [82].



Obr. 6-2 Průběh hitů ve stádiu nukleace v referenčním materiálu

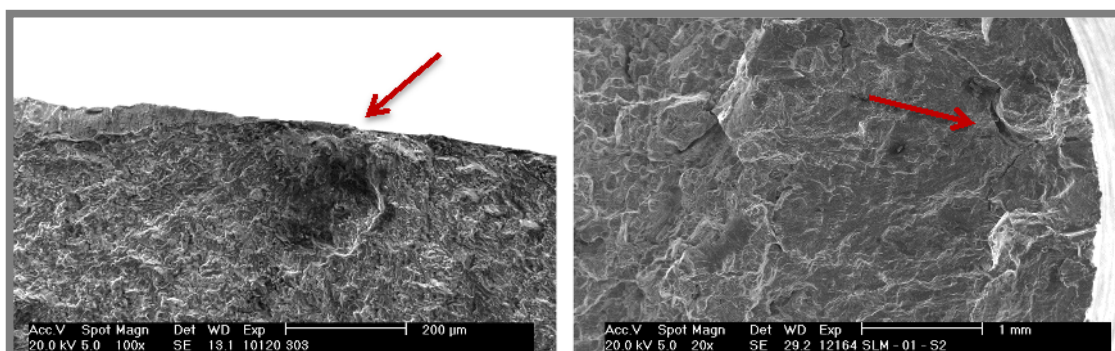
U SLM vzorků s větším množstvím defektů byla nejčastěji pozorována iniciace trhlin propojením necelistvostí nacházejících se pod povrchem. Tento mechanismus byl dominantní u SLM série S2 a projevoval se hity s vyšší amplitudou (600–1 000) mV a krátkou dobou trvání do 100 μ s. Hity tohoto typu zobrazuje obr. 6-3.



Obr. 6-3 Průběh hitů ve stádiu nukleace v SLM materiálu

Kromě procentuálního podílu porozity má na únavové vlastnosti zásadní vliv rozmístění a charakter defektů. Póry oblého tvaru nacházející se v blízkosti osy vzorku, nemusí hrát z hlediska únavy významnou roli, a to i v případě, že jsou poměrně rozsáhlé. Zvláště nebezpečné jsou necelistvosti v podpovrchových oblastech, tedy v místech s relativně vysokým ohybovým napětím. Zde dále rozhoduje tvar. Dutiny typu metalurgických pórů nezpůsobují tak významnou koncentraci napětí jako nehomogenity blížící se svým tvarem trhlinám, které jsou z tohoto hlediska nebezpečnější, i když je jejich velikost mnohdy několikanásobně menší.

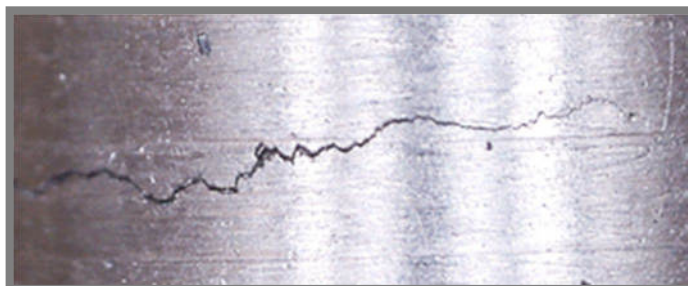
Rovněž u SLM materiálu dochází ke koncentraci cyklické plastické deformace na povrchu. To bylo pozorováno zejména u SLM S3 s poměrně vysokou relativní hustotou a menším množstvím necelistvostí. Zároveň však v rozvoji poškození hraje roli rozmístění podpovrchových defektů. Při větším množství nehomogenit nacházejících se blízko sebe dochází k iniciaci magistrální trhliny propojením těchto necelistvostí. Z rozboru lomových ploch vyplynulo, že pokud je defektů méně a nejsou rozmístěny pro šíření trhliny výhodně, soupeří tyto mechanismy mezi sebou a trhlina může vzniknout jak z nehomogenity pod povrchem, tak ze skluzových pásem na povrchu. Signál AE obsahoval v tomto případě hity obou popsanych typů. Detaily lomových ploch s místem iniciace na povrchu a z defektu pod povrchem zobrazuje následující obrázek.



Obr. 6-4 Iniciace trhliny na povrchu vzorku (vlevo) a v podpovrchové vrstvě (vpravo)

6.2.2 Šíření trhliny

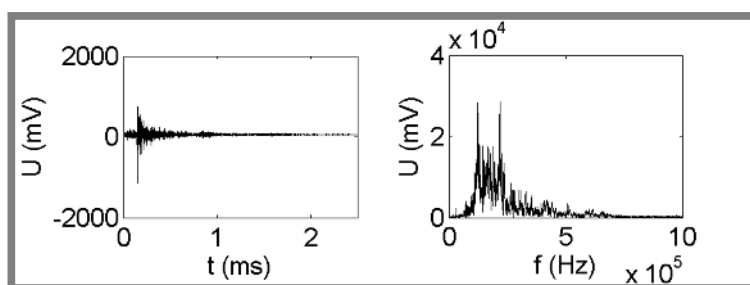
Poměrná délka stabilního šíření trhliny je vzhledem k ostatním stádiím u referenční slitiny kratší než u SLM materiálu. Magistrální trhlina vzniká propojováním nukleovaných mikrotrhlin, často dochází k lomu tvrdých vměstků, nebo v případě SLM k propojování dutin porézního materiálu, což jsou všechno výrazné zdroje AE. Vzniklá magistrální trhlina se stáčí do nekystalografického směru šíření a roste tedy ve směru kolmém na osu vzorku. U referenčního materiálu se trhlina šíří přímo napříč vzorkem a nevybočuje ze svého směru. Naproti tomu u SLM vzorků trhlina k šíření využívá místa oslabená defekty, které v sobě materiál vlivem výroby obsahuje. Mohou také vznikat větvení a lomová plocha není rovinná. Charakter růstu trhliny v SLM materiálu ukazuje následující obrázek.



Obr. 6-5 Šíření trhliny v SLM materiálu S3

Řada autorů, např. [42, 59, 60] popisuje s počátkem šíření únavové trhliny zvýšení akustické aktivity. Stejně chování bylo zaznamenáno u obou druhů materiálů v rámci diplomové práce. Došlo k prudkému nárůstu počtu událostí, časové četnosti překmitů, aktivními se stává větší počet hladin, dochází k nárůstu RMS.

Signál AE referenčního materiálu byl charakteristický hity, jejichž amplituda se pohybuje nejčastěji od (350 do 1 000) mV a doba trvání do 400 μ s.

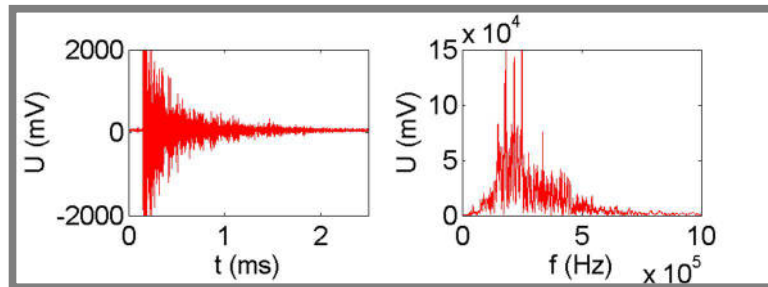


Obr. 6-6 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v referenčním materiálu

Průběh signálu a jeho vyhodnocované parametry spolu s poznatky z publikovaných prací [62, 63, 83, 84] ukazují, že zdrojem tohoto signálu by mohla být plastická deformace na čele a růst únavové trhliny. Plastická deformace je sice četný, ale v porovnání s křehkým lomem, delaminací vměstků od základního materiálu nebo praskáním spojů mezi dutinami méně výrazný zdroj AE [62]. Vyznačuje se nižší amplitudou a menší uvolněnou energií. Tomu odpovídá i pozvolnější nárůst RMS v případě referenčního materiálu a SLM série S3, kde je tento mechanismus porušování dominantní.

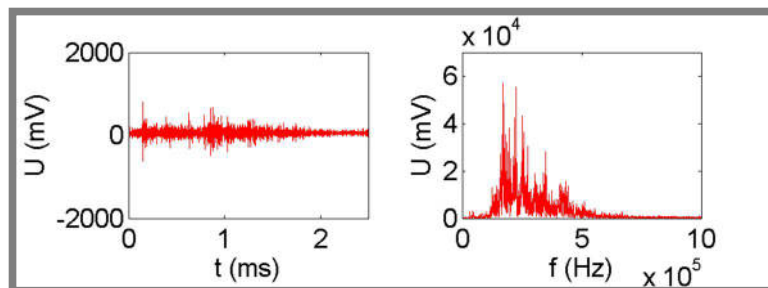
U SLM materiálu parametry hitů vyplňují rovnoměrně celou oblast amplitud (400–2 400) mV a dob trvání do 1 000 μ s. Je možné identifikovat několik zdrojů signálu AE. Vyskytuje se zde část hitů obdobných jako u referenčního materiálu, jehož původcem je plastická deformace na čele trhliny viz předchozí obr. 6-6. Pro SLM materiály série S2 je typické velké množství hitů s vysokou amplitudou a průběhem znázorněným na obr. 6-7. Tyto hity souvisí soudě podle tvaru a parametrů pravděpodobně s praskáním materiálu mezi necelistvostmi, jak bylo popsáno v [62] nebo s oddělováním různých fází (vměstky, útvary vzniklé při spékání) [85]. Jedná se o křehký mechanismus lomu. Při tomto typu poškození

dochází k mnohem výraznějšímu uvolňování energie, což odráží také výkyvy v průběhu RMS.



Obr. 6-7 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v SLM materiálu

Dále jsou zde hity typu, který znázorňuje obr. 6-8. Praskavý signál s několika výraznějšími vrcholy byl pozorován ve stádiu šíření trhliny také v práci [84]. Pravděpodobně se jedná o další akustické zdroje jako je uzavírání trhliny při zatěžování a tření vzniklých nerovných povrchů o sebe.

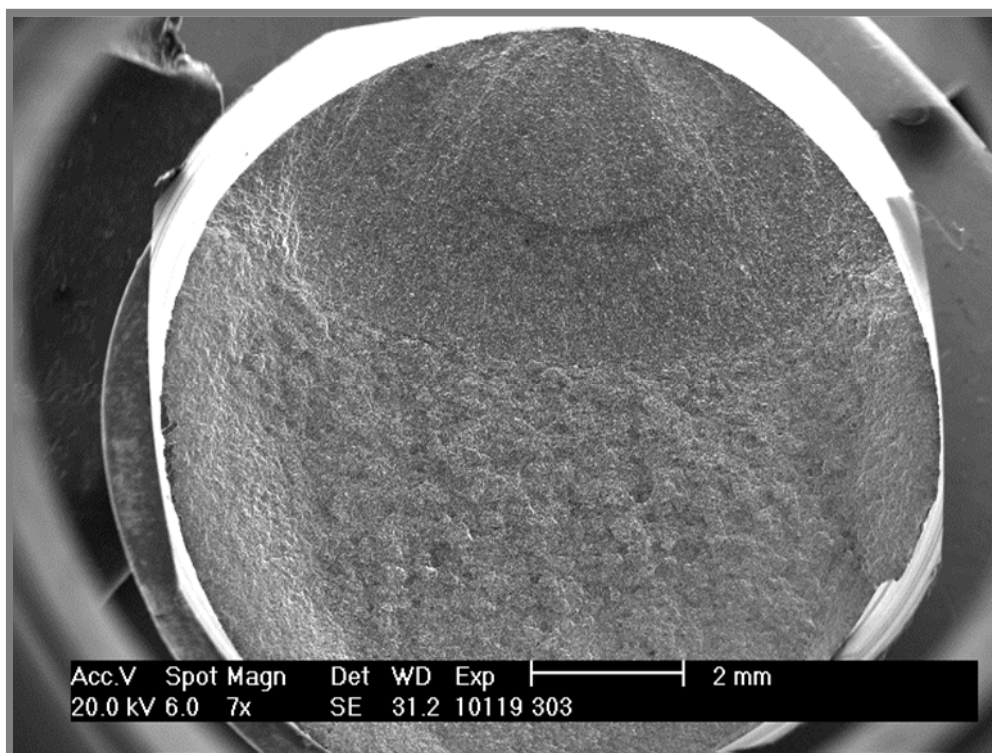


Obr. 6-8 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v SLM materiálu

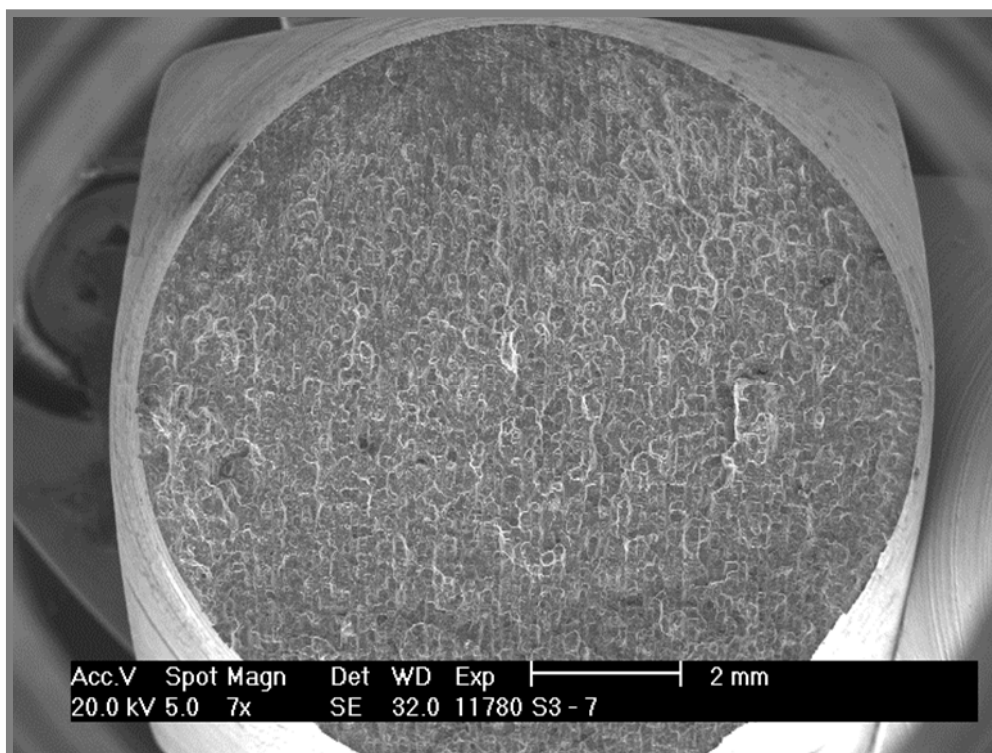
Na následujících obrázcích jsou lomové plochy jednotlivých zkoumaných materiálů, na kterých je do jisté míry patrné, jak došlo k šíření trhliny přes průřez vzorku. Obr. 6-9 zobrazuje lomovou plochu vzorku z referenčního materiálu. Jedná se o typický únavový lom, u kterého je jasně viditelné místo iniciace, oblast šíření přes průřez (horní část, přibližně třetina plochy) a dolomení vzorku.

Na obr. 6-10 je vidět lomová plocha relativně homogenního SLM materiálu ze série S3. Došlo zde také k iniciaci trhliny na povrchu, nicméně typický vzhled napovídající o šíření únavové trhliny je patrný pouze na menší části lomové plochy. Většina povrchu je členitá, je patrné množství necelistvostí a další šíření trhliny probíhá přes oslabená místa těmito defekty, jak bylo ukázáno na obr. 6-5.

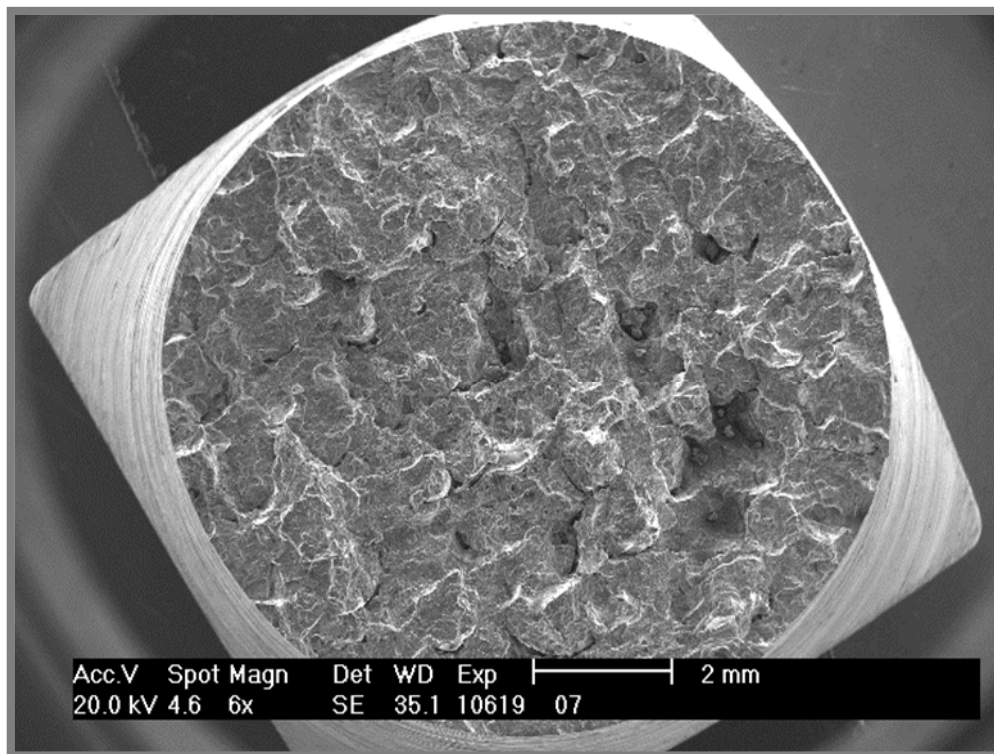
Obr. 6-11 ukazuje lomovou plochu SLM materiálu série S2. Typický vzhled únavového lomu vzniklý šířením cyklické plastické deformace zde není vůbec pozorovatelný. Vlivem zatěžování dochází k propojování relativně velkých defektů, převažuje křehký mechanismus lomu.



Obr. 6-9 Lomová plocha vzorku z referenčního materiálu



Obr. 6-10 Lomová plocha vzorku z SLM materiálu série S3



Obr. 6-11 Lomová plocha vzorku z SLM materiálu série S2

7 ZÁVĚR

Diplomová práce se zabývala únavovými vlastnostmi hliníkové slitiny EN AW-2618A vyrobené technologií SLM. Chování při cyklickém zatěžování bylo srovnáváno s materiálem o stejném chemickém složení vyrobeným klasicky. Hlavním nástrojem použitým pro popis únavového života byla defektoskopická metoda akustická emise. Práce vznikla jako součást řešení probíhajícího projektu GAČR, v rámci něhož jsou hledány optimální procesní podmínky pro zpracování materiálu EN AW-2618A pomocí SLM.

Práce obsahuje teoretický úvod do problematiky SLM a popis vlivu způsobu výroby na mechanické vlastnosti. Dále jsou zde shrnuty základní pojmy z oblasti hodnocení únavy a poznatky o únavových vlastnostech SLM i hliníkových materiálů. Teoretická rešerše se rovněž věnuje použití AE při zkoušení únavy. Popsána je měřicí aparatura, metodika zkoušek a způsob vyhodnocování. V další části jsou prezentovány výsledky a diskutovány z nich vyvozené závěry.

Cílem bylo získat části S-N křivky referenční slitiny i SLM materiálu v závislosti na podmínkách výroby, analyzovat signály AE zaznamenané při zkouškách a stanovit rozdíly v mechanismech porušování.

Získané výsledky potvrdily očekávání, že únavové vlastnosti materiálu zpracovaného technologií SLM jsou horší, než u stejné slitiny vyrobené tradiční technologií. Hledání optimálních parametrů pro SLM je však stále předmětem výzkumu a dá se očekávat přibližování mechanických i únavových vlastností referenčnímu materiálu. Dosažená relativní hustota ovlivňuje průběh životnosti při cyklickém namáhání a také mechanismy, kterými dochází k porušování. Čím je relativní hustota SLM vzorku vyšší, tím je stádium nukleace delší a etapa stabilního šíření trhliny naopak kratší. Rozborem parametrů detekovaných hitů AE bylo zjištěno, že k nukleaci trhlin u SLM materiálu s větším množstvím porozity dochází propojením necelistvostí v podpovrchových oblastech. U referenčního materiálu iniciace nastává na povrchu vlivem kumulace cyklické plastické deformace. V případě SLM s menším množstvím defektů byly zaznamenány oba děje, a který z nich se k iniciaci uplatnil, záleželo na rozložení a typu porozity. Materiály mají výrazně odlišný charakter lomu. Šíření trhliny u referenční slitiny bylo doprovázeno plastickou deformací na čele trhliny, která byla částečně pozorovatelná i u SLM materiálu s malou porozitou. U nehomogenního SLM šíření probíhalo křehkým lom materiálu mezi necelistvostmi.

Cíle práce byly splněny. Ukázalo se, že signál AE získaný při zkouškách únavy SLM materiálu se značně liší od signálu z referenčních vzorků, což otvírá širší možnosti studia této problematiky. Výzkum by bylo do budoucna vhodné doplnit analýzou signálu AE ve frekvenční oblasti. Další neprobádanou oblastí je vliv směru stavby a tepelného zpracování na únavové vlastnosti a mechanismy poškozování. Zjištěná fakta by bylo třeba ověřit realizací většího množství měření, protože na řádově jednotkách vzorků není možné vyslovit jednoznačně platné obecné závěry.

8 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] 3D tisk – aplikace [online]. 2013 [cit. 2015-05-12]. Dostupné z: <<http://www.14220.cz/technologie/3d-tisk-aplikace/>>.
- [2] 3D printing in automotive industry [online]. [cit. 2015-05-12]. Dostupné z: <<https://2.bp.blogspot.com/-7XjCv9aWNOU/VGTmdP4E2ZI/AAAAAAAAAERE/qE5SBPJnYOY/s1600>>.
- [3] 3D printers [online]. [cit. 2014-05-12]. Dostupné z: <<http://www.stratasys.com/3d-printers>>.
- [4] 3D printing [online]. [cit. 2015-05-12]. Dostupné z: <<http://3dprinting.com/wp-content/uploads/2012/03/reitveld2.png>>.
- [5] History of 3D Printing. *3D printing industry* [online]. 2014 [cit. 2015-10-12]. Dostupné z: <<http://3dprintingindustry.com/3d-printing-basics-free-beginners-guide/history/>>.
- [6] SLM Solutions GmbH. *SLM MATERIALS: Discover the variety* [online]. 2015, 12 s. [cit. 2015-11-08]. Dostupné z: <https://www.mosttech.at/content/staticGallery//staticGallery_001548ad2396429c/ori/141120_SLM-Material_engl.pdf>.
- [7] 3D tisk - metody. *14220* [online]. 2013 [cit. 2015-05-12]. Dostupné z: <<http://www.14220.cz/technologie/3d-tisk-metody/>>.
- [8] TRUBAČOVÁ, P. *Moderní metody výroby implantátů technologiemi Rapid prototyping*: Bakalářská práce. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 51 s., vedoucí práce prof. Ing. Miroslav Piška, CSc.
- [9] How to Prepare STL Files. *Stratasys* [online]. 2015 [cit. 2015-08-13]. Dostupné z: <<https://www.stratasysdirect.com/resources/how-to-prepare-stl-files/>>.
- [10] CALIGNANO, F. Design optimization of supports for overhanging structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting. *Materials*, 2014, vol. 64, p. 203–213. DOI: 10.1016/j.matdes.2014.07.043. ISSN 02613069.
- [11] LÖBER, L., et al. Selective laser melting of a beta-solidifying Ti-Ni-B1 titanium aluminide alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 9, p. 1852–1860. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.04.002. ISSN 09240136.
- [12] VRÁNA, R. *Návrh porézních struktur pro aditivní výrobu technologií selective laser melting*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2014. 96 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Daniel Koutný, Ph.D.
- [13] KRUTH, J.-P., et al. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2005, vol. 11, no. 1, p. 93–134. DOI: 10.1016/b978-0-08-096532-1.01003-7.
- [14] ABOULKHAIR, N. T., et al. Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2014, vol. 1–4, no. 10, p. 77–86. DOI: 10.1016/j.addma.2014.08.001.
- [15] CASALINO, G., et al. Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel. *Optics*, 2015, vol. 65, no. 1, p. 151–158. DOI: 10.1016/j.optlastec.2014.07.021. ISSN 00303992.
- [16] SONG, B., et al. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting. *Optics*, 2014, vol. 56, no. 3, p. 451–460. DOI: 10.1016/j.optlastec.2013.09.017. ISSN 00303992.

- [17] KEMPEN, K., et al. Process optimization and microstructural analysis for selective laser melting of AlSi10Mg. In: *Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011, p. 484–495.
- [18] LI, R. D., et al. Effects of Thermal History and Isostatic Pressing on the Microstructure Evolution of Metallic Components Manufactured by Selective Laser Melting (SLM). *Lasers in Engineering*, 2013, vol. 25, no. 11, p. 23–38.
- [19] TOLOSA, I., et al. Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010, vol. 51, no. 5-8, p. 639–647. DOI: 10.1007/s00170-010-2631-5.
- [20] KEMPEN, K., et al. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Physics Procedia*, 2012, vol. 39, p 439–446. DOI: 10.1016/j.phpro.2012.10.059. ISSN 18753892.
- [21] RAFI, H. K., STARR T. L., STUCKER, B. E. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti–6Al–4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2013, vol. 69, no. 5-8, p. 1299-1309. DOI: 10.1007/s00170-013-5106-7. ISSN 0268-3768.
- [22] THIJS, L., et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*, 2013, vol. 61, no. 5, p. 1809–1819. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.11.052. ISSN 13596454.
- [23] MERCELIS, P., KRUTH, J.-P. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*. 2006, vol. 12, no. 5, p. 254–265. DOI: 10.1108/13552540610707013. ISSN 1355-2546.
- [24] SONG, B., et al. Vacuum heat treatment of iron parts produced by selective laser melting: Microstructure, residual stress and tensile behavior. *Materials*, 2014, vol. 54, no. 2, p. 727–733. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.08.085. ISSN 02613069.
- [25] PRASHANTH, K.G., et al. Microstructure and mechanical properties of Al–12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 590, no. 1, p. 153–160. DOI: 10.1016/j.msea.2013.10.023. ISSN 09215093.
- [26] ETTER, T., et al. Reduction in mechanical anisotropy through high temperature heat treatment of Hastelloy X processed by Selective Laser Melting (SLM). *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 82, no. 1, p. 1–5. DOI: 10.1088/1757-899X/82/1/012097. ISSN 1757-899x.
- [27] SERCOMBE, T., et al. Heat treatment of Ti-6Al-7Nb components produced by selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2008, vol. 14, no. 5, p. 300–304. DOI: 10.1108/13552540810907974. ISSN 1355-2546.
- [28] CHLEBUS, E., et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 639, no. 4, p. 647–655. DOI: 10.1016/j.msea.2015.05.035. ISSN 09215093.
- [29] MA, M., et al. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, vol. 215, no. 1, p. 142–150. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2014.07.034. ISSN 09240136.

- [30] ABD-ELGHANY, K. BOURELL, D. L. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting. *Rapid Prototyping Journal*, 2012, vol. 18, no. 5, p. 420–428. DOI: 10.1108/13552541211250418. ISSN 1355-2546.
- [31] BOURELL, D., et al. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, 2011, vol. 17, no. 3, p. 195–202. DOI: 10.1108/13552541111124770. ISSN 1355-2546.
- [32] AVERYANOVA, M., et al. Experimental design approach to optimize selective laser melting of martensitic 17-4 PH powder: part I – single laser tracks and first layer. *Rapid Prototyping Journal*, 2012, vol. 18, no. 1, p. 28–37. DOI: 10.1108/13552541211193476. ISSN 1355-2546.
- [33] DADBAKHS, S., HAO, L., SEWELL, N. Effect of selective laser melting layout on the quality of stainless steel parts. *Rapid Prototyping Journal*, 2012, vol. 18, no. 3, p. 241–249. DOI: 10.1108/13552541211218216. ISSN 1355-2546.
- [34] BUCHBINDER, D., et al. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *Journal of Laser Applications*, 2014, vol. 26, no. 1. DOI: 10.2351/1.4828755. ISSN 1042346x.
- [35] VÁRKOLY, L. *Únavové porušovanie materiálov: teória a riešené príklady*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 1998, 235 s. ISBN 80-7100-382-4.
- [36] HNILICA, F. *Únavové porušování kovových materiálů: Fatigue failure of metallic materials*. V Praze: České vysoké učení technické, 2005, 20 s. ISBN 80-01-03373-2.
- [37] PANTĚLEJEV, L. *Únava kovových materiálů*. [online]. [cit. 2015-01-07]. Dostupné z: <<http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/ukm/Unava%20kovovych%20materialu.pdf>>.
- [38] VĚCHET, S., BOKŮVKA, O., KOHOUT, J. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. Žilina: 1. vyd., Žilinská univerzita, 2001, 57 s. ISBN 80-710-0910-5.
- [39] Databáze kovových materiálů Key to metals [online]. [cit. 2015-01-09]. Dostupné z: <http://www.keytometals.com/images/Articles/kts/Fig282_1.jpg>.
- [40] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1975, 222 s. Fyzikálně metalurgická řada.
- [41] ASKELAND, D. R. *Science and engineering of materials*. 4th ed. Pacific Grove: Books/Cole-Thomson Learning, 2003, 1003 s. ISBN 05-349-5373-5.
- [42] VLAŠIC, F. *Hodnocení cyklického poškození slitin na bázi hliníku a hořčíku s využitím metody akustické emise*. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2010.
- [43] BÁRTOVÁ, L. *Kinetika šíření krátkých únavových trhlin v superduplexní oceli*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008, 59 s. Vedoucí diplomové práce prof. RNDr. Jaroslav Polák, DrSc.
- [44] VLACH, B. *Lomová mechanika*. [online]. [cit. 2015-01-13]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/mezni_stavy/podklady/06%20-%20Lomova%20mechanika.pdf>.

- [45] MILNE, I. RITCHIE, R.O., KARIHALOO, B. *Comprehensive Structural Integrity*, 2003, vol. 1–10. Elsevier. [online]. [cit. 2015-01-13]. Dostupné z: <<http://app.knovel.com/hotlink/toc/id:kpCSIV0002/comprehensive-structural/comprehensive-structural>>.
- [46] BARSOM, J. M. *Fracture and fatigue control in structures: applications of fracture mechanics*. 3rd ed. West Conshohocken, PA: ASTM, 516 p. ISBN 08-031-2082-6.
- [47] SPIERINGS, A. B., STARR T. L., WEGENER K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyping Journal*, 2013, vol. 19, no. 2, p. 88–94. DOI: 10.1108/13552541311302932.
- [48] RIEMER, A., et al. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. *Engineering Fracture Mechanics*, 2014, vol. 120, no. 4, p. 15–25. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2014.03.008.
- [49] LEUDERS, S., et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International Journal of Fatigue*, 2013, vol. 48, no. 3, p. 300–307. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.
- [50] BRANDL, E., et al. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. *Materials*, 2012, vol. 34, no. 2, p. 159–169. DOI:10.1016/j.matdes.2011.07.067.
- [51] CARTER, L. N., et al. The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, vol. 615, no. 12, p. 338–347. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.06.172.
- [52] KAUFMAN, J. G. *Properties of aluminum alloys: fatigue data and the effects of temperature, product form, and processing*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2008. ISBN 978-087-1708-397.
- [53] HORT, F. *Využití metody akustické emise pro zpřesnění diagnostiky vzniku poškození radiálních ložisek*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2011. 107 s. Vedoucí dizertační práce doc. Ing. Pavel Mazal, CSc.
- [54] ÚK a ÚMVI FSI VUT v Brně. *Využití metody akustické emise v materiálovém inženýrství*. [online]. [cit. 2015-01-22]. Dostupné z: <<http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/mae/index.php>>.
- [55] KOPEC, B. *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí: (nauka o materiálu IV)*. 1. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2008, 571 s. ISBN 978-80-7204-591-4.
- [56] Středisko technické diagnostiky - DAKEL. *Akustická emise*. [online]. [cit. 2015-01-27]. Dostupné z: <<http://www.dakel.cz/index.php?pg=ae>>.
- [57] KREIDL, M., ŠMÍD, R. *Technická diagnostika: senzory, metody, analýza signálu*. 1. vyd. Praha: BEN - technická literatura, 2006, 406 s. ISBN 80-730-0158-6.
- [58] NDT.cz. *Principy akustické emise*. [online]. [cit. 2015-03-02]. Dostupné z: <http://www.ndt.cz/prilohy/49/emise_principy.pdf>.
- [59] SKAL'S'KYI, V. R., et al. Acoustic-emission diagnostics of the initiation of fatigue fracture of 1201-T aluminum alloy. *Materials Science*, 2013, vol. 48, no 5, p. 3425–3431. DOI: 10.1016/b978-1-4832-8440-8.50369-0.

- [60] SHANYAVSKIY, A., BANOV, M. Fatigue Cracking and Acoustic Emission Regularities in Metals: Crack Origination and Growth. *Key Engineering Materials*, 2013, vol. 592-593, no. 11, p. 735-740. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.592-593.735. ISSN 1662-9795.
- [61] HAN, Z., et al. Acoustic emission during fatigue crack propagation in a micro-alloyed steel and welds. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528, no. 25–26, p. 7751–7756. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.065. ISSN 09215093.
- [62] HAN, Z., et al. Effects of micro-structure on fatigue crack propagation and acoustic emission behaviors in a micro-alloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 559, no. 1, p. 534–542. DOI: 10.1016/j.msea.2012.08.138. ISSN 09215093.
- [63] HAN, Z., et al. Acoustic emission study of fatigue crack propagation in extruded AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, vol. 597, no. 3, p. 270–278. DOI: 10.1016/j.msea.2013.12.083. ISSN 09215093.
- [64] Aluminium Alloy 2618A [online]. 2013 [cit. 2015-09-20]. Dostupné z: <<http://www.aircraftmaterials.com/data/aluminium/2618a.html>>.
- [65] ČSN EN 573-1. *Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 1: Číselné označování*. Praha: Český normalizační institut, 2005.
- [66] ČSN EN 573-2. *Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 2: Označování chemickými značkami*. Praha: Český normalizační institut, 1996.
- [67] ČSN EN 573-3. *Hliník a slitiny hliníku - Chemické složení a druhy tvářených výrobků - Část 3: Chemické složení a druhy výrobků*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2014.
- [68] CESCHINI, L., et al. Effect of thermal exposure on the residual hardness and tensile properties of the EN AW-2618A piston alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 639, no. 7, p. 288–297. DOI: 10.1016/j.msea.2015.04.080. ISSN 09215093.
- [69] PANTĚLEJEV, L., et al. *Mechanical properties and microstructure of Al-Cu alloy processed by SLM*. Žilinská univerzita, Slovenská republika, 2015.
- [70] KOUTNÝ, D., et al. Processing of High Strength Al-Cu alloy Using 400W Selective Laser Melting – Initial Study. In *Lasers in Manufacturing 2015 Proceedings*. Bochum: German Scientific Laser Society, 2015. p. 1–11.
- [71] Scanning patterns in SLM [online]. [cit. 2014-11-16]. Dostupné z: <<http://www.stratasys.com/3d-printers>>.
- [72] Cracktronic. Russenberger Prüfmaschinen AG. [online]. [cit. 2015-11-08]. Dostupné z: <http://www.rumul.ch/pdf/Cracktronic_e.pdf>.
- [73] Středisko technické diagnostiky DAKEL. *Uživatelská dokumentace k programu Daemon*. Praha: Dakel, 2011, s. 37.
- [74] Středisko technické diagnostiky - DAKEL. *Snímač AE typ IDK-09*. [online]. [cit. 2015-11-17]. Dostupné z: <<http://www.dakel.cz/index.php?pg=prod/sens/idk09>>.
- [75] CENTER OF TECHNICAL DIAGNOSTIC ZD RPETY - DAKEL. DAKEL measuring experiments. In: *2nd AERONEWS experimental week*. Praha: VZLU, 2007.
- [76] Středisko technické diagnostiky - DAKEL. *Předzesilovače ke snímačům AE*. [online]. [cit. 2015-11-17]. Dostupné z: <<http://www.dakel.cz/index.php?pg=prod/amp/preamp>>.

- [77] KOHOUT, J., VECHET, S. A new function for fatigue curves characterization and its multiple merits. *International Journal of Fatigue*, 2001, vol. 23, no. 2, p. 175–183. DOI: 10.1016/S0142-1123(00)00082-7. ISSN 01421123.
- [78] VLAŠIC, F., et al. Detekce únavového poškození v konstrukčních materiálech využitím metody akustické emise. In: *DEFEKTOSKOPIE 2011*. Ostrava, 2011, p. 207–214.
- [79] VLAŠIC, F., MAZAL, P., HORT, F. Comparison of Acoustic Emission Signal and X-ray Diffraction at Initial Stages of Fatigue Damage. In: *29th European Conference on Acoustic Emission Testing 2010*. 2010, p. 170–178.
- [80] VLAŠIC, F., et al. Monitorování plastické deformace v raných stádiích únavového procesu užitím metody akustické emise. In: *Defektoskopie 2012 / NDE for Safety*. Brno: VUT v Brně a ČNDT, 2012, p. 279–288. ISBN 978-80-214-4609-0.
- [81] VANNIAMPARAMBIL, P.A., U. GUCLU, KONTSOS, A. Identification of Crack Initiation in Aluminum Alloys using Acoustic Emission. *Experimental Mechanics*, 2015, vol. 55, no. 5, p. 837–850. DOI: 10.1007/s11340-015-9984-5.
- [82] SKAL'S'KYI, V. R., O. E. ANDREIKIV, SERHIENKO, O. M. Investigation of the plastic deformation of materials by the acoustic emission method. *Materials Science*, 2003, vol. 39, no. 1, p. 86–108.
- [83] VLAŠIC, F., et al. Study of High- Cycle Fatigue Behaviour of Titanium Alloy Using Acoustic Emission Method. In: *Metal 2014 - 23rd International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava: TANGER Ltd., Ostrava, 2014. p. 1423–1430. ISBN: 978-80-87294-52- 9.
- [84] VLAŠIC, F., et al. Monitoring and Evaluation of Cyclic Damage in Preinitiation Stages of Fatigue Process Using Nondestructive Testing Methods. In: *Proceedings of the 30th European Conference on Acoustic Emission Testing & 7th International Conference on Acoustic Emission EWGAE 30/ ICAE 7 Granada*. Granada, Spain: University of Granada and EWGAE, 2012. p. 111–124. ISBN: 978-84-615-9941- 7.
- [85] CRIVELLI, D., et al. Localisation and identification of fatigue matrix cracking and delamination in a carbon fibre panel by acoustic emission. *Composites Part B: Engineering*, 2015, vol. 74, no. 6, p. 1–12. DOI: 10.1016/j.compositesb.2014.12.032. ISSN 13598368.

9 SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN

Zkratka	Význam
3D	trojrozměrný
AE	akustická emise
Al	hliník
CAD	computed aided design
Cnt	count
CT	computed tomography
Cu	měď
ED	extrusion direction
Evnt	event
F	stav bez tepelného zpracování
Fe	železo
HIP	hot isostatic pressing
IT	stupeň přesnosti
Mg	hořčík
Mn	mangan
Ni	nikl
Num	number
PC	personal computer
RT	rise time
S1	série 1
S2	série 2
S3	série 3
Si	křemík
SLM	selective laser melting
SLS	selective laser sintering
Smp	sample
STL	stereolitography (datový formát)
TD	traverse direction
Ti	titan
TZ	tepelné zpracování
T4	označení způsobu tepelného zpracování
T6	označení způsobu tepelného zpracování
Zn	zinek

Symbol	Jednotka	Veličina
A	%	prodloužení
a	mm	délka trhliny
α	°	úhel α kritéria
b		parametr regresní funkce
C		materiálová konstanta
C		parametr regresní funkce
ΔK	$\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$	rozkmit faktoru intenzity napětí
ΔK_{th}	$\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$	prahová hodnota rozkmitu faktoru intenzity napětí
E	GPa	modul pružnosti v tahu

ε		deformace
ε_{pl}		amplituda plastické deformace
$F(a, w)$		funkce závislá na tvaru součásti
HV		tvrdost dle Vickerse
K	MPa $\sqrt{\text{mm}}$	faktor intenzity napětí
K_I	MPa $\sqrt{\text{mm}}$	faktor intenzity napětí v 1. módu
K_{Ic}	MPa $\sqrt{\text{mm}}$	kritická hodota faktoru intenzity napětí v 1. módu
m		materiálová konstanta
N		počet cyklů
N		parametr regresní funkce
N_f		počet cyklů do lomu
P		součinitel asymetrie
P_1	mV	práh citlivosti 1. hladiny
P_2	mV	práh citlivosti 2. hladiny
R		součinitel asymetrie
Ra	μm	střední aritmetická úchylka povrchu
R_e	MPa	mez kluzu
R_m	MPa	mez pevnosti
$R_{p0,2}$	MPa	smluvní mez kluzu
RMS	mV	root mean square
σ	MPa	napětí
σ_a	MPa	amplituda napětí
σ_c	MPa	mez únavy
σ_d	MPa	dolní napětí
σ_h	MPa	horní napětí
t	s	čas
t_l	s	délka stádia
U_{\max}	mV	maximální amplituda
Z	%	kontrakce

10 SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ

Obr. 1-1 Příklady využití 3D tisku [1–4].....	13
Obr. 2-1 Schéma principu SLM [11].....	14
Obr. 2-2 Technologické parametry SLM [14]	15
Obr. 2-3 Tahové diagramy SLM oceli pro různé relativní hustoty materiálu [15] ...	15
Obr. 2-4 Závislost relativní hustoty na rychlosti a výkonu laseru [16]	16
Obr. 2-5 Závislost relativní hustoty na rychlosti a výkonu laseru [17]	16
Obr. 2-6 Mikrostruktura při tloušťkách vrstvy 0,05 mm (vlevo) a 0,5 mm (vpravo) [18]	17
Obr. 2-7 Různá orientace tisku zkušebních těles [19]	17
Obr. 2-8 Různé způsoby šrafování [22].....	18
Obr. 2-9 Pokles meze kluzu a meze pevnosti při žíhání [25]	18
Obr. 2-10 <i>S-N</i> křivka dle [38]	19
Obr. 2-11 Typická <i>S-N</i> křivka oceli (<i>A</i>) a nezelezné slitiny (<i>B</i>) [39].....	20
Obr. 2-12 Schematické znázornění únavových stádií [36] a typický vzhled plochy únavového lomu [41].....	21
Obr. 2-13 Etapy šíření únavové trhliny [35].....	22
Obr. 2-14 Způsoby (módy) zatěžování [44]	23
Obr. 2-15 Rychlost šíření trhliny v závislosti na ΔK [45]	23
Obr. 2-16 Šíření trhliny v závislosti na tepelném zpracování [48]	25
Obr. 2-17 Zbytková napětí v jednotlivých směrech [48].....	25
Obr. 2-18 Tvar zrna v závislosti na směru stavby a tepelném zpracování [48].....	26
Obr. 2-19 <i>S-N</i> křivky pro různé kombinace směru stavby, tepelného zpracování a teploty v pracovní komoře [50].....	27
Obr. 2-20 Mikrostruktura vzorku zhotoveného pomocí strategie „ <i>island scanning</i> “ [51]	28
Obr. 2-21 Typická <i>S-N</i> křivka hliníkové slitiny (1100-H26) [52].....	28
Obr. 2-22 <i>S-N</i> křivka hliníkové slitiny 2017 pro 2 různé směry vzorků [52]	29
Obr. 2-23 Schéma detekce akustických vln v materiálu [53]	29
Obr. 2-24 Schéma přenosové trasy AE [55]	30
Obr. 2-25 Nespojité a spojitý signál AE [59] a některé z parametrů nespojitě AE [57]	31
Obr. 2-26 Identifikace přechodu do stádia stabilního šíření [59].....	32
Obr. 2-27 Použití α kritéria pro identifikaci nukleace trhliny ve zkušebním tělese (nahore) a v lopatce turbíny (dole) [60]	33
Obr. 2-28 Mikrostruktura vzorků ze základního (vlevo) a svařovaného materiálu (vpravo) [61]	33
Obr. 2-29 Délka trhliny v závislosti na počtu cyklů (vlevo) a rychlost šíření v závislosti na rozkmitu faktoru intenzity napětí (vpravo) [61]	34
Obr. 2-30 Počet countů za jeden cyklus v závislosti na rozkmitu faktoru intenzity napětí (vlevo) a počet countů v souvislosti s rychlostí šíření trhliny v základním materiálu (vpravo) [61].....	34
Obr. 2-31 Charakteristiky AE pro vzorky TZ1 (vlevo) a TZ2 (vpravo) ve druhém a třetím stádiu [62]	35
Obr. 2-32 Průběhy signálu AE TD vzorků v časové a frekvenční rovině [63].....	36
Obr. 4-1 Mikrostruktura referenčního materiálu v základním stavu (vlevo) a ve stavu T6 (vpravo)	40

Obr. 4-2 Tahové diagramy referenčního materiálu bez TZ a ve stavu T6	40
Obr. 4-3 Rozložení velikostí částic SLM prášku	41
Obr. 4-4 Hodnocení liniových návarů [69]	42
Obr. 4-5 Návrh kombinací parametrů a výroba krychlových vzorků	42
Obr. 4-6 Strategie stavby stripe hatch (<i>a</i>), meander (<i>b</i>), chessboard hatch (<i>c</i>) [69–71]	43
Obr. 4-7 Mikrostruktura SLM materiálu v příčném (vlevo) a podélném (vpravo) směru [69]	43
Obr. 4-8 Tahové diagramy pro SLM materiál a zkušební tělesa	44
Obr. 4-9 Pulsátor RUMUL Cracktronic	45
Obr. 4-10 Uživatelské rozhraní programu Fatigue	45
Obr. 4-11 Vzorky pro zkoušení únavy	46
Obr. 4-12 SLM vzorky vyrobené na malé pracovní desce	46
Obr. 4-13 Rozložení vzorků série 3 ve stroji (vlevo), povrch vzorku 1 (vpravo)	47
Obr. 4-14 Systém XEDO v laboratoři Ústavu konstruování	48
Obr. 4-15 Snímač IDK-09 a jeho uchycení na zatěžovaný vzorek [75]	49
Obr. 4-16 Předzesilovač pro snímače AE [76]	49
Obr. 4-17 Uživatelské rozhraní softwaru Daemon	50
Obr. 4-18 Čelo SLM vzorku se špatnou kvalitou povrchu	50
Obr. 4-19 Postup přípravy zkušebních vzorků	51
Obr. 4-20 „Pen test“ (Hsu-Nielsen) [57]	51
Obr. 4-21 Proložení S-N křivky naměřenými body pomocí Kohout-Věchet funkce	52
Obr. 4-22 Záznam rezonanční frekvence zatěžování s vyznačenými etapami šíření trhliny [78]	53
Obr. 4-23 Vykreslení rezonanční frekvence zatěžování současně s county AE	53
Obr. 4-24 Vykreslení countů AE s vyznačenými stádii šíření únavové trhliny [79]	54
Obr. 4-25 Struktura souboru typu EVN.txt	54
Obr. 4-26 Průběhy hitů v různých stádiích únavového života v časové a frekvenční oblasti [80]	55
Obr. 4-27 Histogram amplitud hitů	55
Obr. 5-1 S-N křivky referenčního materiálu	56
Obr. 5-2 Části S-N křivek SLM materiálu ve srovnání s referenční slitinou	57
Obr. 5-3 Identifikace etap únavy referenčního materiálu na základě signálu AE a rezonanční frekvence	58
Obr. 5-4 Identifikace etap únavy SLM materiálu na základě signálu AE a rezonanční frekvence	58
Obr. 5-5 Záznam AE ze zkoušky SLM materiálu série S3	59
Obr. 5-6 Rozdíly v poměrné délce etap jednotlivých materiálů	60
Obr. 5-7 Rozdíly v době trvání a amplitudě referenčního a SLM materiálu	60
Obr. 5-8 Srovnání doby náběhu referenčního a SLM materiálu	61
Obr. 5-9 Srovnání vývoje amplitudy referenčního a SLM materiálu v čase (100 % = 2400 mV)	61
Obr. 5-10 Lokalizační mapa událostí AE	61
Obr. 5-11 Amplituda a doba trvání hitů v přednukleárním stádiu	62
Obr. 5-12 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu změn mikrostruktury	62
Obr. 5-13 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu změn mikrostruktury	63
Obr. 5-14 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu změn mikrostruktury	63

Obr. 5-15 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině v přednukleačním stádiu.....	64
Obr. 5-16 Průběh RMS ve stádiu změn mikrostruktury.....	64
Obr. 5-17 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nukleace trhlín.....	65
Obr. 5-18 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu nukleace.....	65
Obr. 5-19 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu nukleace.....	66
Obr. 5-20 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu nukleace.....	66
Obr. 5-21 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu nukleace.....	67
Obr. 5-22 Průběh RMS ve stádiu nukleace.....	67
Obr. 5-23 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	68
Obr. 5-24 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	68
Obr. 5-25 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	69
Obr. 5-26 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	69
Obr. 5-27 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	70
Obr. 5-28 Průběh RMS ve stádiu stabilního šíření trhliny.....	70
Obr. 5-29 Amplituda a doba trvání hitů ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	71
Obr. 5-30 Četnost hitů podle doby trvání ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	71
Obr. 5-31 Četnost hitů podle amplitudy ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	72
Obr. 5-32 Četnost hitů podle doby náběhu ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	72
Obr. 5-33 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	73
Obr. 5-34 Typické průběhy hitů v časové a frekvenční rovině ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	73
Obr. 5-35 Průběh RMS ve stádiu nestabilního šíření trhliny.....	73
Obr. 5-36 Mikrostruktura SLM vzorku.....	74
Obr. 5-37 Mikrostruktura SLM vzorku.....	74
Obr. 5-38 Vzhled lomové plochy SLM vzorku.....	75
Obr. 6-1 Poměrné délky 2. A 3. Etapy únavy jednotlivých materiálů.....	77
Obr. 6-2 Průběh hitů ve stádiu nukleace v referenčním materiálu.....	77
Obr. 6-3 Průběh hitů ve stádiu nukleace v SLM materiálu.....	77
Obr. 6-4 Iniciační trhliny na povrchu vzorku (vlevo) a v podpovrchové vrstvě (vpravo).....	78
Obr. 6-5 Šíření trhliny v SLM materiálu S3.....	79
Obr. 6-6 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v referenčním materiálu.....	79
Obr. 6-7 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v SLM materiálu.....	80
Obr. 6-8 Průběh hitů ve stádiu stabilního šíření trhliny v SLM materiálu.....	80
Obr. 6-9 Lomová plocha vzorku z referenčního materiálu.....	81
Obr. 6-10 Lomová plocha vzorku z SLM materiálu série S3.....	81
Obr. 6-11 Lomová plocha vzorku z SLM materiálu série S2.....	82

11 SEZNAM TABULEK

Tab. 4-1 Procentuální zastoupení slitinových prvků v materiálu 2618A [67].....	39
Tab. 4-2 Průměrné hodnoty mechanických vlastností získané z tahové zkoušky	41
Tab. 4-3 Procentuální chemické složení referenčního materiálu (dle normy) a SLM prášku	41
Tab. 4-4 Parametry pro výrobu SLM materiálu s nejvyšší dosaženou relativní hustotou	43
Tab. 4-5 Průměrné hodnoty mechanických vlastností získané z tahové zkoušky	44
Tab. 4-6 Technické parametry měřicí jednotky [73].....	48

12 SEZNAM PŘÍLOH

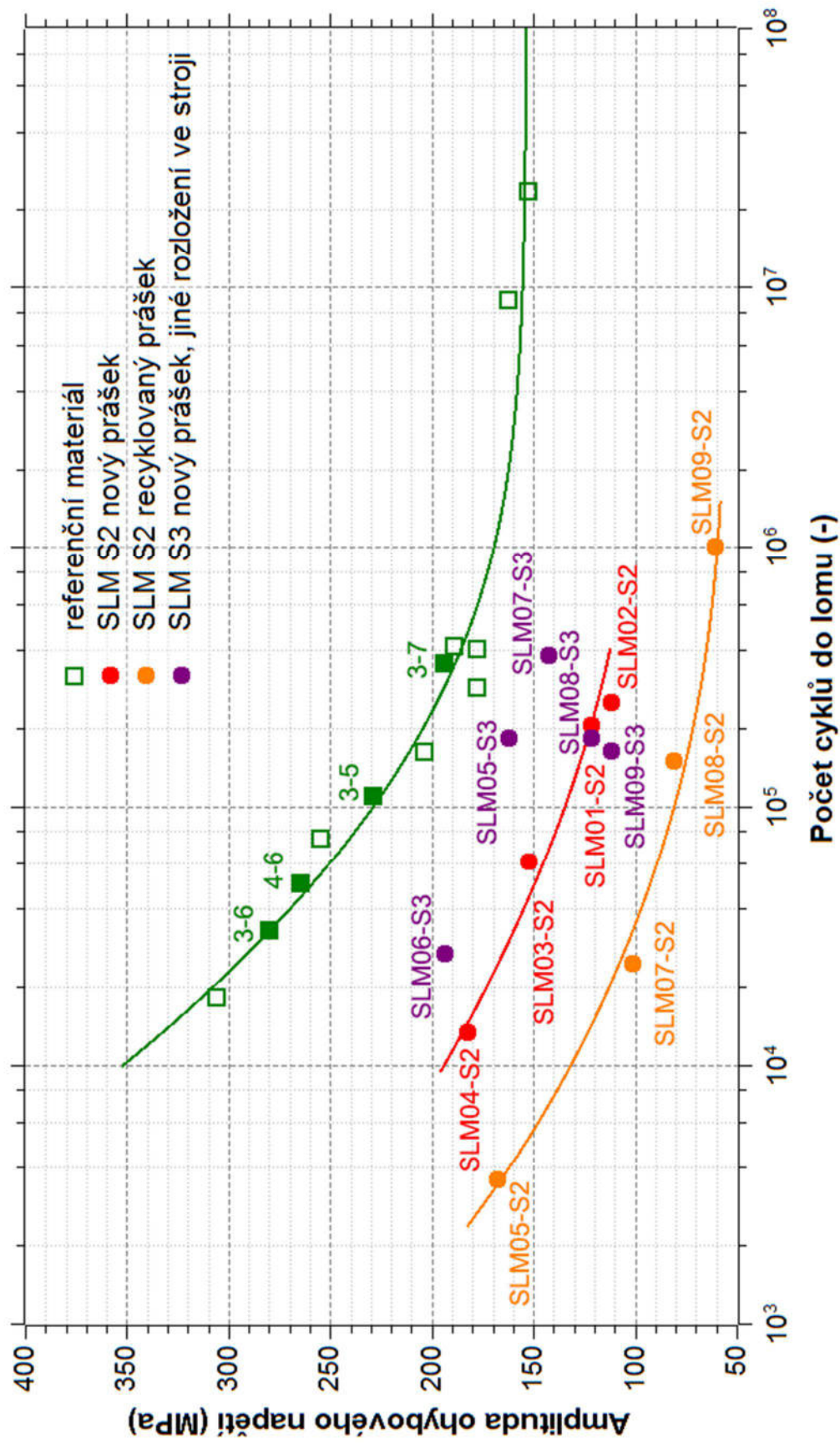
- Přehled označení vzorků při výrobě a zkouškách únavy
- S-N křivky s popisem jednotlivých vzorků
- ZEMANOVÁ, L., et al. Fatigue Properties of EN AW-2618A Aluminium Alloy Produced by Selective Laser Melting Technology. In: *Metal 2016 – 25th International Conference on Metallurgy and Materials*. Ostrava, 2016.
- KRATOCHVÍLOVÁ, V., et al. Study of Initial Stages of Fatigue Process in Selective Laser Melting Material Using Acoustic Emission Method. In: *8th International Conference on Materials Structure and Micromechanics of Fracture (MSMF 8)*. Brno, 2016.

Série S1	
SLM02	FZ-1-TSE-TD2-002
SLM03	FZ-1-TSE-TD2-003

Série S2	
SLM01-S2	FZ-1-TSE-TD3-001
SLM02-S2	FZ-1-TSE-TD3-002
SLM03-S2	FZ-1-TSE-TD3-003
SLM04-S2	FZ-1-TSE-TD3-004
SLM05-S2	FZ-1-TSE-TD4-001
SLM06-S2	FZ-1-TSE-TD4-002
SLM07-S2	FZ-1-TSE-TD4-003
SLM08-S2	FZ-1-TSE-TD4-004

Série S3	
SLM01-S3	FZ-1-TSE-TD9-1
SLM02-S3	FZ-1-TSE-TD9-2
SLM03-S3	FZ-1-TSE-TD9-3
SLM04-S3	FZ-1-TSE-TD9-4
SLM05-S3	FZ-1-TSE-TD9-5
SLM06-S3	FZ-1-TSE-TD9-6
SLM07-S3	FZ-1-TSE-TD9-7
SLM08-S3	FZ-1-TSE-TD9-8
SLM09-S3	FZ-1-TSE-TD9-9
SLM10-S3	FZ-1-TSE-TD9-10
SLM11-S3	FZ-1-TSE-TD9-11
SLM12-S3	FZ-1-TSE-TD9-12

EN-AW 2618A



FATIGUE PROPERTIES OF EN AW-2618A ALUMINIUM ALLOY PRODUCED BY SELECTIVE LASER MELTING TECHNOLOGY

ZEMANOVÁ Lucie, KRATOCHVÍLOVÁ Vendula, VLAŠIC František, MAZAL Pavel,

Institute of Machine and Industrial Design, Faculty of Mechanical Engineering, Brno University of Technology, Brno, Czech Republic, EU

Abstract

The aim of this study is an investigation of fatigue properties and degradation development caused by cyclic loading in EN AW-2618A aluminium alloy fabricated by selective laser melting (SLM). Recently, the growing significance of aluminium as a structural material is evident, and due to possibility of manufacturing parts with complicated geometry, it would be beneficial to be able to produce high-strength aluminium alloys using SLM. Sets of SLM specimens using different process parameters and specimens from extruded material with the same chemical composition were produced. Bending fatigue tests using symmetric cycle at different stress amplitudes were performed. During the tests acoustic emission (AE) was recorded in order to observe processes occurring in the material. Obtained AE signal was correlated with fractographic analysis. Fatigue tests showed that extruded material had significantly better fatigue performance compared to SLM. Moreover, fatigue resistance of SLM material is strongly dependent on process parameters settings and production conditions. AE signal analysis and fractography revealed that development of damage in SLM alloy was completely different from extruded material.

Keywords: fatigue, EN AW-2618A, selective laser melting, acoustic emission

1. INTRODUCTION

Selective laser melting (SLM) is an additive manufacturing (AM) technology, which uses laser beam for melting layers of metal powder. Parts are created only by adding material, which enables creating components with complex shape that cannot be fabricated using any other known technology. A thin layer of powder is recoated on a building platform, a laser beam traces part's cross-section shape, then the platform moves down by the layer thickness and the process is repeated until the part is finished [1].

AM is associated mainly with rapid prototyping (RP), as part is fabricated using 3D CAD model and no other tools or molds are needed. Recently, AM is intended to be used not only for prototypes manufacturing, but also for production of functional models, tooling components or patterns for casting. For that reasons increased demands on quality, accuracy and type of material arise. Nowadays about 20 materials, e.g. stainless steels, titanium alloys, nickel-based superalloys, or cobalt–chrome, are commonly processed by SLM, [2]. Among aluminium alloys, 4xxx series is often used for SLM, on the contrary possibility of processing high-strength alloys such as 7xxx or 2xxx series were not researched yet.

For every new SLM material it is necessary to carry out a study to find optimal process parameters, in order to achieve homogeneous material and thus good mechanical properties of produced parts. Many papers describes influence of process parameters, e.g. laser power, scanning speed [3], hatch spacing [4], layer thickness [5], powder particle size [6], preheating of building chamber [7] or scanning strategy [8] on relative density and mechanical properties.

Achieving the highest possible relative density is critical for fatigue performance. Imperfections, e.g. pores, cracks, unmelted particles, cause stress concentration and initiation of fatigue cracks [1]. Another problem of SLM is residual stress in fabricated parts, which leads again to formation of cracks [9].

All above mentioned effects contributes to the fact that SLM material has 20–25% less resistance to cyclic loading then material produced by standard technologies [10]. Due to the main use of high-strength aluminium alloys in aerospace, where cyclic loading plays the most important role, intensive research of fatigue properties is crucial and it is a subject of many studies.

Acoustic emission (AE) is non-destructive testing method, which is based on detecting transient elastic waves generated in material during its deformation. Due to the possibility of continuously monitor dynamic process related to structural degradation, AE is advantageously used during fatigue testing [11]. By analyzing of AE signal, It is possible to detect initiation of fatigue crack, to predict the rate of crack propagation or to distinguish various stages of fatigue degradation and specify the processes, that occur during the cyclic loading [12, 13].

2. MATERIAL AND EXPERIMENTAL PROCEDURE

The subject of investigation is aluminium alloy EN AW-2618A produced by SLM and by traditional technology (extruded). Fatigue performance is evaluated and compared. This study is a part of GACR project "Design of advanced materials using selective laser melting" and builds on outcomes of optimization of SLM process parameters described in study [14].

1.1. Material

Material EN AW-2618A belongs to the 2xxx group of aluminium alloys, in which the main alloy element is copper. Chemical composition of reference material and powder for SLM was analyzed. Both materials meet requirements given by ČSN-EN 573-1 standard, details of chemical composition are mentioned in Tab. 1.

Table 1 Chemical composition of reference and SLM material

%	Si	Fe	Cu	Mg	Ni	Ti
Reference material	0.24	1.1	2.5	1.5	1.2	0.04
Powder for SLM	0.15	1	2.66	1.39	1.22	0.2

Microstructure of reference material was observed without heat treatment and in T6 state (solution annealing at 530 ° C for 8 hours, cooling in water and artificial aging for 20 hours at 200 °C). Material has a microstructure typical for wrought aluminum alloys. Preferential grain orientation in the direction of extrusion is apparent. Intermediate phase particles constitute spacing also in a direction concordant with extrusion direction, as shown in Fig. 3-1. No material inhomogeneities, pores or shrinkages are visible.

Microstructure of SLM material is characterized by anisotropy with respect to the building direction, as is shown in Fig. 2. It is possible to observe a number of inhomogeneities in the volume (pores, cracks). Furthermore, there are visible traces of laser sintering and solidifying the grain boundaries, these places are the most often cracked. Intermediate phase particles are very fine (finer than for the reference material) and occur along the tracks of the laser.

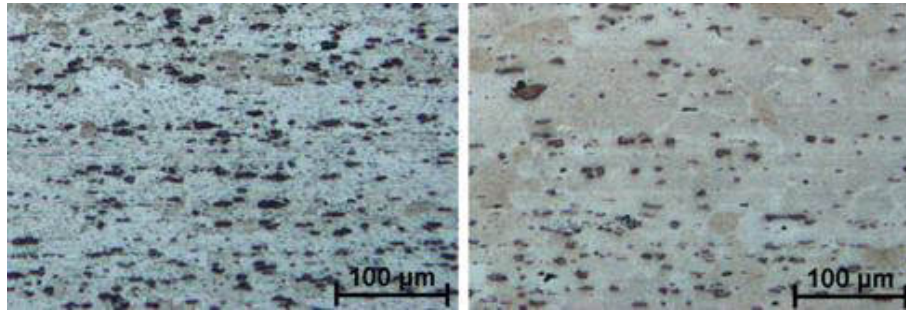


Figure 1 Microstructure of reference material without heat treatment (left) and after T6 heat treatment (right)

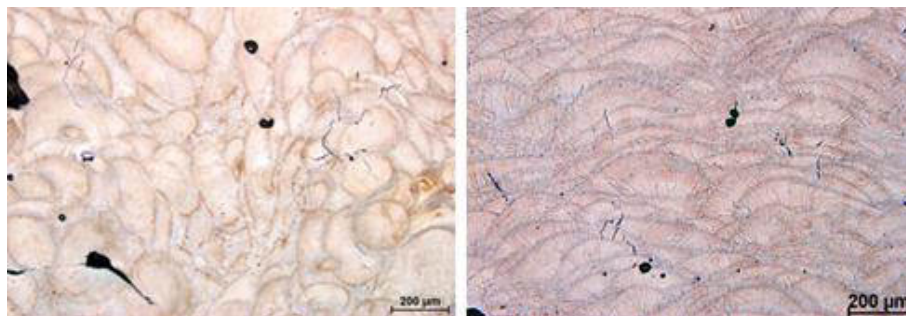


Figure 2 Microstructure of SLM material in the transverse (left) and longitudinal (right) direction

Although high relative density (99.65 %) was achieved, SLM material has worse mechanical properties than material fabricated classically. Results from tensile testing are summarized in Tab. 2.

Table 2 Averaged mechanical properties of reference and SLM material

	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	E [GPa]	A [%]	Z [%]
Reference material	272.5	391.8	74.3	13.7	28.8
Reference material (T6)	372.3	435.5	73	9.2	25
SLM material	192.5	211	61	0.6	1.4

Specimens for fatigue testing made from reference material were machined out of the extruded rod in a way, that the direction of the rod axis was coincident with the axis of the sample. The shape and dimensions of the samples are shown in the Fig.3. SLM samples with the same geometry were machined from blocks produced by SLM, while the built layers were perpendicular to the axis of the sample.

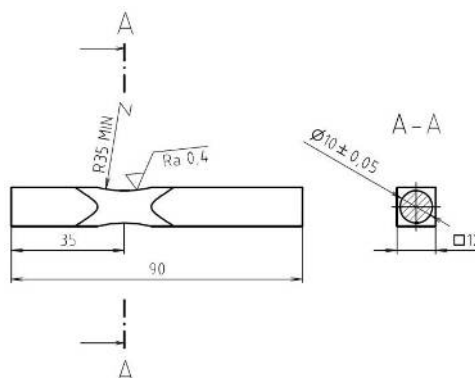


Figure 3 Specimen for the fatigue testing

1.2. Fatigue testing

Fatigue tests were performed using electro-resonance RUMUL Cracktronic machine. The sample is clamped in the jaws of the machine, which one is fixed and the other is moving. Details can be seen in Fig. 4. Symmetric sinusoidal loading cycle with frequency about 50 Hz was used. Tests were carried out at room temperature up to fracture.

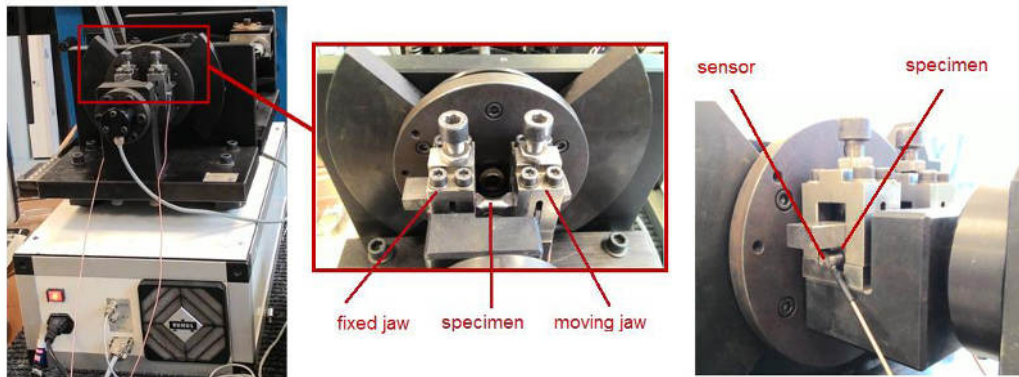


Figure 4 RUMUL Cracktronic testing machine

1.3. AE recording

AE was detected by two DAKEL IDK-09 sensors with 35 dB preamplifiers, which were attached to specimen's ends by glue as shows Fig. 4. AE signal was recorded by system XEDO, which enables 12-bit synchronous sampling with sampling frequency 2MHz and continuous saving data to a computer.

1.4. Results

S-N diagram of reference material is shown in Fig. 5 left. It can be seen, that the material has slightly better fatigue resistance with T6 heat treatment. Fatigue performance of SLM material is significantly worse compared to the reference material. When loading stress amplitude of 183 MPa was used, reference material failed after 412 800 cycles while SLM failed after 13 300 cycles (more than 30 times less). More than that, it was found out, that fatigue properties of SLM material are strongly dependent on a precious compliance of manufacturing process. Although the same process setting was used, very different results were obtained in case of specimens from recycled metal powder. These samples had even worse fatigue resistance as shows Fig. 5 right. To complete the S-N curves and determine the endurance limit, more specimens would be needed. The research is still on the beginning and more detailed results will be published in the next paper.

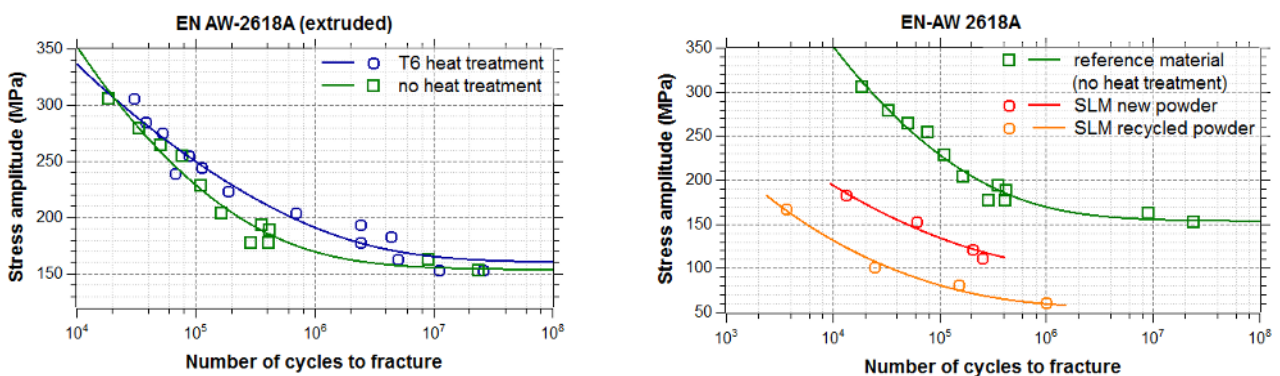


Figure 5 Obtained S-N diagrams of extruded and SLM material

Comparison of typical fracture surfaces of reference material and SLM specimens can be seen in the Fig. 6. The reference material has typical appearance of fatigue fracture with well recognizable point of initiation on the surface of the sample. At higher magnification some inclusions of Cu and Mg can be observed. The fracture surface of SLM specimens is irregular and rough. Higher magnification is not necessary to see, that material contains a large number of inhomogenities of various shapes. Cracks are formed by connecting of the porosity already at low stress amplitudes. Cracks occur also on the surface, where is the highest bending stress. Both crack types can spread across the cross section as the main fatigue crack

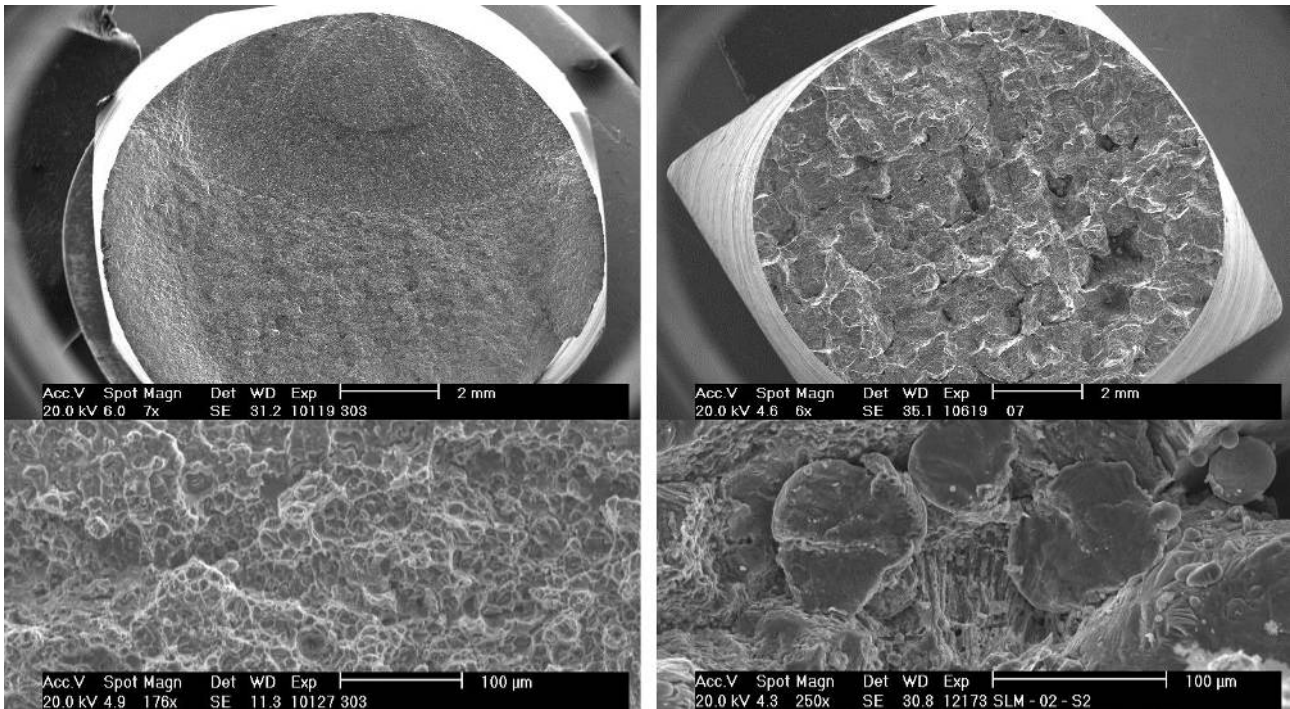


Figure 6 Fracture surfaces of reference (left) and SLM material (right)

From the analysis of obtained AE signal is obvious that damage development in SLM material is different from extruded samples. In case of reference material, 70 % of fatigue life, changes at microstructure level and cumulative damage take place. Nucleation of main crack and its propagation can be clearly distinguished by rapid decrease in loading frequency and increase of counts.

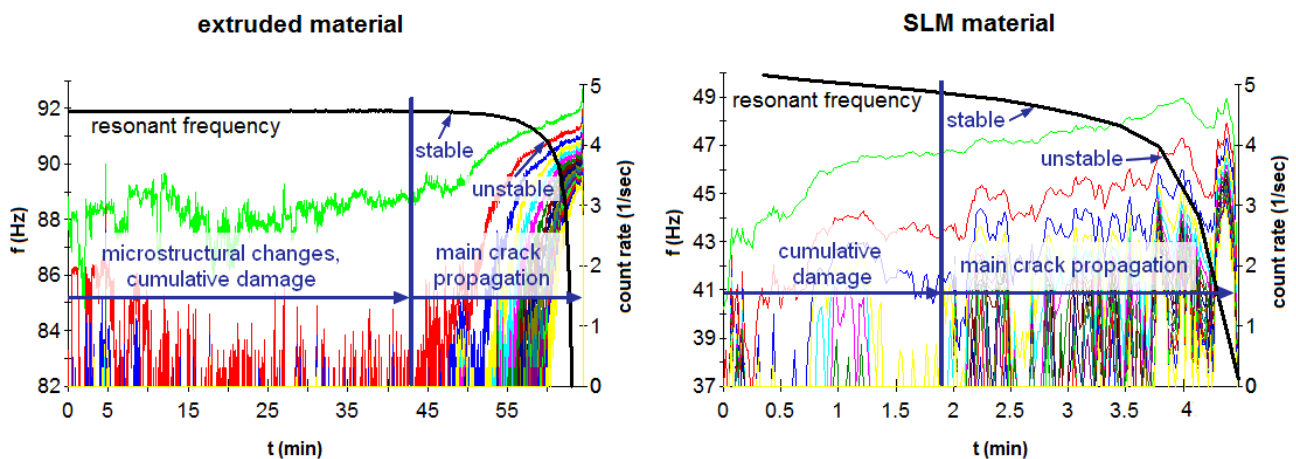


Figure 7 AE signal and resonant frequency of reference and SLM material, stress amplitude 183 MPa

In SLM samples resonant frequency decreases from the beginning of loading. SLM samples are more acoustic active in general, so the start of the main crack's growth is not so clearly visible. But in contrast to reference material, stage of crack propagation occupies a major proportion of lifetime. Detailed analysis of detected AE signal shows more differences in the development of fatigue damage between extruded and SLM material. Typical waveforms are different for all stages of fatigue, which indicates that fracture mechanisms of reference and SLM material are not the same.

1.5. Discussion

Fatigue life of SLM EN AW-2618A is significantly shorter than the extruded material. In [10] it was reported, that SLM material could have up to 25 % worse fatigue performance compared to conventionally produced, here it can be seen even worse fatigue properties. The lower the loading amplitude, the larger is the difference between fatigue life of SLM and extruded material, which is the same conclusion as was described in [10]. Fatigue cracks start from the surface or subsurface, from the places with pores, non-melted spots or other inhomogenities, which correlates with the findings of the paper [1]. From this point of view it is crucial to obtain material with high relative density, which is connected with using suitable process parameters, as was reported in [5].

3. CONCLUSION

The aim of this paper was description of fatigue behavior of aluminium alloy EN AW-2618A fabricated by SLM technology and comparing obtained results with extruded material of the same chemical composition. As expected, fatigue performance of SLM material is significantly worse compared to the extruded material. This is the result of incomplete homogeneity, which is one of the main issues of SLM technology in general. Nucleation of fatigue cracks starts at the places with inhomogenities on surface or subsurface. Majority of the fatigue life of SLM material consists of fatigue cracks propagation. In case of extruded material, fatigue cracks nucleation begins on the surface as well, but it is not connected with any inhomogenities. Phase of crack propagation occupies comparatively shorter time of fatigue life compared to the SLM material. Resonant frequency trends are also not the same and AE signals suggests completely different damage mechanisms. Fatigue properties of SLM EN AW-2618A alloy are not comparable with conventionally produced material yet. More than that, fatigue performance is strongly dependent on a precious compliance of manufacturing process and consequently obtaining material with high relative density. To reach similar mechanical properties as extruded alloy, it is necessary to continue with SLM optimization process.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to thank the Czech Science Foundation (GACR) for the funding of the project GA15-23274S, Design of advanced materials using selective laser melting. The project is also supported by NETME Centre (New Technologies for Mechanical Engineering), Reg. No. CZ.1.05/2.1.00/01.0002 and, in the follow-up sustainability stage, supported through NETME CENTRE PLUS (LO1202) by financial means from the Ministry of Education, Youth and Sports under the „National Sustainability Programme I“ and by the project No. FSI-S-14-2329 “Vibro-isolation system of cosmic carrier payload” of the Faculty of Mechanical Engineering.

REFERENCES

- [1] BRANDL, E., HECKENBERGER, U., HOLZINGER, V., BUCHBINDER, D. Additive manufactured AlSi10Mg samples using Selective Laser Melting (SLM): *Microstructure, high cycle fatigue, and fracture behavior. Materials*. 2012, vol. 34, no. 2, pp. 159-169.
- [2] MANFREDI, D., CALIGNANO, F., MANICKAVASAGAM, K. et al. Additive manufacturing of Al alloys and aluminium matrix composites (AMCs). *Light Metal Alloys Applications*. InTech, 2014, pp. 3-34.

- [3] SONG, B., DONG S., DENG, S., LIAO, H., CODDET, C. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting. *Optics*. 2014, vol. 56, no. 3, pp. 451-460.
- [4] AVERYANOVA, M., CICALA, E., BERTRAND, P., GREVEY, D. Experimental design approach to optimize selective laser melting of martensitic 17-4 PH powder: part I – single laser tracks and first layer. *Rapid Prototyping Journal*. 2012, vol. 18, no. 1, pp. 28-37.
- [5] MA, M., WANG, Z., GAO, M., ZENG, X. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2015, vol. 215, no. 1, pp. 142-150.
- [6] BOURELL, D., SPIERINGS, A., HERRES, N., LEVY, G. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2011, vol. 17, no. 3, pp. 195-202.
- [7] BUCHBINDER, D., MEINERS, W., PIRCH, N., WISSENBACH, K., SCHRAGE, J. Investigation on reducing distortion by preheating during manufacture of aluminum components using selective laser melting. *Journal of Laser Applications*. 2014, vol. 26, no. 1.
- [8] THIJS, L., KEMPEN, K., KRUTH, J.-P., VAN HUMBEECK, J. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AISi10Mg powder. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 5, pp. 1809-1819.
- [9] RIEMER, A., S. LEUDERS, M. THÖNE, H. A. RICHARD, T. TRÖSTER a T. NIENDORF. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. *Engineering Fracture Mechanics*. 2014, 120(4), 15-25.
- [10] SPIERINGS, A. B., STARR, T. L., WEGENER, K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2013, vol. 19, no 2, pp. 88-94.
- [11] VLAŠIĆ, F., NOHÁL, L., MAZAL, P., LIŠKUTÍN, P. Study of high-cycle fatigue behaviour of titanium alloy using acoustic emission method. In: *23rd International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2014*. Ostrava: TANGER Ltd., Ostrava, 2014, s. 1423-1430.
- [12] HAN, Z., LUO, H., ZHANG, Y., CAO, J. Effects of micro-structure on fatigue crack propagation and acoustic emission behaviors in a micro-alloyed steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2013, vol. 559, no. 1, pp. 534-542.
- [13] HAN, Z., LUO, C., SUN, H., LI, J., PAPAELIAS, M., DAVIS, C. Acoustic emission study of fatigue crack propagation in extruded AZ31 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2014, vol. 597, no. 3, pp. 270-278.
- [14] KOUTNÝ, D., PANTĚLEJEV, L., PALOUŠEK, D., ZIKMUND T., KAISER, J. Mechanical properties of aluminium alloy 2618 processed through the selective laser melting. *Materials and Design*. 2015.

Study of Initial Stages of Fatigue Process in Selective Laser Melting Material Using Acoustic Emission Method

Vendula Kratochvilova^{1,a}, Lucie Zemanova^{1,b}, Frantisek Vlasic^{1,c} and Pavel Mazal^{1,d}

¹ Brno University of Technology, Faculty of Mechanical Engineering;
Technicka 2896/2, 616 69 Brno, Czech Republic

^ay115735@stud.fme.vutbr.cz, ^b145796@stud.fme.vutbr.cz, ^cvlastic@fme.vutbr.cz,
^dmazal@fme.vutbr.cz

Keywords: acoustic emission method, selective laser melting, fatigue loading, crack

Abstract

This paper deals with the evaluation of the fatigue tests and subsequent analyses of damage processes in selective laser melting (SLM) materials under bending loading. Compared to conventional production technologies (casting, forming and machining), SLM offers a wide range of benefits, e.g. production with no need for expensive molds, very low material waste and the possibility to create complex geometric shapes. The acoustic emission method was used to fully understand the processes which appear in the stages preceding the crack initiation. The fatigue tests at room temperature were conducted on standard wrought 2618A aluminium alloy as a representative testing material and the same material created by SLM. The main aim of the study was to compare the acoustic emission signal during fatigue loading at different manufacturing parameters of SLM material and to analyze in detail the signal changes in initial stages of fatigue process.

The results show the high sensitivity of the acoustic emission technology in the fracture behaviour of SLM material and transition from the stage of surface relief evolution to the stage of crack nucleation and propagation. After carried out dynamic mechanical tests, a detailed fractographic analysis was conducted to assess material response to mechanical loading. Attention was focused on determining the predominant failure mechanisms and the influence of defects or inhomogeneities such as pores, cavities, etc. resulting from the production of materials using SLM method.

Introduction

Selective laser melting (SLM) belong to additive manufacturing (AM) or 3D printing technologies. The SLM technology principle is directed melting of thin metal powder layers by laser beam. Contrary to conventional technologies, the AM allows to produce parts with complicated shapes without expensive molds, cores or huge material waste, what saves not only money but also is more environmental friendly.

Although SLM has a lot of advantages, there are also some problems which are mainly connected with internal defects. Those defects could be more or less similar as casting or welding defects – shrinkages, porosity, cracks and lack of material, but defect connected only with SLM technology such as unmelted powder is also appearing. All of this kinds of defects have significant influence on the mechanical properties of the material especially fatigue [1]. SLM material has 20-25 % lesser fatigue life than conventionally produced materials [2].

The aim of current research is optimization of SLM process parameters such as laser power, scanning speed [3], or powder grain size [4]. The main quality indicators were relative density and mechanical properties.

Acoustic emission (AE) is among the standard non-destructive methods, it is based on detecting transient elastic waves generated in material during its deformation. AE allows to continuously monitor dynamic process related to structural degradation, so it is suitable to use it for fatigue process monitoring [5]. Detailed AE signal analysis allows to detect not only the fatigue

crack initiation but also to predict the rate of crack propagation or to distinguish various stages of fatigue processes, that occur during the cyclic loading [6].

Material and methods

Testing material is aluminum alloy, reference conventionally produced material is EN AW-2618A (AlCu2Mg1,5Ni), SLM material has comparable chemical composition. This study is part of GACR project “Design of advanced materials using selective laser melting”, the SLM manufacturing process and optimization of process parameters are reported in study [7].

Fatigue testing specimens from reference material were machined from extruded rod in way that rod axis direction was parallel with specimen axis direction. SLM samples were machined from SLM produce blocks, the specimen axis direction was perpendicular to the built layers.

The bending fatigue tests were conducted by electro-resonance RUMUL Cracktronic 8204 testing machine in high-cycle region at room temperature. The fatigue cycle was sinusoidal and the stress ratio was set to $R = -1$.

AE signal was detected by a DAKEL-XEDO monitoring system using two piezoelectric DAKEL IDK-09 sensors with 35 dB preamplifiers. XEDO system allows 12-bit synchronous sampling with sampling frequency 2MHz and continuous saving data to a computer. The sensors was clamped on each end of the specimen by Loctite glue in order to constitute a two-channel linear location system (see Fig. 1).

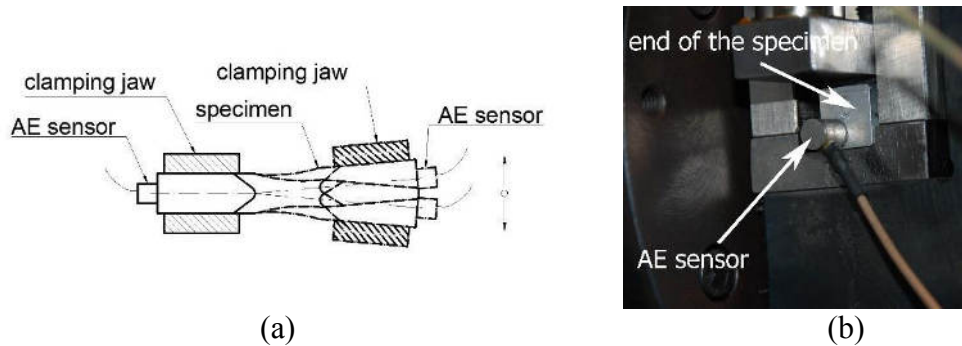


Fig. 1: Schematic illustration of specimen loading (a) and specimen prepared in RUMUL Cracktronic 8204 testing machine (b)

Results

For this research, 12 specimens of 2618A aluminium alloy and 8 specimens of SLM material at different stress level were fatigue tested. Fatigue performance of SLM material is significantly worse compared to the reference material (see Fig. 2).

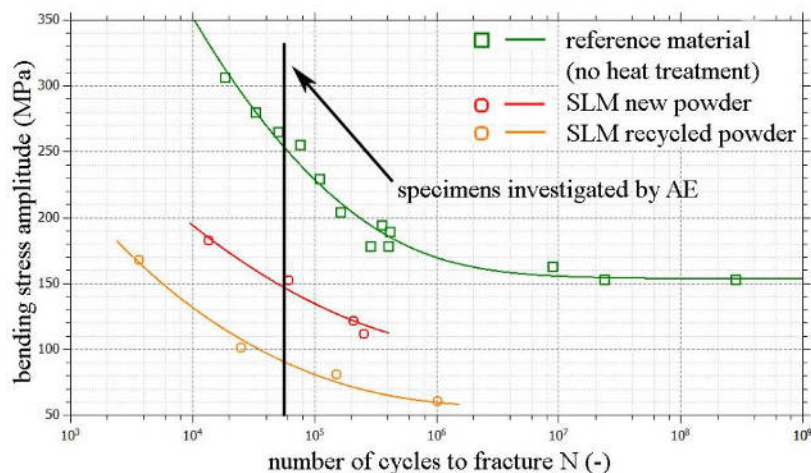


Fig. 2: Comparison of S-N diagrams of extruded and SLM material

It was found out, that fatigue properties of SLM material are strongly dependent on a precious compliance of manufacturing process. On the other hand, the research is still on the beginning and more detailed results will be published in the next paper.

Based on the above assumptions and given the relatively low number of the SLM specimens, the AE measurements was carried only at several stress levels. The comparison of AE activity and course of the loading frequency of RUMUL machine was chosen with respect to approximately same lifetime about 8×10^4 cycles (see Fig. 3). Based on previous experiences of the fatigue measurements, the graphs were divided into three regions (A, B, C) corresponding to the different phases of the fatigue lifetime.

It is clear that the main crack is beginning to spread much earlier (short region A) in case of SLM material that in standard wrought aluminium alloy (black line). Here, the x-coordinate denotes the time ratio t/t_{fin} , normalized with respect to the time to failure. For region “B” is a typical low AE activity and it is the most important phase of the measurement because the micro-cracks start to propagate here. SLM specimens are more acoustic active (in graphs green and red lines: cnt-T2, T4, T7) in general, so the beginning of the main crack growth is not so clearly visible (red circle in Fig. 3b). However, the stage of crack propagation (region “C”) occupies a major proportion of lifetime in contrast to reference material.

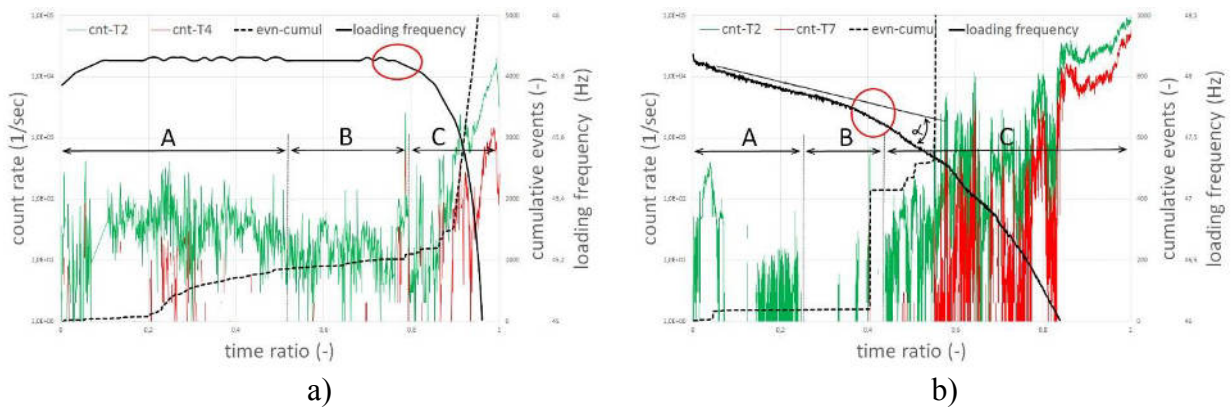


Fig. 3: Time history of AE signal and loading frequency in (a) 2618A aluminium, and (b) SLM (A – pre-initiation, B – initiation, C – post-initiation stage)

Relationship between the AE amplitude values and duration in different phases of fatigue process is given in Fig. 4 and Fig. 5. It is evident that AE signals with a low amplitude and duration are clearly demarcated for the signals coming from the (micro)crack initiation (region “B”), and for SLM material is typical a higher amplitude and low duration, respectively. Detailed analysis of detected AE signal shows more differences in the development of fatigue damage between extruded and SLM material.

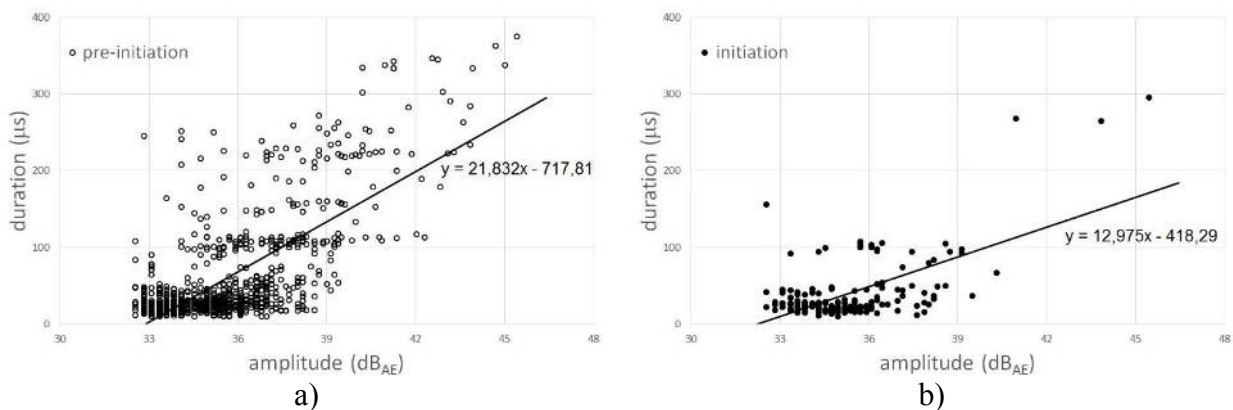


Fig. 4: Linear regression of AE events in the (a) pre- and (b) initiation phase of 2618A aluminium

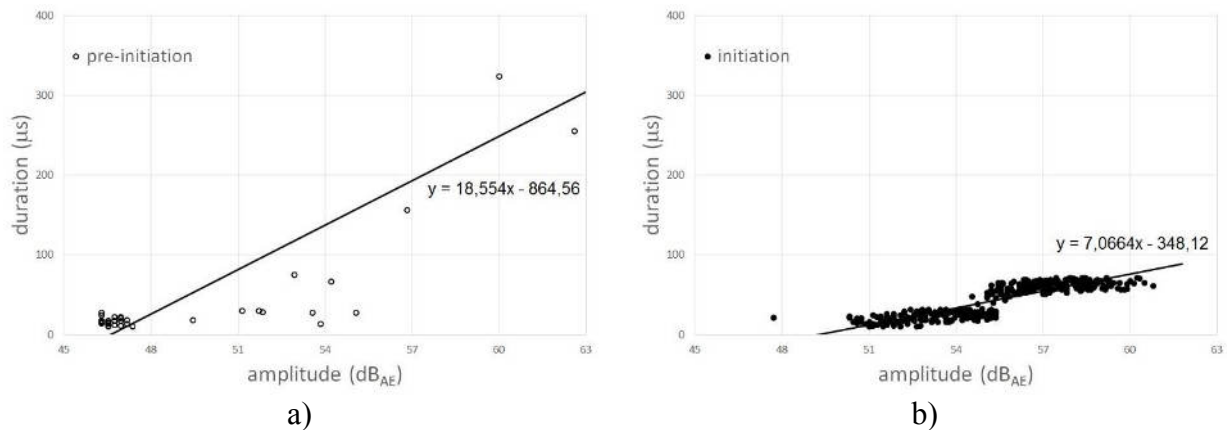


Fig. 5: Linear regression of AE events in the (a) pre- and (b) initiation phase of SLM material

Conclusion

This paper presents results of an initial study aimed at the analyses of damage processes in SLM materials under fatigue loading using a sophisticated AE monitoring system. The AE signal initially shows an increase due to the interaction of dislocations and persistent slip band formation (region “A”), followed by steady state growth where the micro-cracks are initiated (region “B”). SLM specimens are more acoustic active and a higher amplitude and low duration is typical in the region “B”. AE during the fatigue and fracture of materials contains a wealth of important information about the physical processes, changes in the structure of the material and fracture energy. It was concluded AE parameters are sensitive to the damage process (especially for SLM material) and should be further studied in order to lead to early warning against final failure.

Acknowledgements

The authors would like to thank the Czech Science Foundation (GACR) for the funding of the project GA15-23274S “Design of advanced materials using selective laser melting”.

References

- [1] LIU, Qianchu, Joe ELAMBASSERIL, Shoujin SUN, Martin LEARY, Milan BRANDT a Peter Khan SHARP. The Effect of Manufacturing Defects on The Fatigue Behaviour of Ti-6Al-4V Specimens Fabricated Using Selective Laser Melting. In: *11TH IFC*, 2014, s. 1519-1524.
- [2] SPIERINGS, A. B., STARR, T. L., WEGENER, K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2013, vol. 19, no 2, pp. 88-94.
- [3] SONG, Bo, Shujian DONG, Sihao DENG, Hanlin LIAO a Christian CODDET. Microstructure and tensile properties of iron parts fabricated by selective laser melting. *Optics and Laser Technology*. 2014, **53**(3), 451-460. ISSN 0030-3992.
- [4] BOURELL, Dave, A.B. SPIERINGS, N. HERRES a G. LEVY. Influence of the particle size distribution on surface quality and mechanical properties in AM steel parts. *Rapid Prototyping Journal*. 2011, **17**(3), 195-202. ISBN 10.1108/13552541111124770.
- [5] MILLER, R. K., HILL, Eric v. K and MOORE, P. O. *Acoustic emission testing*. Columbus: American Society for Nondestructive Testing, 2005. p. 446. Vol. 3rd. ISBN 15-711-7106-1.
- [6] BASHKOV, Oleg, Sergey PANIN, Tatiana BASHKOVA, Anton BYAKOV. Identification of Acoustic Emission Sources as Important Factor in Study of Deformation's Stages of Loaded Materials. In: *31st Conference of the EWGAE*. Germany, 2014. ISBN 978-3-940283-63-4.
- [7] KOUTNÝ, D., PANTĚLEJEV, L., PALOUŠEK, D., ZIKMUND T., KAISER, J. Mechanical properties of aluminium alloy 2618 processed through the selective laser melting. *Materials and Design*. 2015.