

**ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE  
FAKULTA STROJNÍ**

ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



**Diplomová práce**

Únavové a lomově-mechanické vlastnosti slitiny AlMg1SiCu  
připravené aditivní výrobou technologií nadzvukové kinetizace

Fatigue and fracture-mechanics properties of cold spray additively  
manufactured AlMg1SiCu

Autor: Bc. Jakub Kortus  
Vedoucí práce: doc. Ing. Jan Čížek, Ph.D.  
Studijní program: Výrobní inženýrství

Praha 2023

## I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Kortus** Jméno: **Jakub** Osobní číslo: **483233**  
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**  
Zadávací katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**  
Studijní program: **Výrobní inženýrství**  
Specializace: **Bez specializace**

## II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

**Únavové a lomově-mechanické vlastnosti slitiny AlMg1SiCu připravené aditivní výrobou technologií nadzvukové kinetizace**

Název diplomové práce anglicky:

**Fatigue and fracture-mechanics properties of cold spray additively manufactured AlMg1SiCu**

Pokyny pro vypracování:

1. Vypracovat rešerši o technologii nadzvukové kinetizace a měření mechanických a únavových vlastností malých vzorků.
2. Otestovat zvolené lomově-mechanické vlastnosti slitiny AlMg1SiCu připravené technologií nadzvukové kinetizace.
3. Vyhodnotit vliv tepelného zpracování slitiny na mikrostrukturu a změněné vlastnosti.

Seznam doporučené literatury:

1. Schmidt, Assadi, Gartner, Richter, Stoltenhoff, Kreye, Klassen: From Particle Acceleration to Impact and Bonding in Cold Spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 18 (2009) 794.
2. Ang, Berndt: A review of testing methods for thermal spray coatings. *International Materials Review*, 59 (2014) 179.
3. Julien, Nourian-Avval, Liang, Schwartz, Ozdemir, Muftu: Bulk fracture anisotropy in Cold-Sprayed Al 6061 deposits. *Engineering Fracture Mechanics* 263 (2022) 108301.
4. Cizek, Kovarik, Cupera, Kondas, Bajer, Siska, Janovska, Seiner: Measurement of mechanical and fatigue properties using unified, simple-geometry specimens: Cold spray additively manufactured pure metals. *Surface and Coatings Technology* 412 (2021) 126929.

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

**doc. Ing. Jan Čížek, Ph.D. Ústav materiálového inženýrství**

Jméno a pracoviště druhé(ho) vedoucí(ho) nebo konzultanta(ky) diplomové práce:

Datum zadání diplomové práce: **23.03.2023**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2023**

Platnost zadání diplomové práce: \_\_\_\_\_

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Jan Čížek, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) práce

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Ladislav Cvrček, Ph.D.  
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

\_\_\_\_\_  
doc. Ing. Miroslav Španiel, CSc.  
podpis děkana(ky)

## III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

Diplomant bere na vědomí, že je povinen vypracovat diplomovou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v diplomové práci.

\_\_\_\_\_  
Datum převzetí zadání

\_\_\_\_\_  
Podpis studenta

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem svou diplomovou práci vypracoval samostatně a použil jsem pouze podklady (literaturu, projekty, software atd.) uvedené v příloženém seznamu.

V Praze dne .....

Podpis.....

## Poděkování

Děkuji vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Janu Čížkovi, Ph.D. za vedení této práce, cenné rady a připomínky k jejímu zpracování. Dále bych chtěl poděkovat Ing. Ondřeji Kováříkovi, Ph.D. za pomoc při přípravě a vyhodnocení vzorků. Dále bych chtěl poděkovat rodině za podporu v průběhu celého studia.

## Anotace

Autor:	Bc. Jakub Kortus
Název:	Únavové a lomově-mechanické vlastnosti slitiny AlMg1SiCu připravené aditivní výrobou technologií nadzvukové kinetizace
Akademický rok vyhotovení:	2022/2023
Škola:	ČVUT v Praze – Fakulta strojní
Ústav:	Ú12132 – Ústav materiálového inženýrství
Vedoucí diplomové práce:	doc. Ing. Jan Čížek, Ph.D.
Klíčová slova:	nadzvuková kinetická depozice, mechanické zkoušky, lomové zkoušky, materiálové vlastnosti
Anotace:	Diplomová práce se zabývá zkoumáním mechanických a únavových vlastností slitiny hliníku AlMg1SiCu připravené metodou nadzvukové kinetizace. Teoretická část se zabývá problematikou nadzvukové kinetizace, zkoušení mechanických a lomových vlastností, problematické malých zkušebních vzorků a základnímu přehledu dané slitiny hliníku. Hlavním cílem praktické části je změřit hodnoty zvolených mechanických a lomových vlastností a vyhodnotit vliv tepelného zpracování na dané vlastnosti.

## Annotation

Author:	Bc. Jakub Kortus
Title:	Fatigue and fracture-mechanics properties of cold spray additively manufactured AlMg1SiCu
Academic year:	2022/2023
University:	CTU in Prague – Faculty of Mechanical Engineering
Department:	Ú12132 – The Department of Materials Engineering
Supervisor:	doc. Ing. Jan Čížek, Ph.D.
Key words:	cold spray, mechanical testing, fatigue testing, material properties
Annotation:	The thesis deals with the examination of mechanical and fatigue properties of aluminum alloy AlMg1SiCu prepared by cold spray method. The theoretical part deals with the problems of cold spray, testing of mechanical and fracture properties, small-scale test specimens, and basic overview of the used aluminum alloy. The main objective of the practical part is to measure the values of selected mechanical and fracture properties as well as to evaluate the effect of the heat treatment on the properties.

## Obsah

1	Úvod.....	9
2	Rešerše literatury.....	10
2.1	Cold Spray.....	10
2.1.1	Princip CSAM.....	10
2.1.2	Zařízení využívaná v CSAM.....	12
2.1.3	Výhody a nevýhody.....	13
2.1.4	Aplikace.....	14
2.2	Zkoušení mechanických a lomových vlastností .....	17
2.2.1	Statické zkoušky .....	17
2.2.2	Dynamické zkoušky .....	18
2.3	Vzorky malých velikostí .....	19
2.4	Slitina hliníku AlMg1SiCu.....	22
3	Experimentální část .....	23
3.1	Depozice a popis vzorků.....	23
3.2	Příprava vzorků.....	24
3.3	Postup měření.....	26
3.3.1	Měření závislosti napětí – deformace .....	26
3.3.2	Šíření únavových trhlin .....	27
3.3.3	Lomová houževnatost.....	29
3.3.4	Mikrostruktura a fraktografie .....	30
4	Vyhodnocení výsledků a diskuse .....	31
4.1	Mikrostruktura .....	31
4.2	Měření závislosti napětí – deformace.....	34



---

4.3	Lomová houževnatost .....	38
4.4	Šíření únavových trhlin.....	40
4.5	Fraktografie .....	44
5	Závěr .....	49
	Seznam použitých symbolů a zkratk .....	50
	Seznam obrázků.....	52
	Seznam tabulek.....	54
	Bibliografie .....	55



# 1 Úvod

V dnešní době je na trhu nepřehledné množství konvenčních technologií výroby, kterými lze vyrobit prakticky jakýkoliv výrobek či komponentu. Donedávna neexistovaly jiné než subtraktivní technologie výroby, u kterých se obvykle polotovar finálnímu výrobku moc nepodobal a bylo nutné jej do výsledné podoby do velké míry obrábět, často za cenu velkých materiálových ztrát. K těmto technologiím přibýly i technologie aditivní, u kterých vzniká výrobek přidáváním materiálu, namísto jeho odebráním. Postupným přidáváním vrstev je možné vytvořit celé díly s minimální ztrátou materiálu.

Díky vývoji existuje již několik kategorií aditivních metod. Mezi nimi v současné době dominují technologie, které obsahují laserovou jednotku. Působením laseru dochází k tavení přidávaných materiálů ve formě prášků, drátů či tyčí a jejich postupné depozici. Do popředí aditivních metod se v posledních letech postupně začíná dostávat i nová metoda cold spray (CS) či CSAM (cold spray additive manufacturing), která se řadí mezi technologie žárového nanášení. Na rozdíl od laserových technologií se depozice prášků u CSAM uskutečňuje v pevném skupenství, bez nutnosti materiál tavit. Tento způsob výroby nese s sebou značné množství výhod, jako např. absence oxidace či fázových změn, nízké tepelné zatížení komponent, ale i řádově vyšší ekonomiku, možnost výroby rozměrově prakticky neomezených komponent, či možnost kombinovat kovy s například velmi rozdílnými teplotami tavení.

Jednou ze soudobých nevýhod komponent vytvořených metodou CSAM je nedostatečné pochopení procesů jejich porušování. To je dáno unikátní mikrostrukturou a zejména absencí výzkumných studií na toto téma, což je dáno krátkou historií technologie. Pro použití technologie CSAM v náročných odvětvích (jako například letecký a kosmický průmysl) je však zcela nezbytné rozumět chování těchto materiálů v mezních stavech, včetně lomově–mechanických procesů porušování.

Tato diplomová práce se poprvé v historii zabývá společným testováním mechanických a lomově–mechanických vlastností hliníkové slitiny AlMg1SiCu připravené metodou CSAM a hodnocení dopadů tepelně-mechanického zpracování na tyto vlastnosti za využití testování malých vzorků na unikátním zařízení vyvinutém na ČVUT FJFI.

## 2 Rešerše literatury

### 2.1 Cold Spray

Cold spray je poměrně nová technologie, která se řadí do skupiny žárových nástřiků. Avšak na rozdíl od žárových nástřiků, u kterých dochází ke spojování materiálu pomocí natavení vysokými teplotami, u CS dochází ke spojování materiálu za pomoci plastické deformace [1].

Tato technologie byla objevena v 80. letech minulého století prof. A. Papyrinem a jeho kolegy z Ruské akademie věd v Novosibirsku při studování jevů v aerodynamickém tunelu. V roce 1994 byla technologie představena poprvé mimo Rusko, konkrétně v USA. Následně se začala metodou CS zabývat spousta vědeckých pracovišť a technologických firem po celém světě [2].

#### 2.1.1 Princip CSAM

Jak již bylo zmíněno, princip metody CS nespočívá ve spojování částic za pomoci tepla, ale za pomoci plastické deformace. Materiál v podobě jemného prášku (typicky o velikosti 5–50  $\mu\text{m}$  v průměru) je urychlován plynem (obvykle dusíkem, héliem nebo vzduchem) proudícím velmi vysokou rychlostí de Lavalovou tryskou. Rychlosti letících částic se u CS pohybují v rozmezí 300–1500 m/s. Při dopadu prášku na substrát dochází k jeho extrémní plastické deformaci a přichytávání [1; 3].

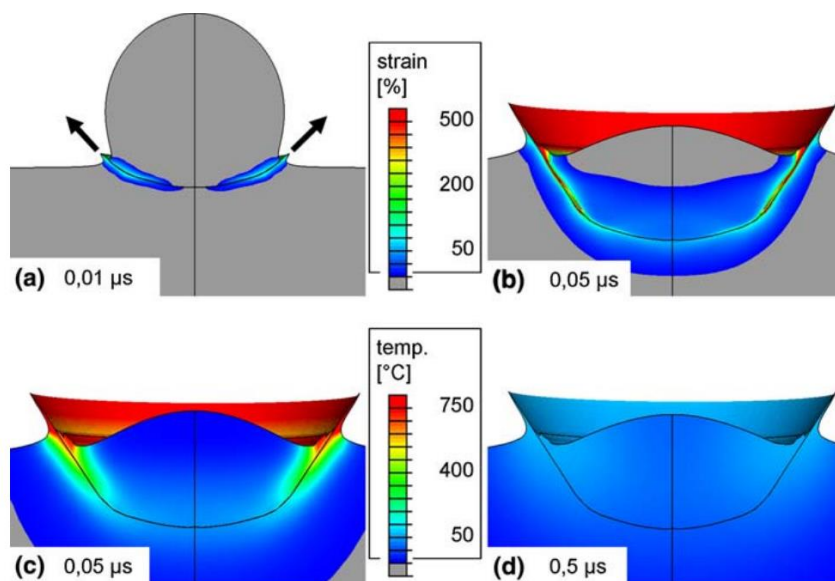
Aby k této depozici došlo, musí urychlované částici překonat tzv. nadkritickou rychlost  $v_{cr}$ . Při dosažení této rychlosti se začne nanášený materiál zachytávat na podkladu v podobě deformovaných částic. Čím vyšší je rychlost částic nad  $v_{cr}$ , tím je – až do určitého maxima – vyšší efektivita depozice. Kritickou rychlost pro případ, kdy se střetávají dva totožné materiály, lze vyjádřit následující rovnicí (1):

$$v_{cr} = \sqrt{A \frac{\sigma}{\rho} + B c_p (T_m + T)}, \quad (1)$$

kde  $\sigma$  je mez kluzu stříkaného materiálu,  $\rho$  je hustota stříkaného materiálu,  $c_p$  je tepelná kapacita materiálu,  $T_m$  je teplota tání materiálu,  $T$  je teplota částic při dopadu, a  $A$  a  $B$  jsou konstanty [1; 2; 3; 4].

Při dalším zvyšování letové rychlosti částic (za zmíněným maximem) začne efektivita depozice klesat a může dojít až k nechtěnému eroznímu jevu, kdy namísto depozice částic dochází k ničení již vzniklé vrstvy nebo substrátu. Pro většinu materiálů je tato rychlost obvykle 2× až 3× vyšší než  $v_{cr}$ . Křehké materiály jako keramika způsobí erozi prakticky vždy, pokud se nanášejí pod bodem tání daného materiálu a jsou tedy procesem CSAM jen velice obtížně připravitelné.

Po dopadu částice na povrch substrátu nebo již nanesené vrstvy dojde k výrazné plastické deformaci materiálu. Proces deformace je velice rychlý, v rámci desítek až stovek nanosekund. Vzniklé teplo nemůže být dostatečně odvedeno, a tak dochází ke vzniku oblastí adiabatických smykových nestabilit. To jsou oblasti, ve kterých dochází k náhlému a významnému nárůstu plastické deformace za vysokých teplot bez odvodu tepla. Lokální teploty při dopadu následně mohou být blízké teplotě tání, přičemž dochází k metalurgickému propojení materiálů. Na Obr. 1 je pro ilustraci tohoto jevu zobrazeno spojení částice mědi s měděným substrátem při letových rychlostech 500 m/s. [1; 4; 5; 6].



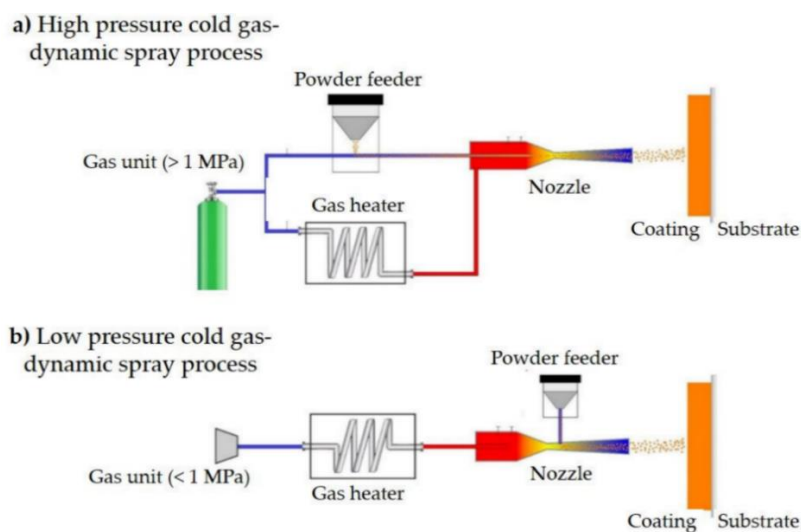
Obr. 1: Dopad částice mědi na měděný substrát. (a, b) Vyobrazení deformačního pole, (c, d) vyobrazení teplotního pole [1].

### 2.1.2 Zařízení využívaná v CSAM

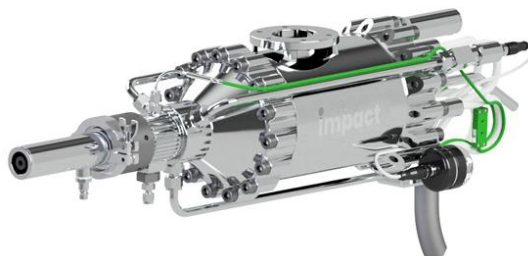
Depoziční aparatura se skládá z vlastní depoziční „pistole“, robota pro pohyb pistole nebo nanášené součásti (běžné je stříkání na rotující válec), zařízení pro ohřev plynu, podavače prášku, systému zachytávání prášků a případně i zařízení pro recirkulaci plynů. Rozlišují se dva základní způsoby sestavení zařízení pro nízkotlaký a vysokotlaký CS, jak je schematicky vyobrazeno na Obr. 2 [1; 4; 5; 7; 8].

Při nízkotlaké metodě je pracovní plyn zahříván a přiváděn do trysky. Do již urychleného plynu je následně v divergentní části trysky přiveden materiál, který je následně unášen na substrát. Nízkotlaká zařízení jsou obvykle menší a mohou být i přenosná, díky čemuž je možné je využít přímo na místě, kdy je například potřeba vytvořit protikorozi povlak, či opravit velké odlitky nebo díly. Nízkotlaké CS systémy jsou limitovány tlakem a teplotou pracovního plynu, tudíž jsou obvykle využívány na materiály s nižší kritickou rychlostí [5; 7; 9].

U vysokotlaké metody je pracovní plyn zahříván na požadovanou teplotu a veden do trysky. Zároveň druhá část plynu unáší částice materiálu ze zásobníku. Zahřátý plyn a unášecí plyn s částicemi se před vlastní tryskou spojují, plyn je urychlen a opouští trysku směrem k substrátu. Vysokotlaká zařízení jsou obvykle větší a nelze je přenášet, avšak mohou pracovat s mnohem vyššími teplotami a tlaky. Příklad komerčního zařízení je na Obr. 3 [5; 7; 9].



Obr. 2: Schéma pro (a) vysokotlaké zařízení a (b) nízkotlaké zařízení [7].



Obr. 3: Příklad komerčního zařízení cold spray, zde pistole Impact Cold Spray Gun 6/11 EvoCSII (Impact Innovations, GmbH., Rattenkirchen, Německo) [8].

### 2.1.3 Výhody a nevýhody

Metoda CS se vyznačuje velkým množstvím výhod, ale má také své nevýhody. Hlavní výhodou CS jakožto povrchové technologie oproti metodám žárového nanášení je, že materiál není v proudícím plynu taven, ale spojuje se až při dopadu díky plastické deformaci. Tím je zabráněno oxidaci povrchu částic prášku a oxidy tak nejsou do nově vznikající vrstvy vnášeny. Další výhodou je, že vnesené teplo obvykle není dostatečně velké, aby docházelo k rekrytalizaci, nechtěnému růstu zrn, či fázovým přeměnám. Dopadající částice dále dobře vyplňují povrchovou drsnost, tudíž je možné vytvářet materiály o vysoké, téměř ideální hustotě. Takové materiály se poté vyznačují mj. vysokou tepelnou a elektrickou vodivostí [4].

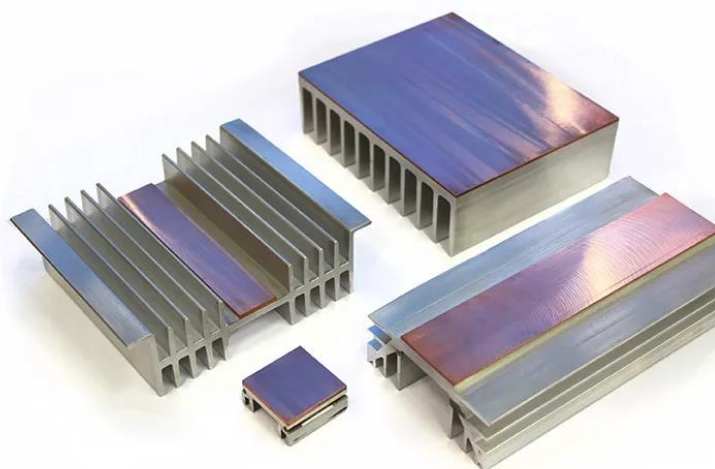
Při použití jakožto metody pro aditivní výrobu se CSAM rovněž vyznačuje řadou výhod oproti laserovým metodám. Jednou z nich je vysoká rychlost depozice materiálu v řádech desítek kilogramů za hodinu. Díky tomu lze během krátkého času vytvářet kovové povlaky a díly, které by jinou aditivní metodou trvalo vyrobit delší dobu. Zároveň lze pomocí CSAM vyrábět mnohonásobně větší díly než pomocí laserových technologií, které jsou limitovány malou tiskovou plochou. Další výhodou je možnost kombinovat různé druhy materiálů, které laserové technologie nedokáží spojit, např. kvůli rozdílné tavicí teplotě. CSAM nevyžaduje při práci podpory, které se následně musí někdy složitě po tisku odstraňovat.

Při výrobě se nevnaší do dílu tolik tepla, aby došlo k tavení materiálu jako např. u SLM, kde navíc hrozí, že při špatném chladnutí vzniknou velké deformace. Avšak i CSAM disponuje určitou nevýhodou oproti laserovým technologiím, a to relativně nízkým rozlišením vyrobeného dílu. Zatímco díly z SLM mohou disponovat velmi složitou vnitřní strukturou, díly z CSAM ji mohou dosáhnout pouze velmi omezeným způsobem.

Hlavní nevýhodou metody CS je téměř nulová plasticita nastříkaného materiálu, která byla vyčerpána při extrémní plastické deformaci částic při jejich dopadu. V případě nutnosti je tedy nutné komponentu dále tepelně nebo tepelně-mechanicky zpracovat. Toto zpracování může být žíhání v peci, či například zpracování pomocí technologie HIP. Další nevýhodou technologie CS je omezení zpracovatelných materiálů. Kvůli potřebě plastické deformace při dopadu je téměř nemožné používat čistě keramické materiály a jejich depozici je tak nezbytné zajišťovat smísením s (malým) podílem tvárné fáze [4; 10].

#### 2.1.4 Aplikace

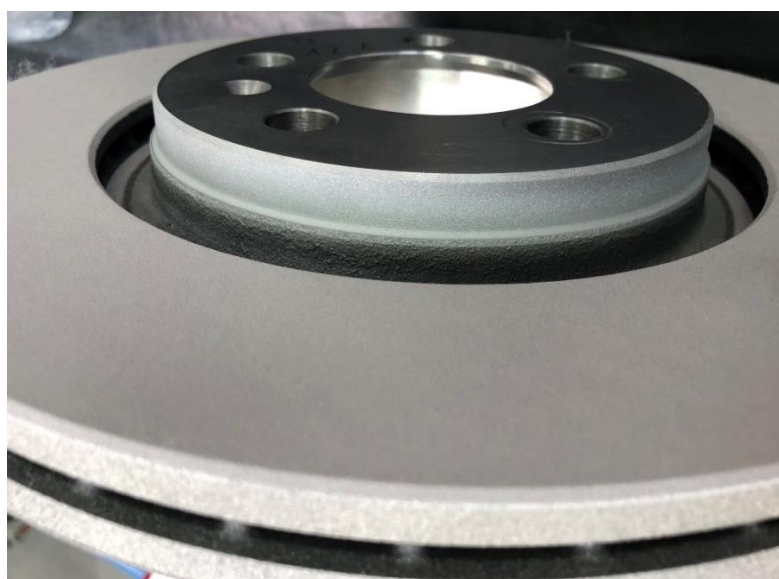
Historicky byla technologie CS nejprve využívána podobně jako ostatní metody žárového nanášení, tj. pro depozici povrchových vrstev. Zde technologie CS může sloužit v širokém spektru aplikací. Ve formě ochranných či funkčních vrstev je nejčastěji využívána v letectví, kosmonautice, či zbrojním a lodním průmyslu [4; 9]. Nejčastěji se jedná o výrobu povlaků odolných proti koroznímu či chemickému poškození. Dále lze vytvářet tepelně či elektricky vodivé vrstvy (Obr. 4 a Obr. 5) nebo nástřiky odolné proti opotřebení (Obr. 6) [4; 9; 11].



Obr. 4: Teplovodivá vrstva z mědi na hliníkovém chladiči připravená technologií CS [12].



Obr. 5: Elektricky vodivá vrstva z Cu připravená technologií CS [12].



Obr. 6: CS nástřik na brzdový kotouč zvyšující otěruvzdornost [12].

Oproti ostatním metodám žárového nanášení poskytuje technologie CS unikátní výhodu: kromě depozice povrchových vrstev umožňuje i opravy poškozených komponent. Tato schopnost je využívána pro renovace dílů, které by bylo mnohonásobně dražší znovu vyrobit. Porušený díl je obroben, začištěn a je na něj pomocí CS nastříkán materiál, který je následně obroben do původního tvaru. Takto lze například vyplňovat různé dutiny a porušení povrchu, jak je ilustrováno na Obr. 7, kde byla použita hliníková slitina k opravě hořčičkové převodové skříně helikoptéry [4; 9].



Obr. 7: Příklad opravy převodové skříně helikoptéry. Vlevo – porušená oblast před opravou.

Vpravo – porušené oblast po nastříkání CS a obrobení [4].

V posledních letech byla aplikační sféra technologie CS/CSAM rozšířena i o třetí mód, aditivní výrobu. Tato možnost využití CSAM je dána neomezenou tloušťkou depozitů, velkým množstvím zpracovatelného materiálu za jednotku času, prakticky neomezenými rozměry komponent, a vynikající mikrostrukturou. Poslední dobou je tak CS používán například k výrobě dílů pro kosmický průmysl. Příkladem je výroba spalovacích komor pro rakety Ariane, které jsou tvarově komplikované a obsahují vnitřní chladicí kanálky. Často jsou navíc složeny z více materiálů (na Obr. 8 například ze slitin Inconel 625 a slitiny CuCrZr) [4; 9; 11; 13].



Obr. 8: Spalovací komory pro raketu aditivně vyrobené technologií CSAM. Vlevo je komora tvořená dvojicí materiálu Inconel + CuCrZr. Vpravo je komora se složitou vnitřní strukturou a chladicími kanálky [12].



## 2.2 Zkoušení mechanických a lomových vlastností

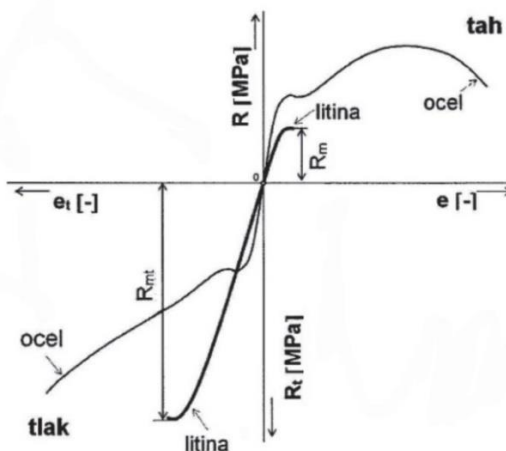
Pro bezpečné užívání technických materiálů je kriticky nutné znát jejich vlastnosti a mezní stavy. Ke zjištění těchto limitů jsou využívány různé zkoušky, nejčastěji mechanických vlastností. Základní mechanické vlastnosti se dají rozdělit na pružnost, pevnost, plasticitu a houževnatost. Mezi odvozené mechanické vlastnosti patří tvrdost, odolnost proti únavě a odolnost proti tečení [14; 15].

Aby bylo možné vlastnosti materiálu reprodukovat, je potřeba používat jednotných zkušebních postupů a podmínek. Ty jsou stanoveny normami, které udávají normalizační podmínky. Ty lze rozdělit:

- Dle způsobu zatěžování – na zkoušku tahem, tlakem, ohybem, krutem, stříhem
- Dle stavu napjatosti – na zkoušku při jednoosé, dvouosé a trojosé napjatosti
- Dle fyzikálních podmínek – na zkoušky za různých teplot a v různých prostředích
- Dle časového průběhu zatěžovací síly – na zkoušky statické a dynamické

### 2.2.1 Statické zkoušky

U statických zkoušek dochází k postupnému zatěžování zkoušeného materiálu a k jeho pomalým změnám. Mezi časté statické zkoušky se řadí zkoušky tahem a tlakem. Zkoušky jsou vynášeny se do smluvního pracovního diagramu, viz Obr. 9 a jejich výstupem je např. znalost meze pevnosti v tahu  $R_m$ , meze pevnosti v tlaku  $R_{mt}$ , či tažnosti [14; 16].



Obr. 9: Smluvní tahový a tlakový diagram pro litinu s lupínkovým grafitem a měkkou ocel [16].

### 2.2.2 Dynamické zkoušky

Na rozdíl od statických zkoušek probíhá zatěžování materiálů u dynamických zkoušek náhle nebo proměnlivě působícími silami.

Pokud síla působí náhle, jedná se o zkoušku rázovou. Příklad takové zkoušky je zkouška rázem v ohybu, kterou se stanovuje odolnost proti křehkému porušení.

U proměnlivého zatížení dochází ke změnám stavu napjatosti materiálu v čase. V důsledku cyklického namáhání dochází v materiálu k únavovým jevům, při kterých dojde k porušení materiálu při nižších zatíženích, než je tomu u statických zkoušek. Z toho důvodu jsou zkoušeny lomové vlastnosti, které zpravidla zahrnují zkoušení tzv. iniciační fáze – napětí potřebného k vytvoření únavových trhlin v konečném čase (běžně  $10^7$  cyklů) a fáze šíření – při ní se zkoumají již existující trhliny a závislost rychlosti jejich šíření a hnací síly [16].

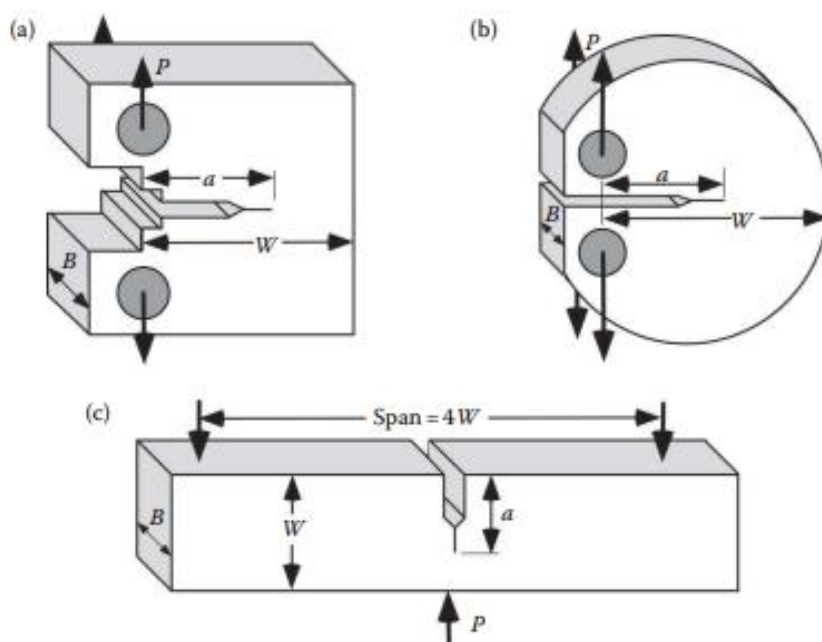
Jednou z důležitých vlastností materiálu je jeho lomová houževnatost. Tou se rozumí odpor materiálu vůči vzniku a šíření únavových trhlin. Lomová houževnatost je definována jako kritická hodnota faktoru intenzity napětí při stavu rovinné deformace ( $K_{IC}$ ), při které dochází k významnějšímu růstu trhlin.  $K_{IC}$  platí v lineární elastické lomové mechanice a zkouší se dle norem jako ČSN EN ISO 12737 [14] nebo dle ASTM E399 [17]. Nejčastěji používanými tělesy pro tyto testy jsou vzorky typu SEN a CT, popsané dále v kapitole 2.3 [14].

U některých materiálů může dojít k výrazné plastické deformaci na čele trhliny. Pro takové materiály přestává platit lineárně-elastický popis a je nutno použít popis elasticko-plastické lomové mechaniky. Lomová houževnatost se v takovém případě určuje z otevírání čela trhliny (označované jako CTOD – crack tip opening displacement) nebo z lomové houževnatosti  $J_{IC}$  určené z  $J$ -integrálu, který udává uvolňování deformační energie nutné k šíření únavové trhliny. Tento druh zkoušení popisuje norma ASTM E1820 [14; 18; 19].

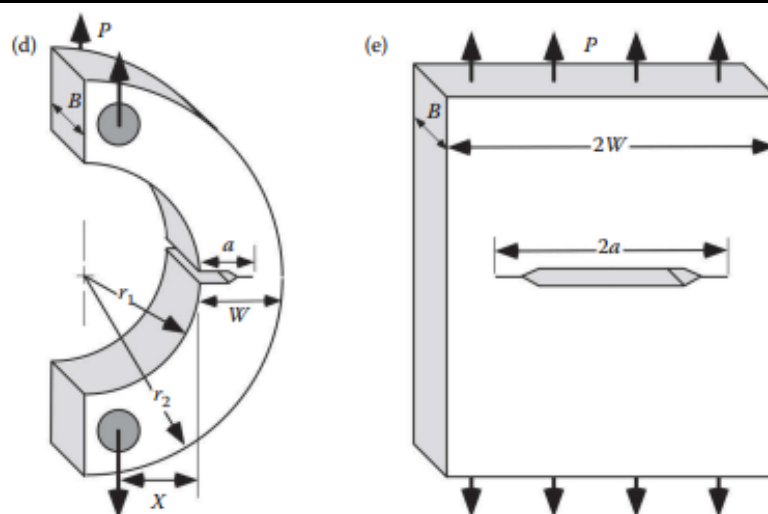
## 2.3 Vzorky malých velikostí

Při testování není vždy možné zkoušet rozměrné vzorky, ať již kvůli ceně daných materiálů, malé zkušební tavbě, nedostatečně velkým polotovarům, či například malému přímému odběru pro zkoumání vlastností dílů po havárii. Z tohoto důvodu jsou při zkoušení preferovány menší, unifikované vzorky. Na základě srovnání malých vzorků a vzorků standartní velikosti bylo totiž ověřeno, že lze získat výsledky o podobné kvalitě [20]. Vystává otázka, proč nevyužívat pouze vzorky malých velikostí, pokud mají srovnatelné výsledky. Hlavním problémem je, aby ve vzorku byly zahrnuty dostatečně velké oblasti zahrnující statisticky významný vzorek, tak, aby výsledky neovlivňovala mikroskopická nehomogenita materiálu. U lomových vzorků je nutné ještě počítat s faktem, že velikost plastické zóny by měla být o hodně menší, než je zbylý průřez a další rozměry vzorku, aby platila lineární lomová mechanika [14; 18].

V kategorii malých vzorků jsou nejčastěji využívány vzorky typu CT (compact tension) a vzorky typu SEN (single-edge notch), též označovaný jako SENT (single-edge notch tension) nebo SENB (single-edge notch bend), viz Obr. 10. Další méně využívané typy malých vzorků jsou zobrazeny na Obr. 11. Všechny tyto vzorky mají vytvořený vrub, ze kterého se následně šíří trhlina při zkouškách. [18; 21].



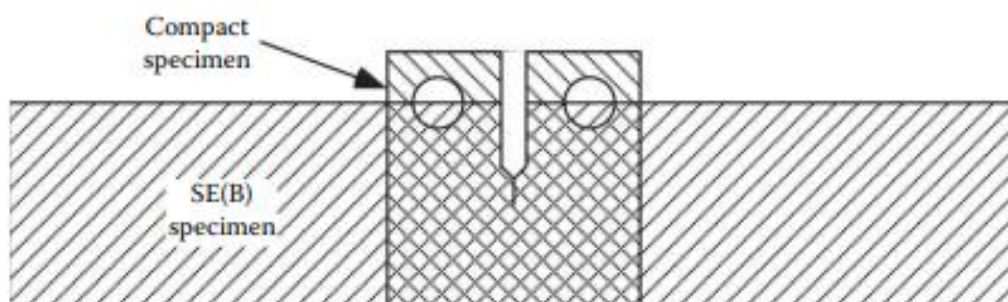
Obr. 10: Druhy standardizovaných vzorků: (a) CT vzorek, (b) CT vzorek diskovitého tvaru, (c) SEN vzorek [21].



Obr. 11: Druhy standardizovaných vzorků: (d) klenbovitý vzorek a (e) MT vzorek [21].

Velikost vzorků se může lišit. Dle normy ASTM E1820 a ASTM E399 je obvyklá velikost vzorku typu CT rozměrově  $B = 25,4$  mm a  $W = 50,8$  mm – označuje se jako T1. Tato velikost se může však měnit, nejčastěji se mění geometrickou řadou, a to 0.5T, 1T, 2T atd.

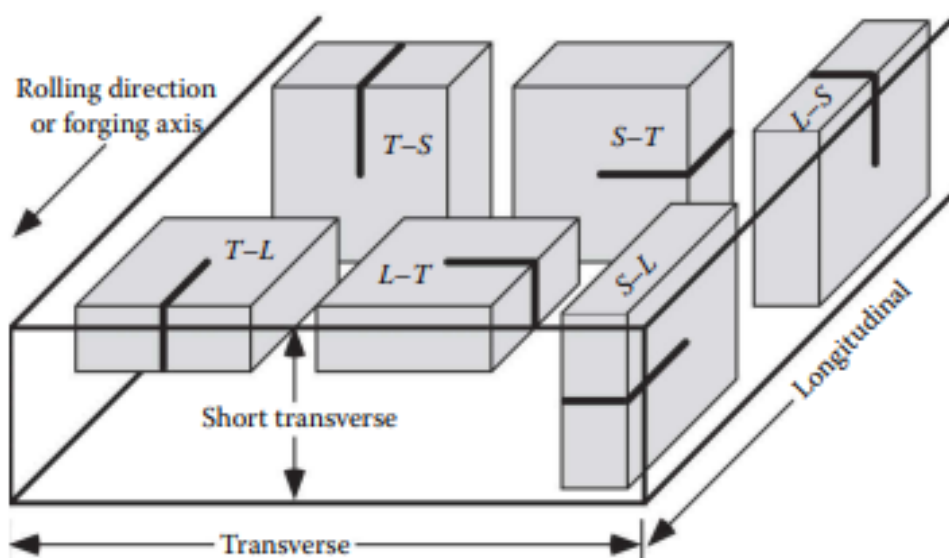
Vzorky typu SEN se mohou velikostně lišit více. Obvykle se jejich šířka  $W$  počítá jako  $W = 2 \times B$ . Standardní rozteč opěrných bodů pro měření je  $4 \times W$ . Při porovnání vzorků typu CT a SEN se pro stejnou velikost vrubu obvykle spotřebuje na vzorek typu SEN více materiálu, ale na druhou stranu u CT vzorku je potřeba počítat s náročnější výrobou otvorů pro uchycení, viz Obr. 12 [17; 19; 21].



Obr. 12: Porovnání velikosti vzorku CT a SEN se stejně velkým vrubem [21].

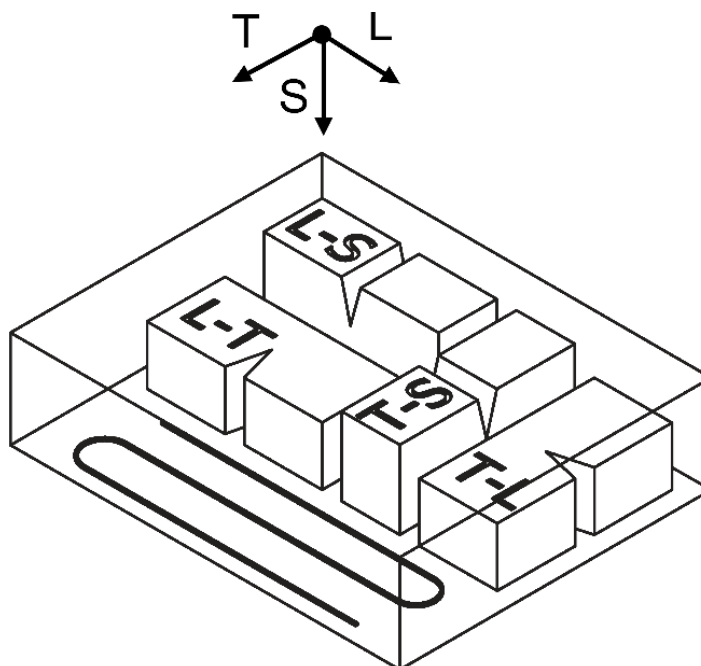
U zkušební vzorku se rovněž počítá s orientací vrubu, ze kterého se následně šíří vznikající trhlina. Dle normy E1823 se obecně rozlišují tři základní směry: S, L a T. Například u válcovaného materiálu je S jeho tloušťka, L je směr válcování a T je příčný směr kolmý na směr válcování. Následně lze tvořit dvoupísmenné kombinace (jako například L-S), kde

první písmeno označuje směr kolmý na vrub / směr působení síly a druhé písmeno označuje směr šíření trhliny, jak je znázorněno na Obr. 13 [21; 22].



Obr. 13: Značení os vzorků dle normy E1823 [22].

Pro technologii CS existuje analogické označování os, avšak na rozdíl od válcování jsou osy uvažovány dle směru rastrování při depozici materiálu: L – směr delšího rastrování; T – směr kratšího rastrování a S – směr osy nanášecí trysky (Obr. 14).



Obr. 14: Schématické zobrazení orientace vzorků s ohledem na rastrování CS.

## 2.4 Slitina hliníku AlMg1SiCu

Slitina AlMg1SiCu, též známá jako EN AW – Al 6061 či AA6061 je jedna z nejčastěji využívaných slitin hliníku. Byla vyvinuta v roce 1935. Jak je patrné z názvu, jedná se o slitinu hliníku, hořčíku, křemíku, mědi, která může dále obsahovat ještě jiné prvky ve stopovém množství. Přesnější složení je uvedeno v Tabulka 1 [23].

*Tabulka 1 – Složení slitiny Al 6061 [24].*

Prvek	Hm. %	Prvek	Hm. %
Si	0,4–0,8	Cr	0,04–0,35
Fe	0–0,7	Zn	0–0,25
Cu	0,15–0,4	Ti	0–0,15
Mn	0–0,15	Al	zb.
Mg	0,8–1,2		

Modul pružnosti této slitiny se pohybuje okolo 70–73 GPa a její mez pevnosti v tahu je zhruba 240–310 GPa, dle tepelného zpracování. Danou slitinu je možné tepelně zpracovávat především pomocí přirozeného (T4) a umělého stárnutí (T6).

Slitina je rovněž dobře tvářitelná, dobře svařitelná a dobře obrobitelná. Na povrchu si vytváří ochrannou pasivační vrstvu a tím odolává vůči korozi [23; 24; 25].

Díky svým vlastnostem je slitina využívána v širokém spektru odvětví. Jedná se například o stavebnictví, kde se používá na okrasné architektonické prvky, okenní rámy nebo zábradlí. Dále se z ní vyrábí rámy kol a další sportovní vybavení. V neposlední řadě našla uplatnění i v potravinářském průmyslu, například pro výrobu plechovek pro konzervované potraviny. Technicky nejdůležitější použití však tato slitina našla v letectví a automobilovém průmyslu. V letectví se využívá především na komponenty a trupy letadel, zatímco v automobilovém průmyslu se využívá pro výrobu karoserií, podvozků a dalších lehkých komponent [25; 26].

### 3 Experimentální část

Experimentální část práce je věnována popisu přípravy vzorků, průběhu testů a jejich vyhodnocení. Všechny vzorky testované v průběhu této práce jsou vyrobeny technologií CS z materiálu slitiny hliníku 6061, na kterých bylo po depozici provedeno různé tepelně-mechanické zpracování. Pro porovnání výsledků s metodou CS je dále zařazen i válcovaný plech ze slitiny 6061.

#### 3.1 Depozice a popis vzorků

Polotovary slitiny Al 6061 pro tuto práci byly nanášeny metodou CSAM v rámci spolupráce s Northeastern University v Bostonu, USA. Vzorky byly vyrobeny vysokotlakým systémem společnosti VRC za použití parametrů nanášení uvedených v Tabulka 2 a materiál byl dále tepelně-mechanicky zpracován. Pro takto deponované vzorky byl zaveden systém značení, který je zaznamenán v Tabulka 3.

*Tabulka 2 – Použitý systém CS, parametry vstupního prášku a depoziční parametry pro nanášení slitiny Al 6061 [3].*

Nanášecí systém CS	VRC Gen III Max
Materiál trysky	polybenzimidazol (PBI)
Model trysky	VRC® Nozzle 0071
Délka hrdla trysky	2,7 mm
Délka trysky	170 mm
Průměr hrdla trysky	1,75 mm
Průměr výstupu trysky	4,85 mm
Typ prášku	Valimet Al 6061
Distribuce velikosti prášku	19 $\mu\text{m}$ ( $D_{10}$ ), 34 $\mu\text{m}$ ( $D_{50}$ ), 51 $\mu\text{m}$ ( $D_{90}$ )
Rychlost podávání prášku	6,1 g/min
Substrát	Al 6061–T651, plech tloušťky 6,35 mm
Typ plynu	Helium
Tlak plynu	3,5 MPa
Teplota plynu	400 °C
Vzdálenost trysky od substrátu	25,4 mm
Rastrovací rychlost	254 mm/s
Velikost kroku rastrování	1 mm

*Tabulka 3 – Seznam značení vzorků.*

Druh vzorku	Značení
Válcovaný plech	SH
Kineticky naneseno (CS)	CS
CS + T6	CST6
CS + vysokoteplotní T6	CST6HT
CS + válcováno o 10 %	CS10
CS + válcováno o 10 % + T6	CS10T6

Při tepelném zpracování (TZ) T6 bylo u slitiny provedeno rozpouštěcí žíhání při teplotě 530 °C a následovalo umělé stárnutí při teplotě 175 °C. Při vysokoteplotním zpracování T6 byl blok zahříván na teplotu 600 °C, následně byla teplota snížena na krátkou dobu na 530 °C, a následovalo umělé stárnutí opět při teplotě 175 °C. Tepelně-mechanické zpracování (TMZ) pomocí válcování probíhalo za teploty 500 °C. Po válcování bylo u poslední skupiny vzorků provedeno ještě zpracování T6 se stejnými parametry. Délky trvání jednotlivých zpracování nebyly z důvodů ochranných práv partnerskou laboratoří poskytnuty.

### 3.2 Příprava vzorků

Materiály k testování byly partnerem dodány ve formě depozitů o tloušťce 5 mm. Z každého materiálu byly pomocí technologie EDM vyřezány vzorky v různých orientacích s ohledem na směr rastrování při depozici. S ohledem na tloušťku depozitů byly námi testované vzorky vyřezány ve čtyřech orientacích L-S, L-T, T-S a T-L (viz sekce 2.3). Tato kombinace mimo jiné umožnila ověření anizotropie vlastností v rovině kolmé na směr depozice. Počet jednotlivých testovaných vzorků každé orientace je uveden v Tabulka 4, přičemž pouze v orientaci L-S byl stejný počet vzorků u všech typů zpracování. Pro zbylé orientace L-T, T-S a T-L se počet vzorků lišil kvůli omezeným rozměrům polotovarů, a to v rozmezí od jednoho do pěti kusů.

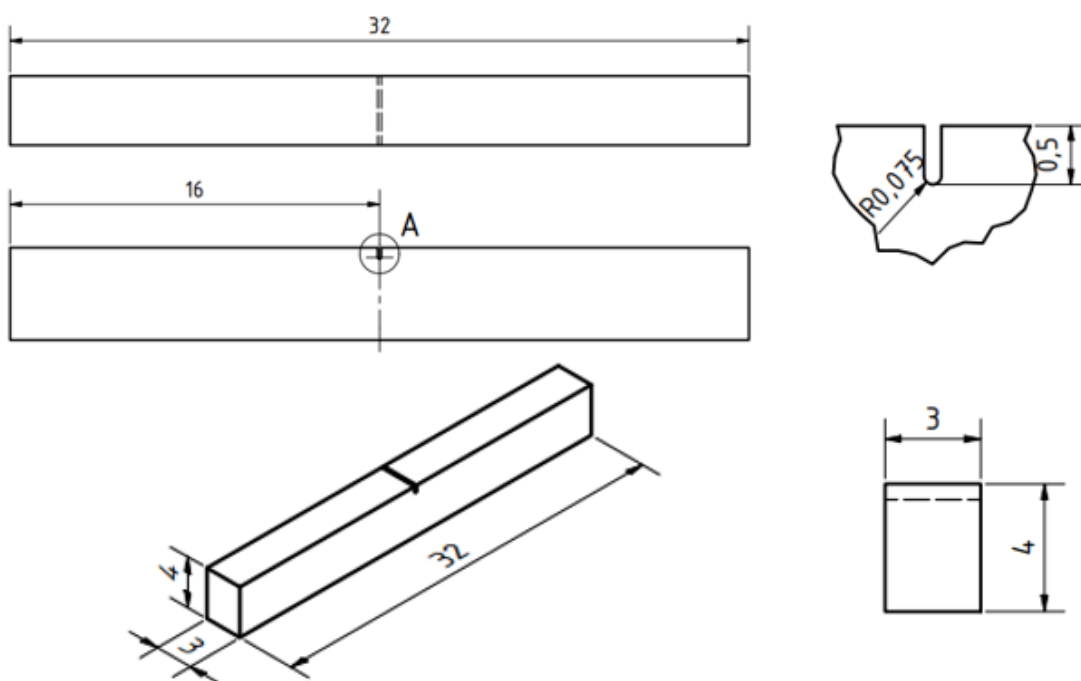
Vzorky nařezané pomocí EDM měly rozměr 32×4×3 mm<sup>3</sup>. Po odstranění otřepů z EDM byly na některých vzorcích z každé orientace vytvořeny vruby pro zkoušky lomové houževnatosti, čímž vznikly vzorky typu SENB (Obr. 15). Nevrubované vzorky zůstaly pro



zkoušení mechanických vlastností. Následně byly tyto vzorky pro možnost sledování růstu trhlin broušeny z boční strany (4×32 mm) na brusných papírech se zvyšující se jemností a leštěny diamantovou suspenzí o velikosti částic 3 μm a 1 μm.

Tabulka 4 – Počty jednotlivých testovaných vzorků pro kombinace materiálů a orientací.

Typ vzorku	Orientace			
	L-S	L-T	T-S	T-L
SH	5	5	5	5
CS	5	3	5	4
CST6	5	4	1	2
CST6H	5	4	5	5
CS10	5	5	2	2
CS10T6	5	4	1	2



Obr. 15: Geometrie vzorků SENB připravených pro zkoumání lomové houževnatosti.

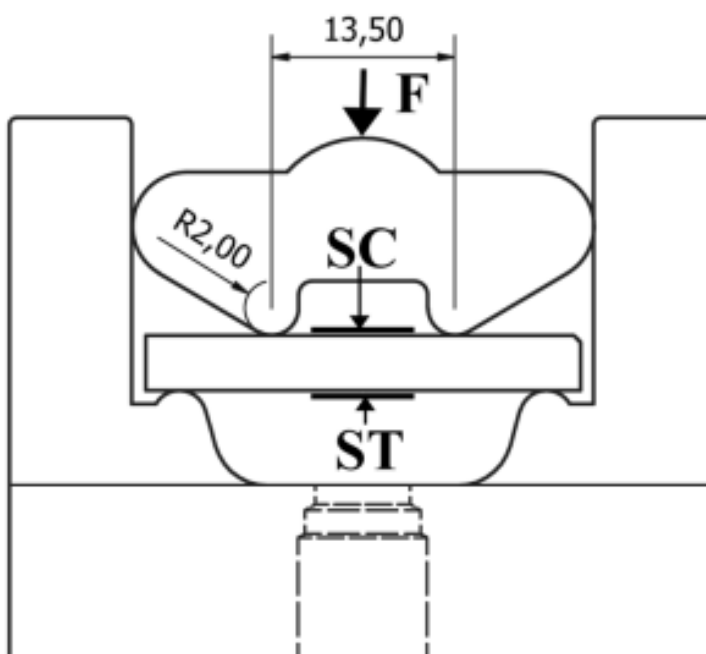
### 3.3 Postup měření

#### 3.3.1 Měření závislosti napětí – deformace

Kvůli rozměrům použitých vzorků typu SENB byla využita metoda dle Herberta [27], která v jednom měření kombinuje jak tahové, tak i tlakové zatížení. Výsledky měření byly následně vyhodnoceny dle Mayvillia a Finnieho [28]. Tento test dovoluje měření až do 5 % deformace za předpokladu homogenního vzorku. Měření probíhalo na zkušebním stroji Hegewald-Peschke Inspekt 100 s 20 kN siloměry s rychlostí posuvu  $2,5 \times 10^{-6}$  m/s.

Vzorek bez připraveného vrubu byl připevněn do speciálního přípravku pro čtyřbodový ohyb se vzdáleností vnějších podpěr  $L=27$  mm a vnitřních podpěr  $l=L/2$  mm (Obr. 16).

Aby bylo možné zjistit napětí ve vnějších vláknech na tahové (ST – viz Obr. 16) a tlakové straně (SC – viz Obr. 16), byla využita technologie DIC (Digital image correlation – digitální obrazová korelace) s pomocí softwaru ncorr, ze kterého jako výsledek vyšlo pole posuvů. K pořízení snímků byla využita 5 MPix monochromatická kamera FLIR Blackfly vybavená telecentrickým objektivem s koaxiálním osvětlením. Snímaná oblast nacházející se mezi podpěrami měla rozměry přibližně  $4 \times 4$  mm<sup>2</sup>.

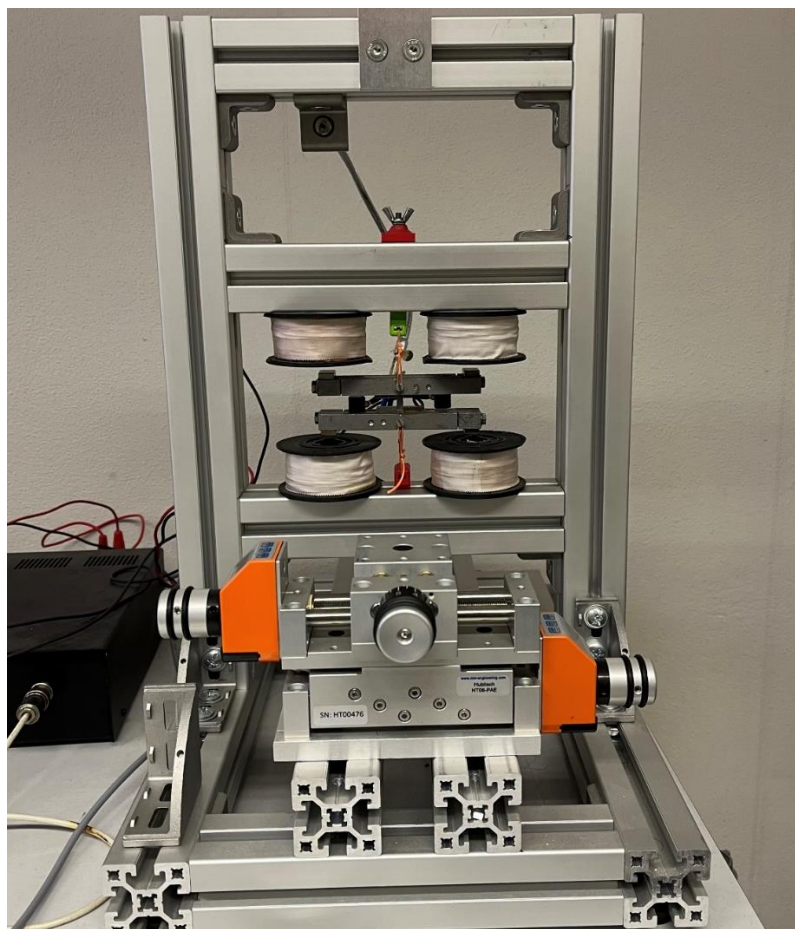


Obr. 16: Schématické zobrazení přípravku pro testování čtyřbodovým ohybem [29].

### 3.3.2 Šíření únavových trhlin

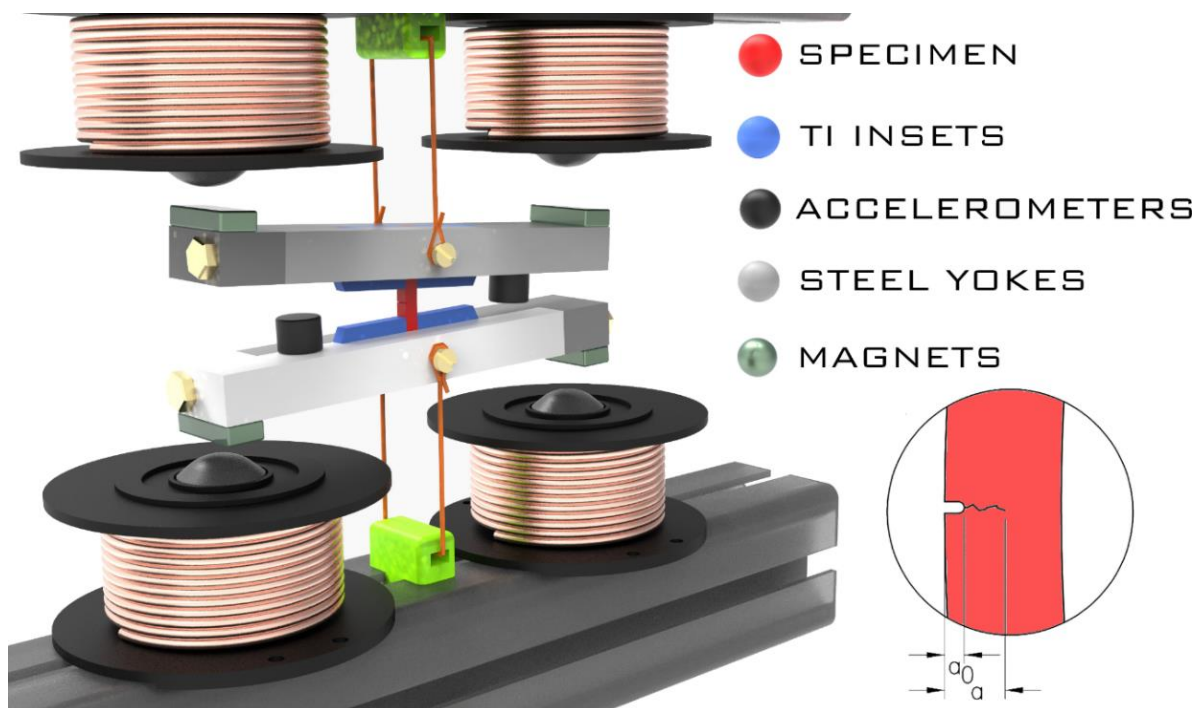
Měření šíření únavových trhlin bylo uskutečněno na testovacím zařízení vyvinutém na KMAT FJFI ČVUT (Obr. 17; detail Obr. 18). Princip testovací metody spočívá ve využívání rezonance k buzení únavových trhlin a zároveň jejich měření. Podrobnější princip metody je popsán v článku [30]. Daná metoda umožňuje v krátkém čase (obvykle méně než 24 hodin) měřit materiály, a to i s velmi odlišnými vlastnostmi (jako např. hliníkovou slitinu 7075 či ocel 4340) v rozsahu rychlostí šíření trhlin  $\frac{da}{dN}$  od  $10^{-11}$  do  $10^{-6}$  m/cyklus.

Pro naše měření byly použity vzorky typu SENB s rozměry  $32 \times 4 \times 3$  mm<sup>3</sup> s vrubem hloubky 0,5 mm, viz sekce 3.2. Vzorky byly zatíženy cyklickým ohybem ve své centrální části s parametrem asymetrie cyklu  $R \sim -1$  dle normy ASTM E647 [31]. Délka trhlin byla měřena pomocí metody rozdílu poddajností, kdy je sledován rozdíl poddajnosti vzorku pro části zatěžovacího cyklu s otevřenou a zavřenou trhlinou.



Obr. 17: Rezonanční zařízení pro měření únavových trhlin.

Na rozdíl od tradičních způsobů měření umožňuje tato měřicí soustava kontrolu nad rychlostí šíření únavových trhlin  $\frac{da}{dN}$  pomocí uzavřené regulační smyčky, viz článek [32]. Díky tomu je nejen možné spočítat čas každého měření, ale například i zastavit nekontrolovaný růst trhlin či naopak zamezit nechtěnému zastavení jejich růstu. Tento postup umožňuje trhliny iniciovat vyšším napětím, aby vůbec došlo k jejich růstu. Po zahájení růstu trhlin je rychlost udržována na  $\frac{da}{dN} = 10^{-10}$  m/cyklus až do délky trhliny  $a = 0,9$  mm, následně dojde k postupnému snížení rychlosti růstu trhlin tak, aby při  $a = 1$  mm byla rychlost šíření  $\frac{da}{dN} = 10^{-11}$  m/cyklus. Následně dojde k exponenciálnímu zvyšování rychlosti růstu trhlin tak, aby při délce trhliny  $a = 2$  mm byla rychlost šíření  $\frac{da}{dN} = 10^{-6}$  m/cyklus. Tímto způsobem byly postupně změřeny všechny vzorky určené pro měření šíření únavových trhlin. Na Obr. 18 je zobrazen detail zařízení s vloženým vzorkem.

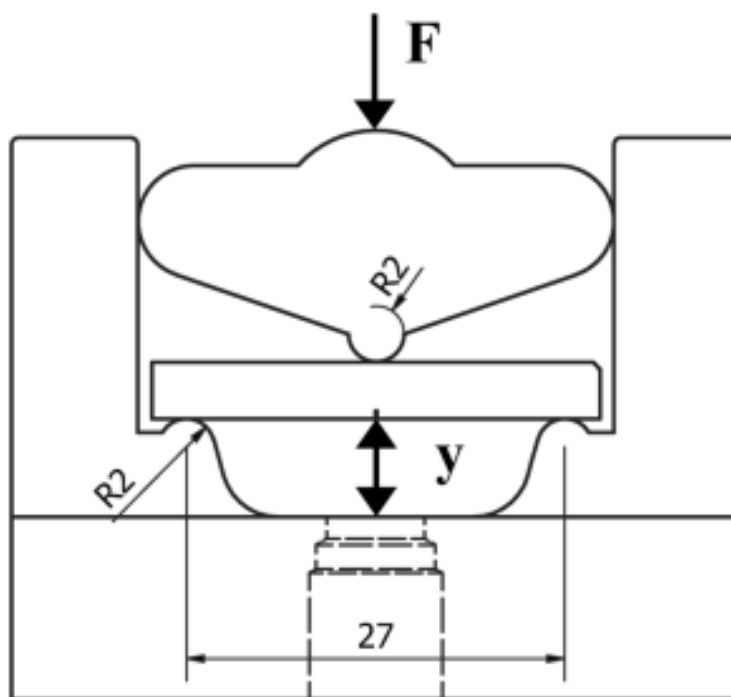


Obr. 18: Detail soustavy pro měření šíření únavových trhlin [33].

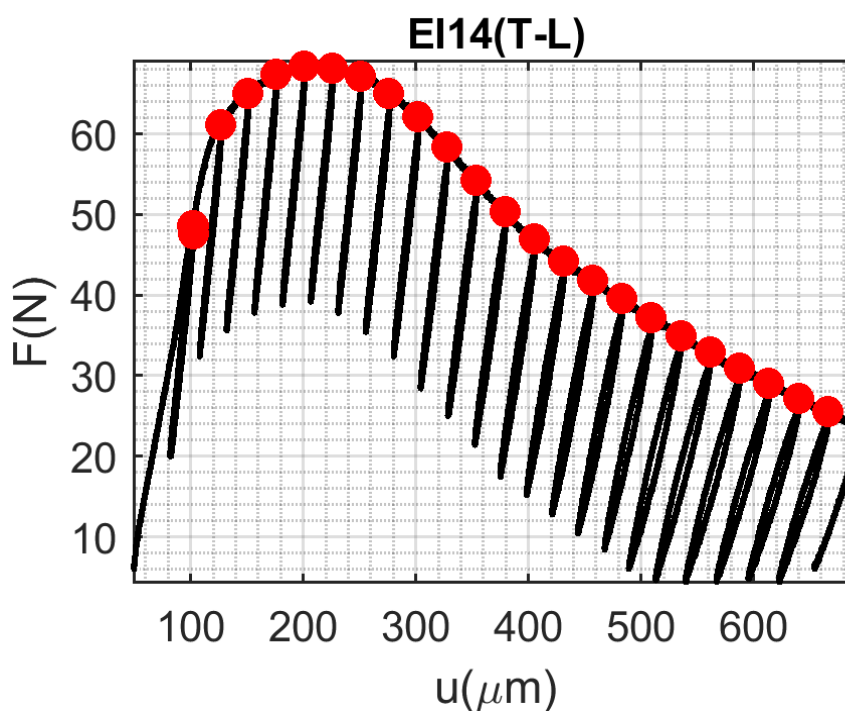
### 3.3.3 Lomová houževnatost

Měření lomové houževnatosti probíhalo na vzorcích typu SENB s předcyklovanými trhlinami délky  $a = 2$  mm z rezonančního zařízení (viz sekce 3.3.2). Průběh měření odpovídá normě ASTM E1820 [19].

Tímto způsobem připravené vzorky byly měřeny pomocí tříbodového ohybu v měřicím zařízení Hegewald-Peschke Inspekt 100 s 20 kN siloměry a rychlostí posuvu  $1 \times 10^{-6}$  m/s. K měření byl využit přípravek na měření tříbodového ohybu, schematicky znázorněný na Obr. 19. Vnější podpěry měly opět vzdálenost  $L = 27$  mm. Při měření docházelo k cyklickému zatěžování a odtěžování vzorků, přičemž délka trhlin byla stanovena komplanční metodou, tedy pomocí poddajnosti vzorku. Ilustrace typického zatěžovacího cyklu vzorků je uvedena na Obr. 20, přičemž začátek každého odtěžovacího cyklu je zde zobrazen červenými tečkami. Q



Obr. 19: Schématické zobrazení přípravku pro tříbodový ohyb [29].



Obr. 20: Typický zatěžovací a odtěžovací cyklus při měření lomové houževnatosti.

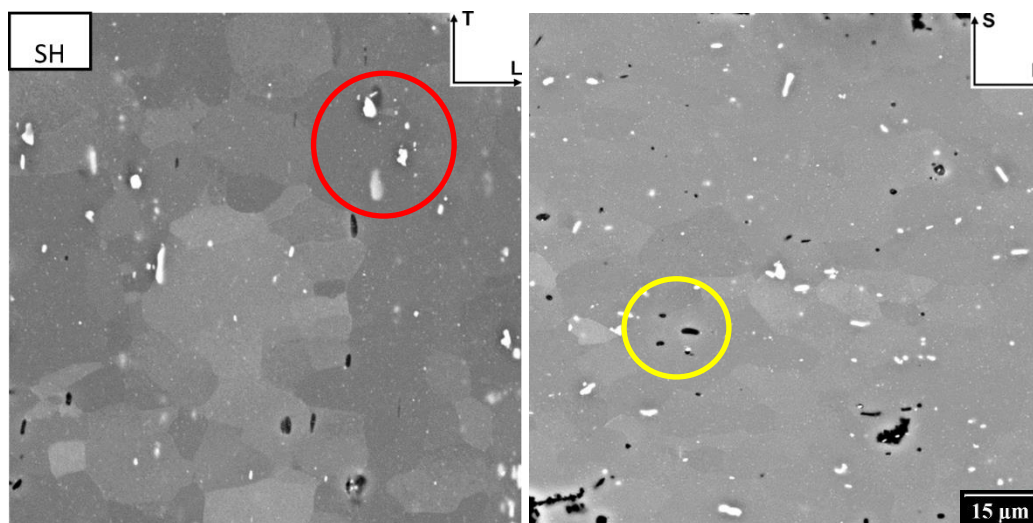
### 3.3.4 Mikrostruktura a fraktografie

Z jednotlivých materiálů byly odebrány vzorky pro metalografickou přípravu. Vzorky byly broušeny pomocí brusných papírů o zrnitosti FEPA 400, 800, 1200, 2500, 4000 po dobu 20 sekund a poté 1 minutu leštěny za použití 3  $\mu\text{m}$  a 1  $\mu\text{m}$  diamantové suspenze. Posledním krokem bylo doleštění koloidním  $\text{SiO}_2$  na vibrační leštičce Vibromet (Buehler, Lake Bluff, IL, USA). Mikrostruktura takto připravených vzorků byla zkoumána pomocí elektronového mikroskopu SEM (scanning electron microscope) JEL JSM-IT500HR (JEOL, Tokio, Japonsko) vybaveného EBSD (electron back-scatter diffraction) detektorem Velocity (AMETEK EDAX, Tokio, Japonsko). Fraktografická analýza lomových ploch těles po zkoušení lomové houževnatosti byla provedena na elektronovém mikroskopu JSM-5510LV (JEOL, Tokio, Japonsko).

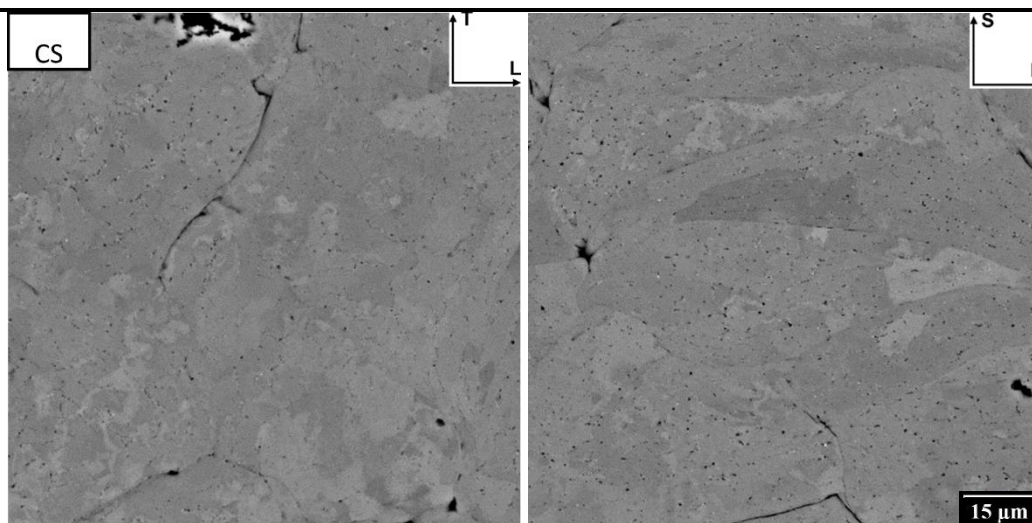
## 4 Vyhodnocení výsledků a diskuse

### 4.1 Mikrostruktura

Mikrostruktura vzorků SH a CS je zobrazena na Obr. 21 a Obr. 22 vždy ve směru S, tj. z pohledu CS trysky, a dále z pohledu ve směru T, tj. kolmo na stopu rastrování. Ve vzorku SH je možné v obou pohledech vidět precipitáty (červené vyznačení) v charakteristickém řádkování a příležitostnou pórovitost (žluté vyznačení). Obě mikrostrukturní charakteristiky jsou důsledkem technologie výroby odléváním. Následné válcování pravděpodobně snížilo, ale ne zcela eliminovalo výskyt pórů a rovněž dalo vzniknout charakteristickému řádkování mikrostruktury i precipitátů. Snímky vzorku CS zobrazují homogenní mikrostrukturu tvořenou jednotlivými částicemi. Ty díky vysoké letové rychlosti  $1110 \pm 160$  m/s (měřeno vysokorychlostní kamerou na Northeastern University) vykazují relativně velké zploštění. Jednotlivé částice na sebe relativně dobře doléhají a vzorek tak obsahuje jen minimální pórovitost, lokalizovanou především na hranicích částic (Obr. 22).

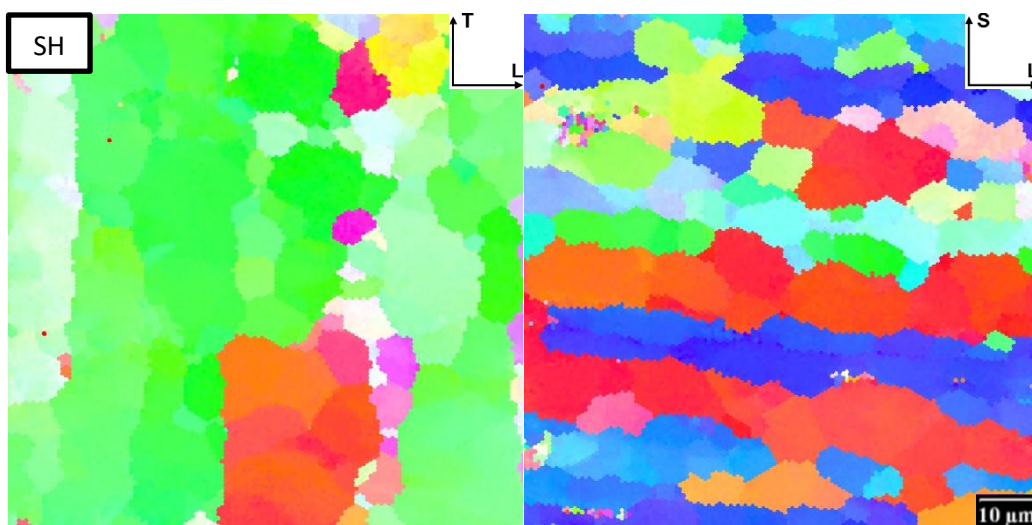


Obr. 21: Mikrostruktura vzorku SH válcovaného plechu ve směrech S a T.



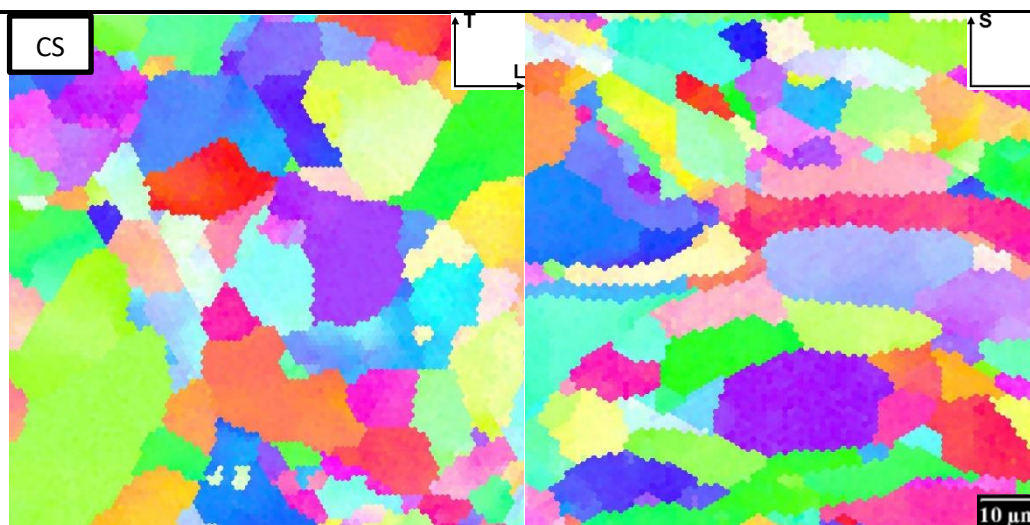
*Obr. 22: Mikrostruktura vzorku CS ve směrech S a T.*

Obr. 23 a Obr. 24 zobrazují mikrostrukturu obou vzorků SH a CS pozorovanou pomocí metody EBSD (IPF mapy). Vzorek SH (Obr. 23) v pohledu ze směru S výraznou texturu pozorovanou pomocí SEM nevykazuje, avšak na snímku z pohledu T je již řádkování typické pro válcovanou strukturu dobře patrné (patrné je i řádkování precipitátů). Ve shodě s pozorováními SEM obsahuje vzorek CS (Obr. 24) typickou strukturu zploštělých částic (viditelných zejména z pohledu T), která vzniká dopadem částic a následnou plastickou deformací. Zde jsou zploštělé nejen původní částice prášku, ale i jednotlivá zrna. Tato struktura odpovídá odborné literatuře [4]. V neposlední řadě lze vypožorovat, že velikost zrn ve vzorku CS téměř odpovídá velikosti částic původního prášku (Tabulka 2). Jedna částice tedy obsahuje jen velmi málo zrn.



*Obr. 23: IPF mapa vzorku SH válcovaného plechu ve směrech S a T.*



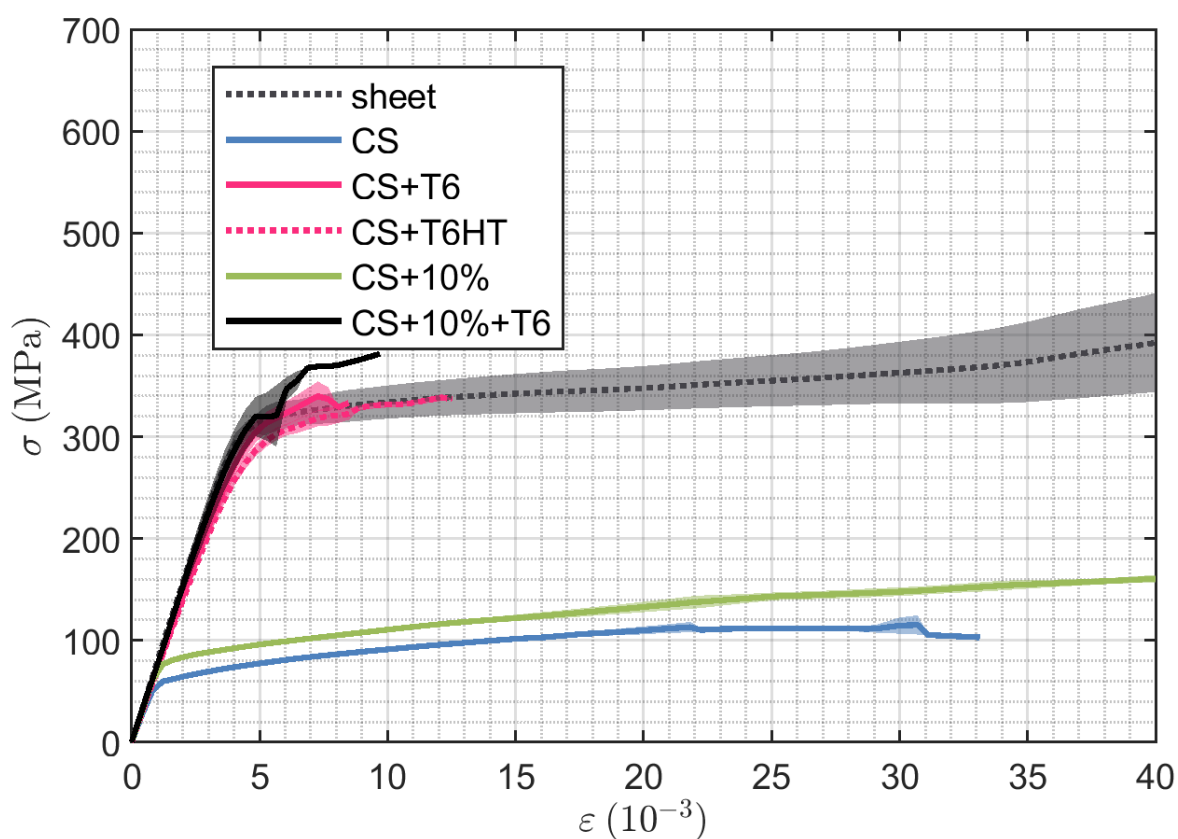


Obr. 24: IPF mapa vzorku CS ve směrech S a T.

Porovnání jednotlivých snímků SEM a EBSD IPF vede k několika závěrům. Vzorek SH obsahoval zrna velikostně srovnatelná se vzorkem CS. To je poměrně překvapivé zjištění, pravděpodobně důsledek způsobu výroby daného plechu, tj. dodatečným válcováním litého materiálu a rovněž absencí oblasti jemných zrn v materiálu CS. Tyto oblasti se u technologie cold spray tvoří díky extrémnímu nárůstu hustoty dislokací, nejvíce podél hranic dopadajících částic. Avšak u vzorků slitin Al bylo pozorováno, že tato dynamická rekrytalizace při dopadu částic může být potlačena tepelně aktivovanou rekrytalizací [33]. Ta může být způsobena lokálním zvýšením teploty při dopadu částice a zároveň i použitou teplotou pracovního plynu, která byla 400 °C (Tabulka 2), přičemž se tato teplota blíží teplotě homogenizačního žíhání, která je okolo 415 °C [34]. Z tohoto důvodu tedy může pravděpodobně docházet ke změnám mikrostruktury Al 6061 přímo při nanášení, jelikož jsou oba tyto zdroje tepla pro hliník a jeho slitiny s relativně nízkými teplotami tavení nezanedbatelné.

## 4.2 Měření závislosti napětí – deformace

V Obr. 25 jsou zobrazeny výsledné křivky závislosti napětí – deformace pro symetricky uvažovaný tah – tlak. V Tabulka 5 jsou dále uvedeny výsledky dle metody Herberta [27] pro symetrické vynesení tahu – tlaku. Zkouška byla vyhodnocována do maximální hodnoty 4 % deformace, při vyšší deformaci totiž docházelo u některých vzorků k nehomogenní plasticitě a vzniku trhlin ve vzorku, což znemožňovalo pozdější vyhodnocení. Naopak některé vzorky byly přetrženy již před hranicí 4 % deformace.



Obr. 25: Graf závislosti napětí – deformace se symetrickým vynesáním křivek tahu a tlaku pro všechny série.

Tabulka 5 – Výsledky zkoušky čtyřbodovým ohybem, tah a tlak uvažovány symetricky ( $E$  – Modul pružnosti;  $R_{p0,2}$  – smluvní mez kluzu při 0,2 % deformace;  $R_{m4}$  – napětí při 4% deformace;  $A$  – prodloužení / komprese;  $K_{IC}$  – lomová houževnatost).

Série	$E$ (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$R_{m4}$ (MPa)	$A$ (%)	$K_{IC}$ (MPa·m <sup>0.5</sup> )
SH	72±10	318±8	>396±84	>5,4±0,9	53±12
CS	63±2	70±2	128±7	2,9±0,5	13±1
CST6	71±4	342±15	364±10	0,8±0	10±0
CST6HT	69±1	313±7	340±12	1±0,2	13±0
CS10	70±9	89±2	>215±6	>5,9±0,2	17±3
CS10T6	76±3	360±11	346±41	0,8±0,2	11±1

Pro úplné pochopení chování testovaných materiálů jsou v Tabulka 6 dále zaznamenány hodnoty pro tah a tlak za předpokladu, že se materiál chová jinak v tahu (značení indexem „t“) a v tlaku (značení indexem „c“).

Tabulka 6 – Hodnoty pro měření napětí – deformace, pokud je uvažováno rozdílné chování pro tahu a tlaku ( $R_{p0,2t}$  – smluvní mez kluzu pro tahu;  $R_{p0,2c}$  – smluvní mez kluzu pro tlak;  $R_{mt4}$  – napětí při 4% deformace pro tahu;  $R_{mc4}$  – napětí při 4% deformace pro tlak;  $A_t$  – prodloužení;  $A_c$  – komprese).

Série	$R_{p0,2t}$ (MPa)	$R_{p0,2c}$ (Mpa)	$R_{mt4}$ (Mpa)	$R_{mc4}$ (Mpa)	$A_t$ (%)	$A_c$ (%)
SH	321±5	316±21	>345±32	>430±111	>5,7±0,7	>5,1±0,9
CS	65±2	76±2	116±11	152±16	3,2±0,6	2,6±0,4
CST6	312±22	375±4	336±13	394±6	0,9±0	0,7±0,1
CST6HT	296±6	331±18	320±6	359±21	1,1±0,2	1±0,2
CS10	85±3	95±2	>166±5	>222±9	>6,6±0,2	>5,3±0,1
CS10T6	298±51	363±28	330±49	373±31	0,8±0,2	0,7±0,2

Z naměřených hodnot je patrné, že pevnost válcovaného plechu je minimálně 3× větší než u vzorku CS bez dalšího zpracování, a rovněž tažnost je minimálně dvojnásobná. Nízká

tažnost je způsobená vyčerpáním plasticity při nanášení materiálu CS v kombinaci s nedokonalým spojením jednotlivých částic, které může působit jako koncentrátor napětí. Podobné hodnoty tažnosti vykazoval i vzorek CS Al 6061 ze článku [3], kde byla naměřena hodnota  $A = (2,6 \pm 0,6) \%$ . Nízká mez kluzu vzorku CS může být způsobená absencí precipitátů, které by tuto mez zvyšovaly. U vzorku CS10 se po válcování  $R_{p0,2}$  a  $R_{m4}$  zvýšily minimálně, avšak tažnost se zvýšila přibližně dvojnásobně oproti CS. Nízký nárůst pevnostních charakteristik mohl být zapříčiněn relativně vysokou teplotou při válcování, jelikož byl vzorek nejdříve zahříván v peci a následně válčován. Toto teplotní zpracování tedy do jisté míry negovalo dodatečné zpevnění plastickou deformací válčováním. Nárůst tažnosti by u válcovaného CS pak mohl být způsobem právě lepším spojením jednotlivých částic difuzními procesy. Všechny vzorky CS, na kterých bylo provedeno TZ (tzn. CST6, CST6HT a CS10T6), vykazují nárůst hodnot pevnosti, a to až na úroveň srovnatelné s hodnotami vzorku válcovaného plechu SH. Velký nárůst zaznamenaly i meze kluzu, které dosáhly hodnot dokonce vyšších, než měl vzorek SH. Z toho lze usuzovat, že při TZ došlo u CS materiálu k precipitaci nových fází a tím nárůstu pevnostních charakteristik, ovšem na úkor deformačních: tažnosti se po TZ snížily na minimální hodnoty, cca 2× nižší než u CS. Dále lze pozorovat, že tepelná zpracování T6 a T6HT měla na CS materiál podobný vliv, přičemž u CST6 jsou hodnoty  $R_{p0,2}$  a  $R_{m4}$  lehce vyšší hodnoty než u CST6HT.

Tabulka 7 – Porovnání vzorků CS a CS s TZ s tabulkovými hodnotami pro válcovanou slitinu 6061 ve vyžíhaném stavu a stavu po T6 [35].

série	$E$ (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	$A$ (%)
CS	$63 \pm 2$	$70 \pm 2$	$2,9 \pm 0,5$
CST6	$71 \pm 4$	$342 \pm 15$	$0,8 \pm 0$
CST6HT	$69 \pm 1$	$313 \pm 7$	$1 \pm 0,2$
CS10	$70 \pm 9$	$89 \pm 2$	$5,9 \pm 0,2$
CS10T6	$76 \pm 3$	$360 \pm 11$	$0,8 \pm 0,2$
6061–O	69	76	20
6061–T6	69	270	10

V Tabulka 7 je uvedeno srovnání našich CS vzorků se slitinou 6061 ve vyžíhaném stavu na odstranění vnitřního pnutí (označeno jako 6061–O) a s T6 dle materiálových listů [35]. Při

porovnání tabulkových hodnot je patrné, že moduly pružnosti jsou si podobné, krom naneseného CS, u kterého byl registrován relativně nižší modul pružnosti. Vzhledem k charakteru měření by tato nižší hodnota mohla být způsobena nedokonalým spojením částic materiálu a (malou) porozitou. Meze kluzu pro CS a 6061–O jsou srovnatelné, tažnosti jsou však pro CS minimálně 6× nižší. To by mohlo být způsobeno již zmíněnou pórovitostí a nedokonalým spojením částic. CS10 vykazuje nejvyšší tažnost z CS vzorků, avšak je stále poloviční než u 6061–T6 a čtvrtinová oproti 6061–O. Meze kluzu pro vzorky CST6, CST6HT a CS10T6 vyšly vyšší než pro tabulkovou hodnotu T6, přestože se jedná o stejné tepelné zpracování. Na druhou stranu tažnosti pro CST6, CST6HT a CS10T6 jsou několikanásobně nižší než tabulková hodnota T6. To by mohl být důsledek již zmíněných koncentrátorů napětí v podobě pórů a precipitátů.

### **4.3 Lomová houževnatost**

V Tabulka 8 jsou uvedeny naměřené hodnoty  $K_{IC}$  pro různé orientace vzorků vůči směru zpracování (SH) či stříkání (CS). Je patrné, že hodnoty pro válcovaný plech jsou mnohonásobně vyšší než hodnoty vzorků připravených pomocí CS. Takový výsledek souhlasí s předchozími pozorováními a je důsledkem nedokonalého spojení částic u vzorku CS. Dále lze usoudit, že pro všechny nástřiky s výjimkou válcovaných platí, že pro trhliny šířící se ve směru S (kolmo k povrchu nástřiku), tj. L-S a T-S, je  $K_{IC}$  vždy vyšší než pro trhliny šířící se v rovině nástřiku. To je dáno charakterem porušení, kdy se v tomto směru musí následná trhlina šířit transpartikulárním lomem, který je energicky více náročný. Na druhou stranu se může trhlina ve směru L-T a T-L šířit interkrystalicky mezi částicemi a tím je trhat od sebe. Tuto domněnku potvrzuje i odborná literatura [3]. Tento typ anizotropie neplatí pro válcované vzorky CS10, u kterých byla naopak  $K_{IC}$  vyšší pro trhliny šířící se v rovině nástřiku (orientace L-T + T-L). Zde by se dalo předpokládat, že válcování mohlo zpevnit vrstvy v rovině nástřiku a tím zvýšit odpor materiálu vůči šíření trhlín.

Z naměřených hodnot je patrné, že tepelné zpracování T6 mělo za následek celkové snížení hodnoty  $K_{IC}$ . Zajímavostí je, že hodnoty CST6 a CS10T6 si jsou velice podobné, a tudíž lze předpokládat, že žíhání převážilo mezikrok válcování u CS10T6. Z toho by se dalo uvažovat, že ani zlepšení struktury válcováním nemá dostatečný efekt, který by zlepšil lomovou houževnatost po tepelném zpracování. CS10 vykazuje oproti zbylým CS vzorkům vyšší hodnoty  $K_{IC}$ . Nejzřetelnější rozdíl je v orientaci T-S, kdy je hodnota  $K_{IC}$  2× vyšší než u vzorku CST6. Tato vyšší hodnota může být výsledek lepšího spojení jednotlivých částic difuzními procesy při válcování.

Zároveň je možné porovnat hodnoty  $K_{IC}$  pro CS s hodnotami získanými v práci [3]. Je nutné poznamenat, že práce [3] používala větší velikost vzorků, což umožnilo použití normy ASTM E399. Pro malé vzorky použité v této práci však velikostní podmínky normy ASTM E399 nebyly splněny, tudíž bylo třeba použít hodnocení dle normy ASTM E1820 [19]. Výsledné hodnoty z dané studie jsou porovnány s našimi výsledky v Tabulka 9. Při srovnání lze vysledovat téměř dokonalou shodu, kdy se obě sady výsledků liší pouze násobkem konstanty a tudíž lze uvažovat, že hodnoty jsou ovlivněny metodikou. V obou případech

vyšly hodnoty  $K_{IC}$  vyšší pro orientace L-S + T-S než pro orientace L-T + T-L. Shodné byly i parametry lomu, v práci [3] byly pozorovány transpartikulární lomy u L-S + T-S.

Tabulka 8 – Souhrn změřené lomové houževnatosti  $K_{IC}$ .

série	Orientace	$K_{IC}$ (MPa·m <sup>0.5</sup> )
SH	LS	69.33
	LT	56.06
	TS	50.12
	TL	35.06
CS	LS	14.01
	LT	12.45
	TS	15.19
	TL	12.12
CST6	LS	10.09
	LT	9.93
	TS	10.52
	TL	9.93
CST6HT	LS	13.24
	LT	12.14
	TS	13.02
	TL	12.8
CS10	LS	15.47
	LT	14.59
	TS	17.69
	TL	21.58
CS10T6	LS	11.9
	LT	10.33
	TS	10.63
	TL	11.81

Tabulka 9 – Srovnání naměřených hodnot  $K_{IC}$  s hodnotami článku [3].

Série	Orientace	$K_{IC}$ (MPa·m <sup>0.5</sup> )	$K_{IC}$ (MPa·m <sup>0.5</sup> ) dle [3]
CS	LS	14.01	12.7
	LT	12.45	11.2
	TS	15.19	13.2
	TL	12.12	11

## 4.4 Šíření únavových trhlin

Změřené závislosti rychlosti šíření trhlin  $\frac{da}{dN}$  na parametru  $K_{max}$  byly graficky vyneseny do Obr. 26, kde byly seskupeny celé série. Zároveň byly získané hodnoty uvedeny v Tabulka 10. Všechny vzorky mají dobře viditelnou oblast prahových hodnot, kde křivky velmi strmě klesají k malým rychlostem šíření trhlin. Naopak oblast, kdy v blízkosti lomové houževnatosti mají křivky strmě stoupat, nebyla dosažena u vzorků CS a CS10, kde byl zaznamenán pouze stoupající charakter. Stoupající trend je následek převládající dekoheze částic, která probíhá už od začátku šíření únavových trhlin, viz. fraktografie v sekci 4.5. K objektivnímu popisu změřených závislostí byl zvolen popis dle Hartmann-Schijveho rovnice (H–S rovnice) [36] a dle rovnice hnací síly trhliny  $\Delta\kappa$  [37]. V souladu s ASTM E647 [31] bylo pro zjednodušení použito  $\Delta K = K_{max}$ .

H–S rovnice má tvar:

$$\frac{da}{dN} = D(\Delta\kappa)^p, \quad (2)$$

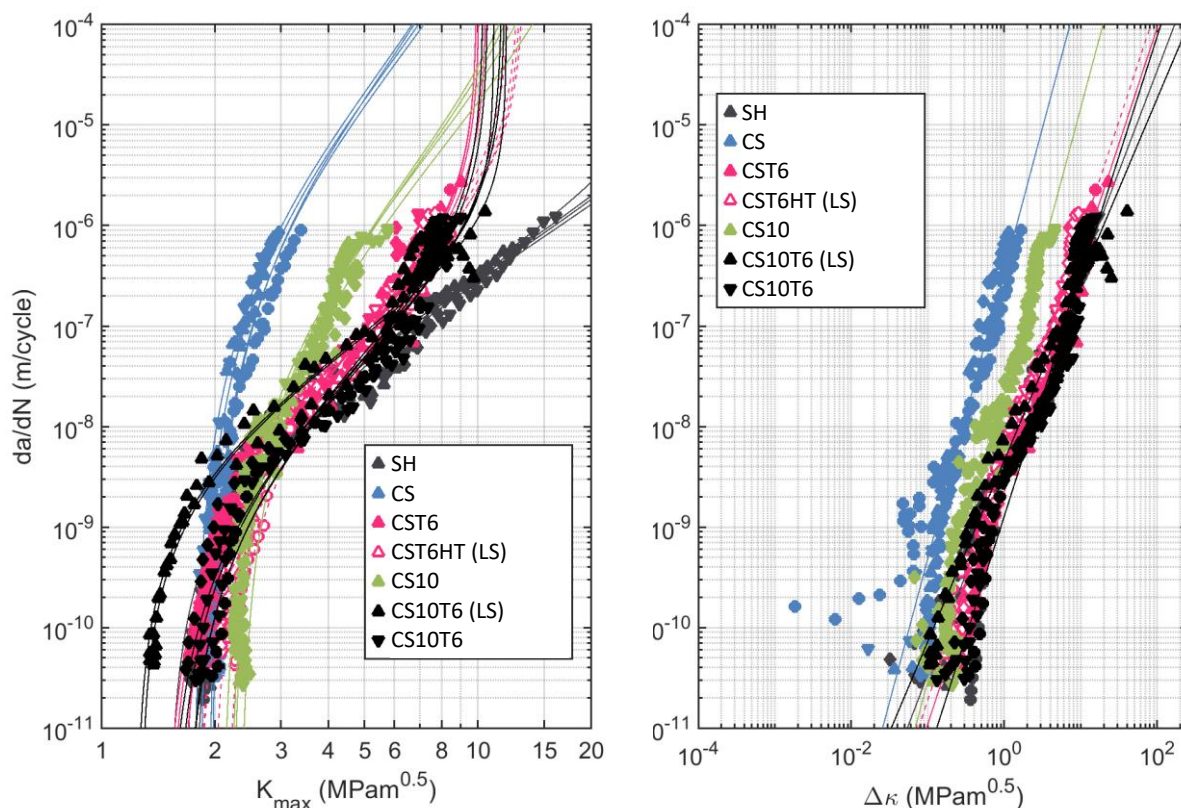
kde  $\frac{da}{dN}$  je rychlost šíření únavových trhlin,  $D$  a  $p$  jsou konstanty, a  $\Delta\kappa$  je hnací síla trhliny

definovaná jako:

$$\Delta\kappa = \frac{(\Delta K - \Delta K_{thr})}{\sqrt{1 - \frac{K_{max}}{A}}}, \quad (3)$$

kde  $\Delta K$  je rozkmit faktoru intenzity napětí,  $\Delta K_{thr}$  je prahová hodnota faktoru intenzity napětí,  $K_{max}$  je maximální faktor intenzity napětí v únavovém cyklu,  $A$  je konstanta.





Obr. 26: Závlosti šíření únavových trhlin s hnací silou  $K_{\max}$  a  $\Delta K$ .

V oblasti prahových hodnot vykazovala většina vzorků podobné chování, s hodnotou  $\Delta K_{\text{thr}}$  pod hranicí  $2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ , s výjimkou pro CS10, kde se hodnota pohybuje okolo  $2,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ . Naopak u série CS10T6 bylo dosaženo nejnižší hodnoty,  $1,2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ . Vyšší hodnota prahové hodnoty CS10 může být zapříčiněna vyšší tažností vzorku, přičemž zároveň nižší hodnota může být efekt TZ T6 a nízké tažnosti.

V oblasti Parisova vztahu byl exponent H-S vztahu sklonu válcovaného plechu SH  $n = 2$ . V Obr. 26 není pro SH vidět konec Parisovy oblasti, jelikož hodnoty lomové houževnatosti jsou pro tento vzorek několikanásobně vyšší než pro CS vzorky. Největší sklon křivek byl naměřen u CS a CS10,  $n = 2,85\text{--}2,86$ . Zároveň u CS prakticky neexistuje typický průběh Parisova vztahu a hodnoty strmě stoupají. Tento objev by mohl být v rozporu s odbornou literaturou [18], kde nejlepší výsledky vykazuje materiál bez TZ. Vyšší parametr  $n$  určuje, jestli křivka bude strměji stoupat a tím pádem dojde k rychlejšímu přechodu do oblasti rychlého šíření únavových trhlin. U našich vzorků by vysvětlení mohlo spočívat ve faktu, že u těchto dvou vzorků dochází již od začátku k dekohezi částic v oblasti prahových

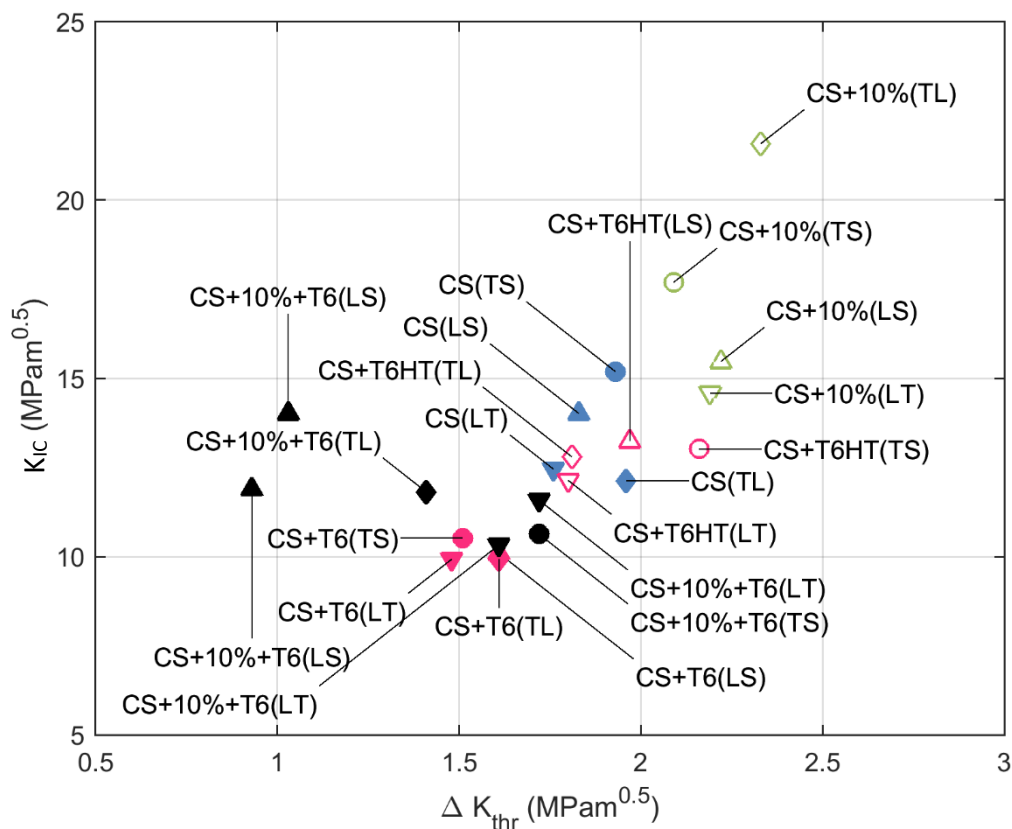
hodnot. Literatura zmiňuje dekohezi jako efekt zvyšující rychlost šíření trhliny. Tato domněnka byla následně potvrzena ve fraktografické části (sekce 4.5). Na rozdíl od CS vzorek CS10 určitou část Parisovy oblasti vykazuje. Pravděpodobně zde dochází k pomalejší dekohezi a tím nabývá o málo vyšších hodnot  $K_{IC}$  než CS. Nejnižší sklon byl naopak naměřen u CS10T6 v L-S orientaci,  $n = 1,8$ .

Hraniční oblast rychlého šíření trhlin byla definována pomocí lomové houževnatosti  $K_{IC}$ . Z Obr. 26 je patrné, že všechny CS vzorky končí pod  $15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ , až na SH vzorek, který dále stoupá, jelikož jeho hranice je až kolem  $70 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ . Z toho lze usuzovat, že u všech vzorků CS je hlavním relativně nižších hodnot důvodem nedokonalé spojení částic, přičemž u každého vzorku nastala (při různých zatíženích) jejich dekoheze.

*Tabulka 10 – Přehled hodnot koeficientů H-S rovnice pro jednotlivé vzorky, v rámci každé série je uvažováno stejné C a n.*

série	Orientace	$K_{th}$ ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ )	$K_{thr}$ ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ )	$K_{IC}$ ( $\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ )	C	n
SH	LS	1.94	1.77	69.33	3.46E-09	2
	LT	1.82	1.65	56.06	3.46E-09	2
	TS	1.68	1.51	50.12	3.46E-09	2
	TL	1.9	1.73	35.06	3.46E-09	2
CS	LS	1.88	1.83	14.01	3.51E-07	2.86
	LT	1.81	1.76	12.45	3.51E-07	2.86
	TS	1.99	1.93	15.19	3.51E-07	2.86
	TL	2.01	1.96	12.12	3.51E-07	2.86
CST6	LS	1.85	1.61	10.09	2.25E-09	2.31
	LT	1.72	1.48	9.93	2.25E-09	2.31
	TS	1.75	1.51	10.52	2.25E-09	2.31
	TL	1.85	1.61	9.93	2.25E-09	2.31
CST6HT	LS	2.16	1.97	13.24	3.84E-09	2.3
	LT	1.99	1.8	12.14	3.84E-09	2.3
	TS	2.35	2.16	13.02	3.84E-09	2.3
	TL	2	1.81	12.8	3.84E-09	2.3
CS10	LS	2.36	2.22	15.47	2.09E-08	2.85
	LT	2.33	2.19	14.59	2.09E-08	2.85
	TS	2.23	2.09	17.69	2.09E-08	2.85
	TL	2.47	2.33	21.58	2.09E-08	2.85
CS10T6	LS	1.39	1.27	11.9	4.61E-09	1.8
	LT	1.87	1.56	10.33	1.29E-09	2.39
	TS	1.97	1.66	10.63	1.29E-09	2.39
	TL	1.82	1.5	11.81	1.29E-09	2.39

V Obr. 27 bylo vyneseno grafické zobrazení, znázorňující mapu lomové houževnosti  $K_{Ic}$  a prahových hodnot  $K_{thr}$  pro testované vzorky CS, přičemž jsou použity průměrné hodnoty jednotlivých sérií. SH nebylo vykresleno, jelikož má mnohem vyšší  $K_{Ic}$ . Z grafu se dá vypožorovat, že nejlepší lomové vlastnosti má válcovaný vzorek CS10, který má zároveň ze všech vzorků nejvyšší tažnost. Na druhou stranu všechny vzorky s T6 vykazují z pohledu lomové houževnatosti horší vlastnosti. To by mohlo být způsobeno rychlejším porušením materiálu, které následovalo po TZ, jelikož vzniklé precipitáty fungovaly jako lokální koncentrátoři napětí a bránily deformaci.

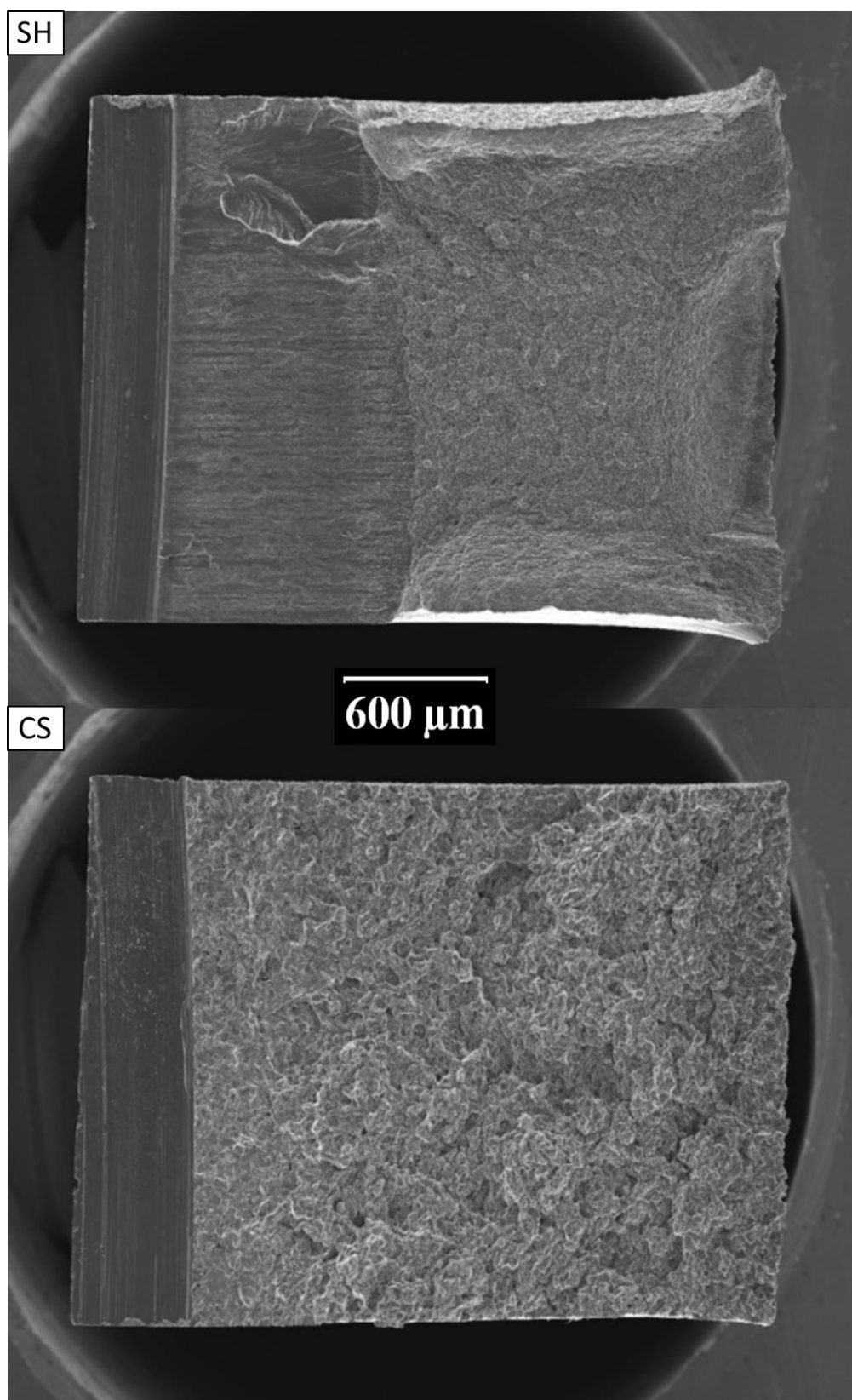


Obr. 27: Mapa lomové houževnosti  $K_{Ic}$  a prahových hodnot  $\Delta K_{thr}$ .

## 4.5 Fraktografie

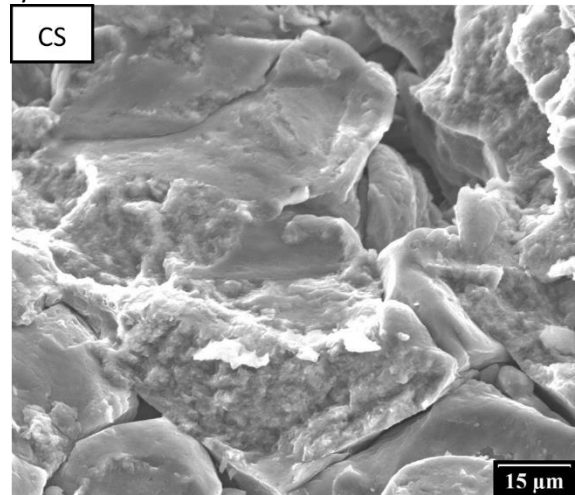
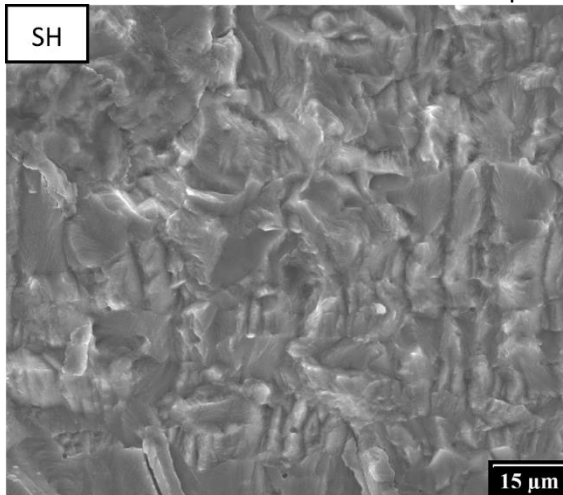
Fraktografická analýza byla provedena na makroskopických a mikroskopických snímcích z SEM. Příklad makroskopického snímku je na Obr. 28, kde je vidět rozdíl v charakteru lomových ploch plechu SH a depozitu CS. Mikroskopické snímky lomových ploch únavových trhlin byly vyobrazeny ve třech oblastech, a to v oblasti prahových hodnot  $K_{thr}$ , v oblasti Parisova vztahu a v oblasti nestabilního šíření trhlin, kde dochází k rychlému šíření trhlin a k finálnímu statickému lomu (oblast kde se nekontrolovatelně šíří křehký lom). Lomové plochy SH obvykle vykazovaly transkrystalické mechanismy porušení a velmi málo interkrystalické mechanismy porušení. Lomové plochy CS vzorků vykazovaly transkrystalické lomy v oblasti prahových hodnot a v dalších fázích vykazovaly především interkrystalický lom v podobě dekoheze původních částic (Obr. 29, Obr. 30 a Obr. 31).

Z porovnání lomu vzorků SH a CS (Obr. 28) je patrné, že se lomy chovají rozdílně. U válcovaného plechu lomové plochy vykazují v hraniční oblasti především transkrystalický lom, který je detailněji vidět v Obr. 29. Následují jej pole striací v Parisově oblasti, tj. typické důlky a výstupky vzniklé ve skluzových pásech. V oblasti finálního lomu vyazuje SH strukturu tvárných důlků. Tento průběh lomu zhruba odpovídá odborné literatuře [33; 38]. Pouze v hraniční oblasti vyazuje lom CS vzorků podobný průběh, a to šíření transkrystalického lomu (Obr. 29 – Obr. 31). V oblasti Parisova vztahu a následně při finálním lomu byla hlavním průvodním jevem již zmíněná dekoheze částic. K dekohezi může docházet pravděpodobně kvůli nedostatečnému propojení částic, které není na první pohled patrná a projeví se teprve při zvýšené úrovni zatížení. Dle literatury se jedná o běžný jev u materiálů připravených pomocí metody CS [33]. U CS s T6 docházelo na oddělujících se částicích při dekohezi zároveň k lokalizované tvorbě tvárných důlků. To by mohlo být dáno tím, že došlo k lepšímu spojení částic pomocí TZ. Na rozdíl od ostatních vzorků připravených pomocí metody cold spray, vzorek CS10 vyazuje v Parisově oblasti tvorbu striací. To mohl být důsledek lepšího spojení materiálu v důsledku použitého válcovacího procesu za tepla. Avšak jako u ostatních CS došlo i u CS10 k finálnímu statickému lomu dekohezí částic.

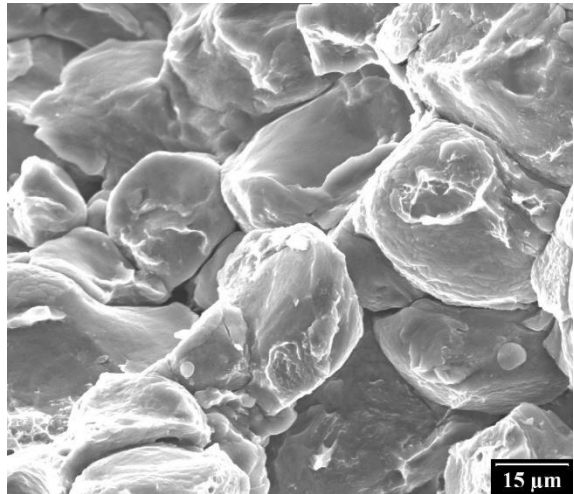
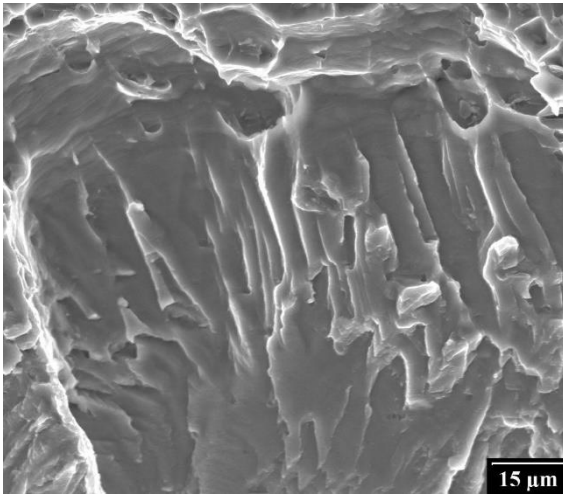


Obr. 28: Příklad makroskopického snímku lomových ploch pro válcovaný plech SH a stříkaný CS.

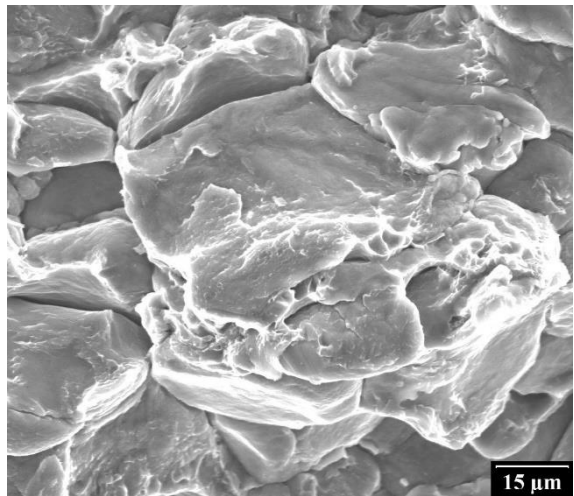
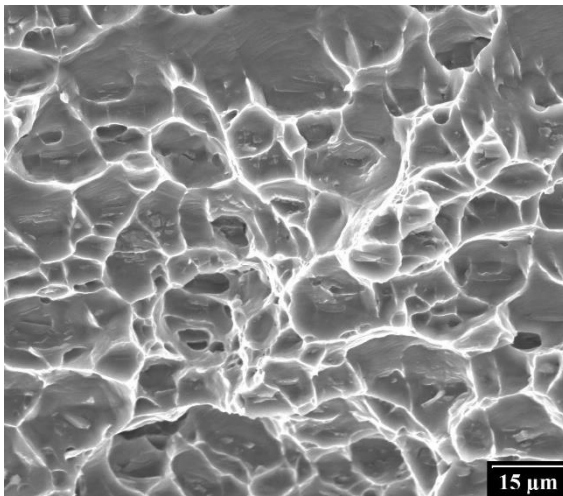
Oblast prahových hodnot



Oblast Parisova vztahu

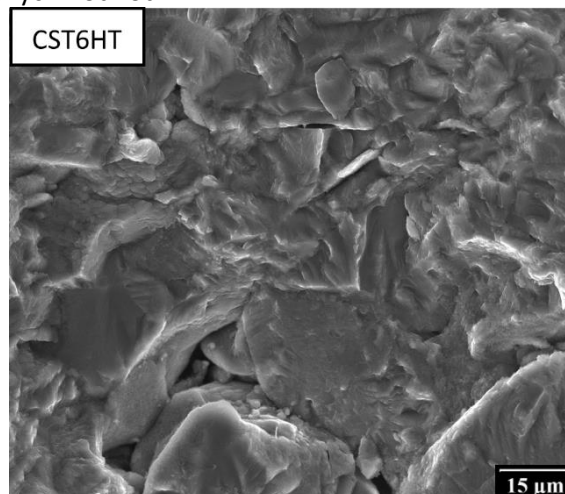
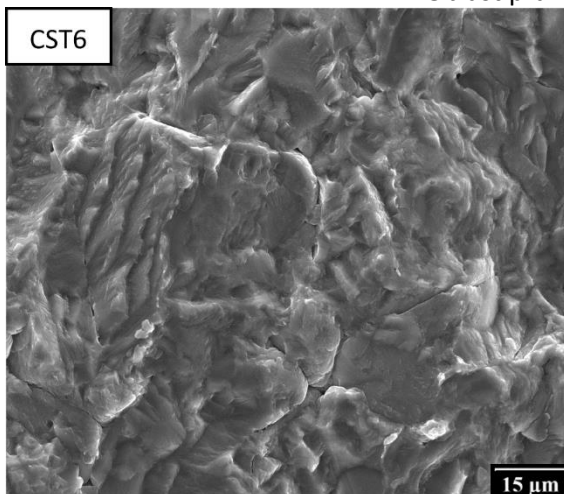


Statický dolom

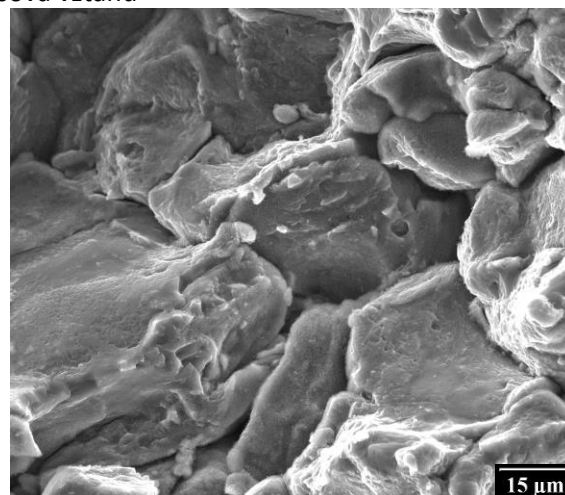
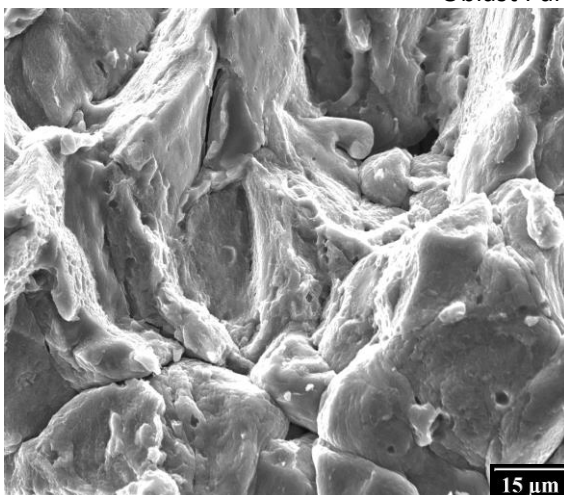


Obr. 29: Lomové plochy válcovaného plechu (nalevo) a CS (napravo).

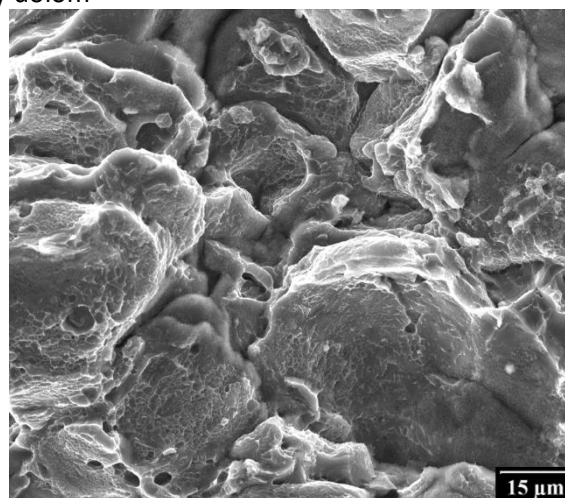
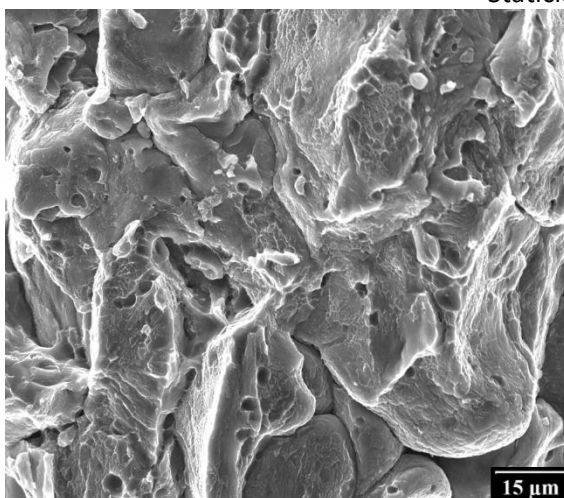
Oblast prahových hodnot



Oblast Parisova vztahu

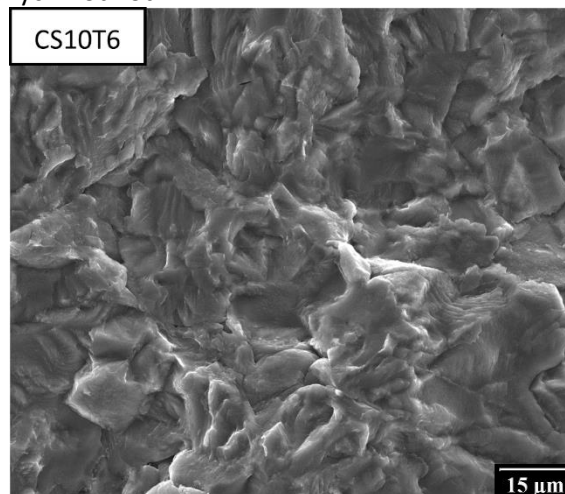
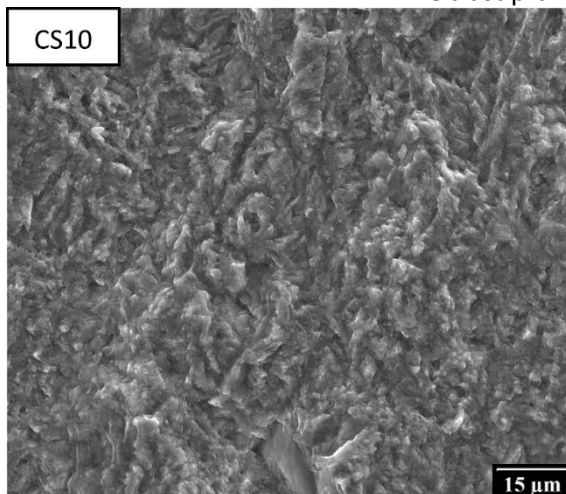


Statický dolom

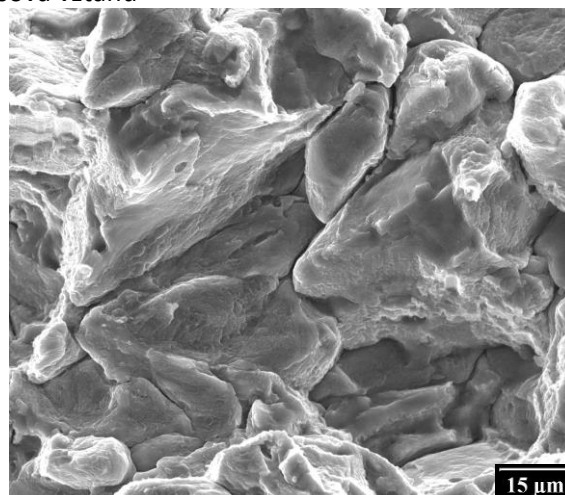
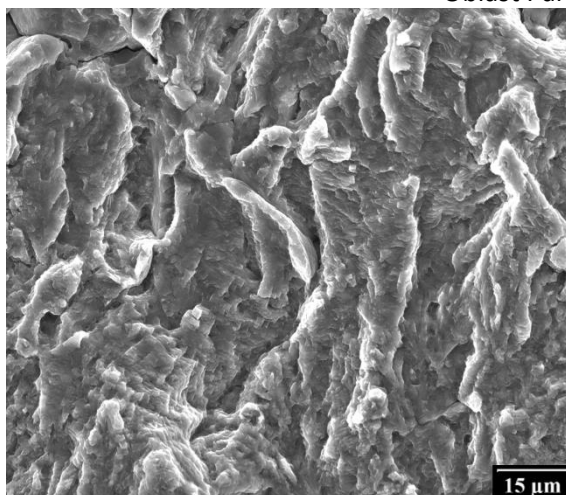


Obr. 30: Lomové plochy CST6 (nalevo) a CST6HT (napravo).

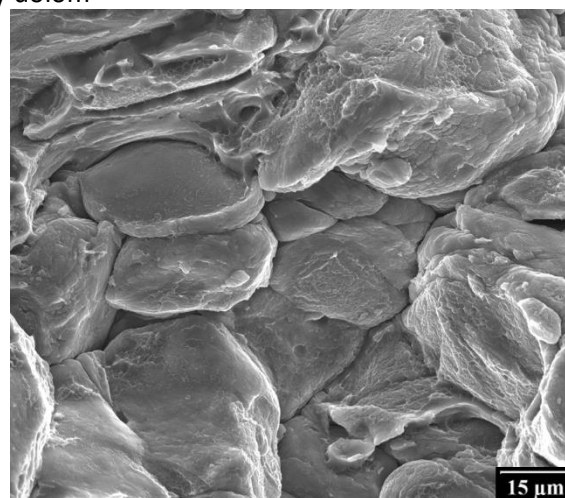
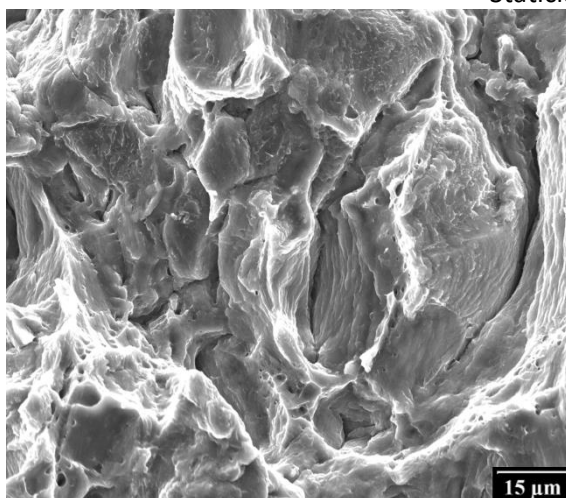
Oblast prahových hodnot



Oblast Parisova vztahu



Statický dolom



Obr. 31: Lomové plochy CS10 (nalevo) a CS10T6 (napravo).



## 5 Závěr

V této diplomové práci byly hodnoceny dopady TMZ na mechanické a lomové vlastnosti hliníkové slitiny 6061 aditivně připravené metodou CS. Byly změřeny mechanické vlastnosti jako mez pevnosti, tažnost, smluvní mez kluzu. Mezi lomovými vlastnostmi byla změřena lomová houževnatost a závislost kinetiky šíření trhlin na zatížení. Z výsledků měření vyplývá následující:

- Ve srovnání s válcovaným plechem má materiál deponovaný CS díky nedokonalému spojení částic nižší mez pevnosti. Pevnost lze obnovit pomocí TZ.
- Po nastříkání zaznamená materiál značný pokles deformačních charakteristik. Plasticitu lze rovněž obnovit pomocí TZ.
- Díky relativně vysokým teplotám prošla slitina Al 6061 při stříkání cold spray procesem tepelné rekystalizace.
- Všechny CS vzorky vykazují nižší lomovou houževnatost než válcovaný plech, opět patrně díky nedokonalému spojení částic.
- TMZ válcováním lomovou houževnatost vzorků CS zvyšuje díky zkvalitnění spojení částic. Naopak TZ umělým stárnutím T6 lomovou houževnatost snižuje díky koncentraci napětí na vniklých precipitátech.
- V oblasti prahových hodnot byl hlavní způsob porušení materiálu u CS transkrystalický lom. Při větších zatíženích se tento mód porušení změnil a dominantním se stává dekoheze částic.
- V Parisově oblasti válcované CS jako u jediného vzorku docházelo k tvorbě striací.

## Seznam použitých symbolů a zkratek

$A$	komprese/prodloužení
$E$	modul pružnosti
$J_{IC}$	lomová houževnatost
$K_{IC}$	lomová houževnatost
$K_{thr}$	práh růstu únavových trhlin
$\Delta K$	hnací síla trhliny
$R_m$	mez pevnosti
$R_{m4}$	maximální napětí při 4 % deformace
$R_{mc}$	mez pevnosti v tlaku
$R_{mt}$	mez pevnosti v tahu
$v_{cr}$	nadkritická rychlost
CS	cold spray
CSAM	cold spray additive manufacturing
CT	compact tension
CTOD	crack tip opening displacement
EBSD	electron back-scatter diffraction
EDM	elektrojiskrové obrábění
SEM	scanning electron microscope
SEN	single-edge notch
SENT	single-edge notch tension



SENB	single-edge notch bend
SLM	selective laser melting
TMZ	tepelně mechanické zpracování
TZ	tepelné zpracování
WAAM	wire-arc additive manufacturing

## Seznam obrázků

Obr. 1: Dopad částice mědi na měděný substrát. (a, b) Vyobrazení deformačního pole, (c, d) vyobrazení teplotního pole [1]. .....	11
Obr. 2: Schéma pro (a) vysokotlaké zařízení a (b) nízkotlaké zařízení [7]. .....	12
Obr. 3: Příklad komerčního zařízení cold spray, zde pistole Impact Cold Spray Gun 6/11 EvoCSII. ....	13
Obr. 4: Teplovodivá vrstva z mědi na hliníkovém chladiči připravená technologií CS [12].	14
Obr. 5: Elektricky vodivá vrstva z Cu připravená technologií CS [12]. .....	15
Obr. 6: CS nástřík na brzdový kotouč zvyšující otěruvzdornost [12]. .....	15
Obr. 7: Příklad opravy převodové skříně helikoptéry. Vlevo – porušená oblast před opravou. Vpravo – porušené oblast po nastříkání CS a obrobení [4]. .....	16
Obr. 8: Spalovací komory pro raketu aditivně vyrobené technologií CSAM. Vlevo je komora tvořená dvojicí materiálu Inconel + CuCrZr. Vpravo je komora se složitou vnitřní strukturou a chladicími kanálky [12]. .....	16
Obr. 9: Smluvní tahový a tlakový diagram pro litinu s lupínkovým grafitem a měkkou ocel [16]. .....	17
Obr. 10: Druhy standardizovaných vzorků: (a) CT vzorek, (b) CT vzorek diskovitého tvaru, (c) SEN vzorek [21]. .....	19
Obr. 11: Druhy standardizovaných vzorků: (d) klenbovitý vzorek a (e) MT vzorek [21]. ....	20
Obr. 12: Porovnání velikosti vzorku CT a SEN se stejně velkým vrubem [21]. .....	20
Obr. 13: Značení os vzorků dle normy E1823 [22]. .....	21
Obr. 14: Schématické zobrazení orientace vzorků s ohledem na rastrování CS. ....	21
Obr. 15: Geometrie vzorků SENB připravených pro zkoumání lomové houževnatosti. ....	25
Obr. 16: Schématické zobrazení přípravku pro testování čtyřbodovým ohybem [29]. ....	26
Obr. 17: Rezonanční zařízení pro měření únavových trhlin. ....	27
Obr. 18: Detail soustavy pro měření šíření únavových trhlin [33]. ....	28
Obr. 19: Schématické zobrazení přípravku pro třibodový ohyb [29]. .....	29
Obr. 20: Typický zatěžovací a odtěžovací cyklus při měření lomové houževnatosti. ....	30
Obr. 21: Mikrostruktura vzorku SH válcovaného plechu ve směrech S a T. ....	31
Obr. 22: Mikrostruktura vzorku CS ve směrech S a T. ....	32

Obr. 23: IPF mapa vzorku SH válcovaného plechu ve směrech S a T. ....	32
Obr. 24: IPF mapa vzorku CS ve směrech S a T. ....	33
Obr. 25: Graf závislosti napětí – deformace se symetrickým vynesením křivek tahu a tlaku pro všechny série. ....	34
Obr. 26: Zavislosti šíření únavových trhlin s hnací silou $K_{max}$ a $\Delta K$ . ....	41
Obr. 27: Mapa lomové houževnosti KIC a prahových hodnot $\Delta K_{thr}$ . ....	43
Obr. 28: Příklad makroskopického snímku lomových ploch pro válcovaný plech SH a stříkaný CS. ....	45
Obr. 29: Lomové plochy válcovaného plechu (nalevo) a CS (napravo). ....	46
Obr. 30: Lomové plochy CST6 (nalevo) a CST6HT (napravo). ....	47
Obr. 31: Lomové plochy CS10 (nalevo) a CS10T6 (napravo). ....	48

## Seznam tabulek

Tabulka 1 – Složení slitiny Al 6061 [24]. .....	22
Tabulka 2 – Použitý systém CS, parametry vstupního prášku a depoziční parametry pro nanesení slitiny Al 6061 [3]. .....	23
Tabulka 3 – Seznam značení vzorků. ....	24
Tabulka 4 – Počty jednotlivých testovaných vzorků pro kombinace materiálů a orientací. ....	25
Tabulka 5 – Výsledky zkoušky čtyřbodovým ohybem, tah a tlak uvažovány symetricky (E – Modul pružnosti; $R_{p0,2}$ – smluvní mez kluzu při 0,2 % deformace; $R_{m4}$ – napětí při 4% deformace; A – prodloužení / komprese; $K_{IC}$ – lomová houževnatost).....	35
Tabulka 6 – Hodnoty pro měření napětí – deformace, pokud je uvažováno rozdílné chování pro tahu a tlaku ( $R_{p0,2t}$ – smluvní mez kluzu pro tah; $R_{p0,2c}$ – smluvní mez kluzu pro tlak; $R_{mt4}$ – napětí při 4% deformace pro tah; $R_{mc4}$ – napětí při 4% deformace pro tlak; $A_t$ – prodloužení; $A_c$ – komprese).....	35
Tabulka 7 – Porovnání vzorků CS a CS s TZ s tabulkovými hodnotami pro válcovanou slitinu 6061 ve vyžíhaném stavu a stavu po T6 [35]. .....	36
<i>Tabulka 8 – Souhrn změřené lomové houževnatosti <math>K_{IC}</math>. .....</i>	<i>39</i>
Tabulka 9 – Srovnání naměřených hodnot $K_{IC}$ s hodnotami článku [3]. .....	39
Tabulka 10 – Přehled hodnot koeficientů H-S rovnice pro jednotlivé vzorky, v rámci každé série je uvažováno stejné C a n.....	42

## Bibliografie

- [1] SCHMIDT, Tobias, Hamid ASSADI, Frank GÄRTNER, Horst RICHTER, Thorsten STOLTENHOFF, Heinrich KREYE a Thomas KLASSEN. From Particle Acceleration to Impact and Bonding in Cold Spraying. *Journal of Thermal Spray Technology* [online]. 2009, **18**(5-6) [cit. 2023-04-23]. ISSN 1059-9630. Dostupné z: doi:10.1007/s11666-009-9357-7
- [2] PAPYRIN, A., Vladimir KOSAREV, Sergey KLINKOV, A. ALKHIMOV a Vasilij FOMIN. *Cold spray technology*. Amsterdam: Elsevier, 2007. ISBN 00-804-5155-1.
- [3] JULIEN, Scott, Ahmad NOURIAN-AVVAL, Wentao LIANG, Tricia SCHWARTZ, Ozan OZDEMIR a Sinan MÜFTÜ. Bulk fracture anisotropy in Cold-Sprayed Al 6061 deposits. *Engineering Fracture Mechanics*. 2022, **263**, 108301. ISSN 0013-7944. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108301
- [4] VILLAFUERTE, Julio, ed. *Modern Cold Spray* [online]. Cham: Springer International Publishing, 2015 [cit. 2023-04-23]. ISBN 978-3-319-16771-8. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-319-16772-5
- [5] ASSADI, H., H. KREYE, F. GÄRTNER a T. KLASSEN. Cold spraying – A materials perspective. *Acta Materialia*. 2016, **116**, 382-407. ISSN 1359-6454. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.034
- [6] ASSADI, Hamid, F. GÄRTNER, T. STOLTENHOFF a Heinrich KREYE. Bonding mechanism in cold gas spraying. *Acta Materialia*. 2003, **51**, 4379-4394. Dostupné z: doi:10.1016/S1359-6454(03)00274-X
- [7] TILLMANN, Wolfgang, Mohamed ABDULGADER, Leif HAGEN a Steffen HÜNING. Embedding Behavior of Ceramic Particles in Babbitt Coatings and Its Effect on the Tribological Properties of Low-Pressure Cold Sprayed Coatings. *Coatings* [online].

- 2020, **10**(8) [cit. 2023-04-27]. ISSN 2079-6412. Dostupné z: doi:10.3390/coatings10080769
- [8] *Impact Cold Spray Gun 6/11 EvoCSII* [online]. In: . [cit. 2023-04-27]. Dostupné z: <https://impact-innovations.com/en/portfolio-item/cold-spray-guns/>
- [9] MORIDI, Atieh. *Powder Consolidation Using Cold Spray* [online]. Cham: Springer International Publishing, 2017 [cit. 2023-04-27]. SpringerBriefs in Applied Sciences and Technology. ISBN 978-3-319-29961-7. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-319-29962-4
- [10] CHEN, Chaoyue, Yingchun XIE, Xingchen YAN et al. Effect of hot isostatic pressing (HIP) on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by cold spray additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2019, **27**, 595-605. ISSN 2214-8604. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.03.028>
- [11] ZOU, Yu. Cold Spray Additive Manufacturing: Microstructure Evolution and Bonding Features. *Accounts of Materials Research* [online]. 2021, **2**(11), 1071-1081 [cit. 2023-04-27]. ISSN 2643-6728. Dostupné z: doi:10.1021/accountsmr.1c00138
- [12] *Cold Spray Applications* [online]. In: . [cit. 2023-05-07]. Dostupné z: <https://impact-innovations.com/en/applications/>
- [13] *ARIANEGROUP SUCCESSFULLY TESTS COMBUSTION CHAMBER PRODUCED ENTIRELY BY 3D PRINTING* [online]. In: . [cit. 2023-04-27]. Dostupné z: <https://www.ariane.group/en/news/arianegroup-successfully-tests-first-combustion-chamber-produced-entirely-by-3d-printing/>
- [14] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Strojírenské materiály*. Vydání první. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN 9788001027981.
- [15] *Tinius Olsen* [online]. In: . [cit. 2023-07-07]. Dostupné z: <https://www.tiniusolsen.com/>



- [16] ČIŽMÁROVÁ, Elena a Jana SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. 1. vyd. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.
- [17] E399 – 22: *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. ASTM INTERNATIONAL, 2022.
- [18] KUNZ, Jiří. *Základy lineární a nelineární lomové mechaniky pro inženýrskou praxi*. 1. vydání. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2020. ISBN 978-80-01-06672-0.
- [19] E1820-23: *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. ASTM INTERNATIONAL, 2023.
- [20] KASHAEV, Nikolai, Manfred HORSTMANN, Volker VENTZKE, Stefan RIEKEHR a Norbert HUBER. Comparative study of mechanical properties using standard and micro-specimens of base materials Inconel 625, Inconel 718 and Ti-6Al-4V. *Journal of Materials Research and Technology*. 2013, 2(1), 43-47. ISSN 2238-7854. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2013.03.003>
- [21] ANDERSON, T. L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. Fourth edition. Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017. ISBN 978-1-4987-2813-3.
- [22] ASTM E1823-23: *Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing*. ASTM INTERNATIONAL, 2023.
- [23] 6061 VS 7075 hliník, jaký je rozdíl? [online]. In: . [cit. 2023-05-07]. Dostupné z: <https://www.dekmake.com/cs/6061-vs-7075-hlin%C3%ADk/>
- [24] ALLOY DATA SHEET EN AW-6061 [online]. In: . [cit. 2023-05-07]. Dostupné z: <https://www.nedal.com/wp-content/uploads/2016/11/Nedal-alloy-Datasheet-EN-AW-6061.pdf>
- [25] CO JE HLINÍKOVÁ SLITINA 6061? [online]. In: . [cit. 2023-05-07]. Dostupné z: <https://www.aviationaluminum.com/cs/news/what-is-6061-aluminum-alloy/>

- [26] EN AW-6061 (AlMg1SiCu) [online]. In: . [cit. 2023-05-07]. Dostupné z: <https://proal.cz/hlinik/slitiny-hliniku/en-aw-6061/>
- [27] HERBERT, H. *Ueber den Zusammenhang der Biegeelastizität des Gußeisens mit seiner Zug- und Druckelastizität*. In: . Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1910, s. 39-81. ISBN 978-3-662-02218-4. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-662-02218-4\_2
- [28] MAYVILLE, R. a I. FINNIE. Uniaxial stress-strain curves from a bending test. *Experimental Mechanics*. 1982, **22**(6), 197-201. ISSN 1741-2765. Dostupné z: doi:10.1007/BF02326357
- [29] KOVARIK, Ondrej, Jan SIEGL, Jan CIZEK, Tomas CHRASKA a Jan KONDAS. Fracture Toughness of Cold Sprayed Pure Metals. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2020, **29**(1), 147-157. ISSN 1544-1016. Dostupné z: doi:10.1007/s11666-019-00956-z
- [30] KOVARIK, Ondrej, Adam JANCA a Jan SIEGL. Fatigue crack growth rate in miniature specimens using resonance. *International Journal of Fatigue*. 2017, **102**, 252-260. ISSN 0142-1123. Dostupné z: doi:<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.02.015>
- [31] *ASTM E647-23: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. ASTM INTERNATIONAL, 2023.
- [32] KOVARIK, Ondrej, Ales MATERNA, Jan SIEGL, Jan CIZEK a Jakub KLECKA. Fatigue Crack Growth in Plasma-Sprayed Refractory Materials. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2019, **28**(1), 87-97. ISSN 1544-1016. Dostupné z: doi:10.1007/s11666-018-0790-3
- [33] CIZEK, J., O. KOVARIK, J. CUPERA, J. KONDAS, T. BAJER, F. SISKA, M. JANOVSKA a H. SEINER. Measurement of mechanical and fatigue properties using unified, simple-geometry specimens: Cold spray additively manufactured pure metals: Cold spray additively manufactured pure metals. *Surface and Coatings Technology*. 2021, **412**,

126929. ISSN 0257-8972. Dostupné z:

doi:<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126929>

- [34] *Aluminium / Aluminum 6061 Alloy (UNS A96061)* [online]. In: . [cit. 2023-08-15]. Dostupné z: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=6636>
- [35] 6061 (AlMg1SiCu, 3.3214, H20, A96061) Aluminum. In: *MakeItFrom.com* [online]. [cit. 2023-07-16]. Dostupné z: <https://www.makeitfrom.com/material-properties/6061-AlMg1SiCu-3.3214-H20-A96061-Aluminum>
- [36] HARTMAN, A. a J. SCHIJVE. The effects of environment and load frequency on the crack propagation law for macro fatigue crack growth in aluminium alloys. *Engineering Fracture Mechanics*. 1970, **1**(4), 615-631. ISSN 0013-7944. Dostupné z: doi:[https://doi.org/10.1016/0013-7944\(70\)90003-2](https://doi.org/10.1016/0013-7944(70)90003-2)
- [37] SCHWALBE, Karl-Heinz. Some aspects of crack propagation under monotonic and cyclic load. *Engineering Fracture Mechanics*. 1977, **9**(3), 547-556. ISSN 0013-7944. Dostupné z: doi:[https://doi.org/10.1016/0013-7944\(77\)90070-4](https://doi.org/10.1016/0013-7944(77)90070-4)
- [38] MURASHKIN, Maxim, Ilchat SABIROV, D. PROSVIRNIN, Ilya OVID'KO, Vladimir TERENCEV, Ruslan VALIEV a Sergey DOBATEKIN. Fatigue Behavior of an Ultrafine-Grained Al-Mg-Si Alloy Processed by High-Pressure Torsion. *Metals*. 2015, **5**, 578-590. Dostupné z: doi:[10.3390/met5020578](https://doi.org/10.3390/met5020578)