



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**MODIFIKACE POVRCHU MATERIÁLU VYTVOŘENÉHO  
TECHNIKOU SLM**

THE USE OF SURFACE MODIFICATION FOR ENHANCING MECHANICAL PROPERTIES OF SLM BULK MATERIALS

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

MASTER'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Bc. Michal Barinka**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.**

**BRNO 2021**

# Zadání diplomové práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	<b>Bc. Michal Barinka</b>
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	<b>doc. Ing. Vít Jan, Ph.D.</b>
Akademický rok:	2021/22

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:

## **Modifikace povrchu materiálu vytvořeného technikou SLM**

### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Rozvoj technologií 3D tisku v oblasti kovových materiálů s sebou nese mnoho otázek, které je nutné vyřešit tak, aby bylo možné vytvářet součásti schopné přímého nasazení s minimalizací obrábění.

Jedním z problémů techniky SLM je poměrně vysoká drsnost povrchu vytvářených součástí a s tím spojené možné oslabení celého profilu, kdy nerovnosti na povrchu mohou působit jako koncentrátoři napětí. Navíc se na povrchu mohou vyskytovat i trhliny spojené s faktem, že materiál je při tisku natavován a rychle chladne.

Navrhovaná diplomová práce se bude zabývat možnostmi, jak modifikovat takovýto drsný povrch tak, aby se zamezilo vzniku defektů, ze kterých by mohly startovat trhliny, případně také aby došlo k dalším pozitivním změnám. Toho bude nutné dosáhnout nejen na vnějších površích, ale také na površích vnitřní architektury součástí.

### **Cíle diplomové práce:**

Literární studie technologie SLM, příčin mechanického selhání 3D tištěných součástí, zejména technikou SLM.

Návrh možných postupů pro modifikace povrchu s cílem zamezit vzniku defektů na povrchu.

Testování a optimalizace parametrů vybrané techniky.

### **Seznam doporučené literatury:**

MILEWSKI, J. O. Additive Manufacturing of Metals. Cham: Springer International Publishing, 2017, 258. DOI: 10.1007/978-3-319-58205-4. ISBN 978-3-319-58204-7.

YANG, L., K. HSU, B. BAUGHMAN, D. GODFREY and F. MEDINA, Mamballykalathil MENON a Soeren WIENER. Additive manufacturing of metals: the technology, materials, design and production. Cham]: Springer International Publishing, 2017, vii, 168 stran. ISBN 978-3-319-55127-2.

BENEDETTI, M., M. CAZZOLLI, V. FONTANARI and M. LEONI. Fatigue limit of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering. Procedia Structural Integrity [online]. Elsevier B.V, 2016, 2, 3158-3167 [cit. 2019-09-25]. DOI: 10.1016/j.prostr.2016.06.394. ISSN 2452-3216.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku.

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

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

## **Abstrakt**

Tato diplomová práce se zabývá modifikací povrchu 3D tištěných kovových materiálů. V rešeršní části jsou uvedeny nejpoužívanější metody aditivní výroby a jejich procesní parametry ovlivňující kvalitu tištěných součástí. Dále jsou popsány vady vznikající během těchto procesů a techniky používané k jejich odstranění. V experimentální části práce byla provedena optimalizace parametrů elektrochemického leštění. Cílem bylo modifikovat drsný povrch součástí a zamezit tak vzniku defektů na povrchu. Mechanické vlastnosti byly zkoumány pomocí tříbodového ohybu při statickém a dynamickém zatěžování. Na lomových plochách byla provedena fraktografická analýza.

## **Klíčová slova**

Elektrochemické leštění, selective laser melting, cold spray, modifikace povrchu 3D tištěných součástí

## **Abstract**

This diploma thesis deals with the surface modification of 3D printed metallic materials. The research part presents the most used methods of additive manufacturing and their process parameters influencing the quality of printed components. Defects arising during these processes and the techniques used to eliminate them are also described. In the experimental part of the work, the optimization of electrochemical polishing parameters was performed. The aim was to modify the rough surface of the components and thus prevent the formation of defects on the surface. The mechanical properties were investigated by means of three-point bending under static and dynamic loading. Fractographic analysis was performed on the quarry surfaces.

## **Keywords**

Electrochemical polishing, selective laser melting, cold spray, surface modification of 3D printed parts

## **Bibliografická citace**

BARINKA, Michal. *Modifikace povrchu materiálu vytvořeného technikou SLM* [online]. Brno, 2021 [cit. 2021-08-13]. Dostupné z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/136890>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Vít Jan.

## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma *Modifikace povrchu materiálu vytvořeného technikou SLM* vypracoval samostatně, a že veškeré použité informační zdroje jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

V Brně dne 13. 8. 2021

.....

Bc. Michal Barinka

## **Poděkování**

Tímto bych rád poděkoval svému vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Vítu Janovi, Ph.D. za obrovskou trpělivost a cenné rady a připomínky. Dále děkuji Ing. Dině Kičmerové, Ph.D., Mgr. Janu Čuperovi, doc. Ing. Róbertu Jankových CSc. a Ing. Pavlovi Pokornému, Ph.D. za pomoc při provádění experimentální části práce. Také děkuji Ing. Simoně Hutařové, Ph.D. a Ing. Lukášovi Řehořkovi, Ph.D. za rychlé dodání náhradních vzorků.

Na závěr bych chtěl poděkovat také své rodině, která mě podporovala po celou dobu studia.

# Obsah

1	Úvod.....	1
2	Aditivní výroba .....	2
2.1	Stereolitografie (SLA).....	4
2.2	Laminated Object Manufacturing (LOM).....	4
2.3	Fused Deposition Modeling (FDM).....	5
2.4	Three-Dimensional Printing (3DP) .....	6
2.5	Selective Laser Sintering (SLS) .....	6
2.6	Laser Metal Deposition (LMD).....	7
2.7	Electron Beam Melting (EBM).....	8
3	Selective laser melting .....	9
3.1	Proces SLM.....	9
3.2	Parametry ovlivňují kvalitu SLM součástí.....	10
4	Cold Spray.....	12
4.1	Mechanismus vzniku vrstev při procesu CS .....	12
4.2	Využití metody CS v AM.....	14
5	Vady 3D tištěných kovových materiálů .....	15
5.1	Porozita.....	15
5.2	Zbytková napětí.....	15
5.3	Ztráta legujících prvků .....	16
5.4	Trhliny .....	17
5.5	Nedostatečná fúze .....	17
5.6	Oxidové vměstky.....	18
5.7	Balling efekt .....	18
6	Zpracování a dokončovací operace 3D tištěných součástí.....	20
6.1	Tepelné zpracování .....	20
6.2	Izostatické lisování za tepla (HIP) .....	21
6.3	Elektrochemické leštění .....	21
7	Nejčastěji používané kovové materiály v 3D tisku .....	22
7.1	Oceli .....	22
7.2	Hliník a jeho slitiny .....	23
7.3	Titan a jeho slitiny.....	24
7.4	Nikl a jeho slitiny .....	24
7.5	Kobalt a jeho slitiny .....	25
8	Experimentální část.....	26
8.1	Výchozí materiál a procesní parametry CS nástřiku.....	26



8.2 Elektrochemické leštění .....	26
8.2.1 Napětí .....	29
8.2.2 Čas.....	32
8.2.3 Vzdálenost elektrod.....	35
8.3 Drsnost povrchu .....	39
8.4 Tříbodový ohyb .....	41
8.4.1 Statické namáhání .....	42
8.4.2 Dynamické namáhání.....	44
8.5 Fraktografická analýza .....	45
8.6 Měření porozity .....	49
8.7 Diskuse .....	51
8.8 Závěr.....	53
Literatura .....	54
Seznam použitých zkratk a symbolů .....	58
Seznam obrázků .....	60
Seznam tabulek .....	62

# 1 Úvod

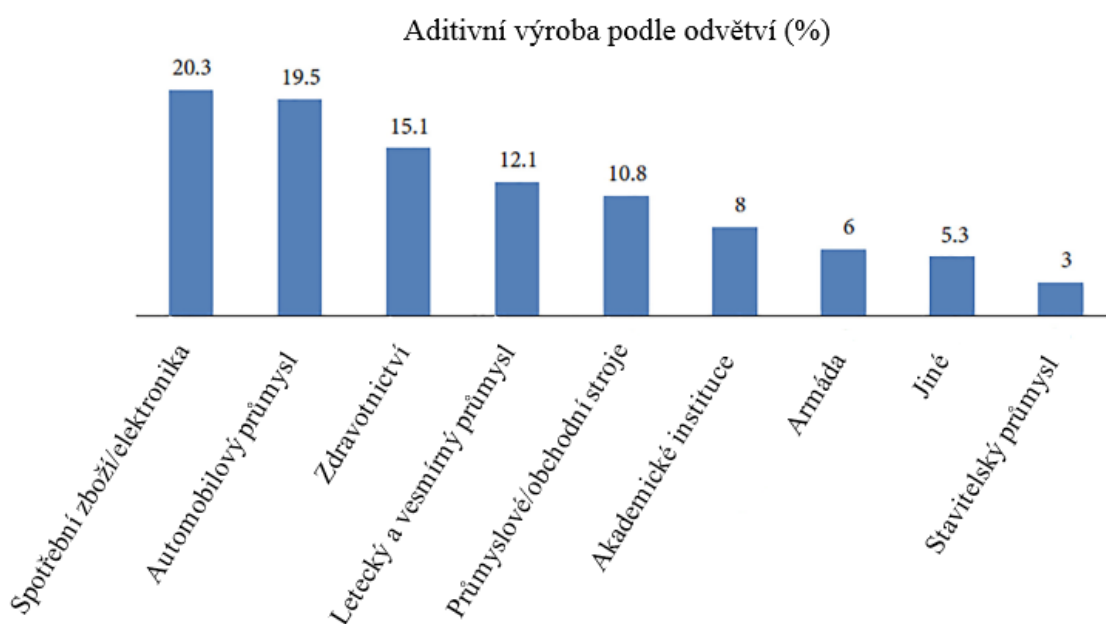
Kvůli důležitým faktorům, jako jsou nižší mzdové náklady, nižší daně nebo dostupnost materiálů, ztrácí evropský průmysl konkurenceschopnost při masové výrobě součástí. Masová výroba se tak přesouvá do zemí třetího světa. Evropský průmysl je však pokročilý ve vývoji nových technologií. Úsilím evropských firem je směřovat k malosériové výrobě předmětů vyráběných na míru s přidanou hodnotou. Možným způsobem, jak zvýšit evropskou konkurenceschopnost na trhu, je zavedení a vývoj aditivních technologií [1].

Poslední dobou jsou široce zkoumány nové metody aditivní výroby, známé také jako rychlé prototypování nebo 3D tisk. Pomocí těchto technologií se vyrábí kovové součásti vrstvu po vrstvě z prášků, drátů nebo tenkých fólií. Hlavní výhodou metod aditivní výroby je, že umožňují vytvářet komponenty se složitou geometrií, které by tradičními metodami bylo obtížné a nákladné vyrobít. Další výhodou aditivní výroby je jejich jednoduchý proces od fáze návrhu až po vyrobenou součást. Metody aditivní výroby se vyvíjejí již od poloviny 80. let. V současnosti existuje několik druhů metod aditivní výroby. Tyto techniky jsou často používány v celé řadě oblastí, jako je např. letecký a kosmický průmysl, automobilový průmysl, elektrotechnika a biomedicína [2].

Z důvodu nepříznivých podmínek vyplývajících z řady omezení nebyly dodány vzorky vytvořené technikou Selective Laser Melting. Proto musela být metoda Selective Laser Melting nahrazena metodou Cold Spray. Obě tyto metody vytvářejí komponenty vrstvu po vrstvě pomocí nanášení prášku. U metody Cold Spray nedochází k tavení materiálu, nicméně je to technika také používaná pro aditivní výrobu. Obě tyto metody mají výrazně drsný povrch. Materiál vyrobený metodou Selective Laser Melting je tvořen oblastmi taveniny, zatímco u metody Cold Spray je materiál tvořen jednotlivými sploty s vysokou mírou plastické deformace. Na základě toho se jedná o výrazný rozdíl z hlediska reakce materiálu na mechanické zatěžování.

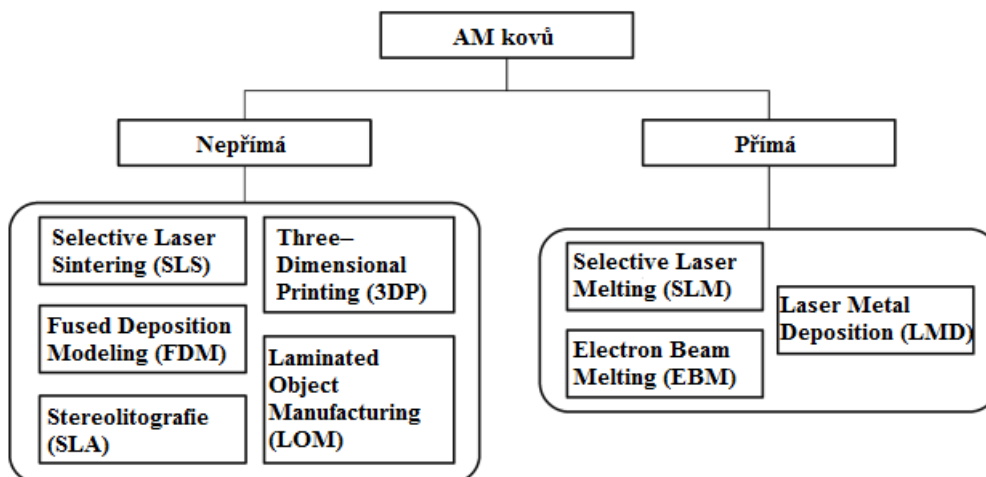
## 2 Aditivní výroba

Aditivní výroba (AM), nebo také 3D tisk, je proces vytváření součástí vrstvu po vrstvě pomocí systémů CAD (počítačem podporované navrhování). Komponenty vyráběné metodami AM neslouží jen jako prototypy, ale čím dál častěji se používají i jako plně funkční součásti. Hlavní výhodou 3D tisku je výroba geometricky složitých a kompozičně heterogenních součástí, které nelze vytvářet tradičními metodami, případně by jejich výroba byla značně nákladná. Další výhodou technologií AM je výrazné snížení doby produkce a úspora materiálu a energií. Díky těmto přednostem tak roste zájem o použití AM v leteckém, energetickém, automobilovém, zdravotnickém, nástrojařském a spotřebním průmyslu. Na obrázku 2.1 je znázorněno využití AM v jednotlivých odvětvích. Současné metody AM se používají pro výrobu kovových, polymerních, keramických, kompozitních a biologických materiálů [3, 4, 5].



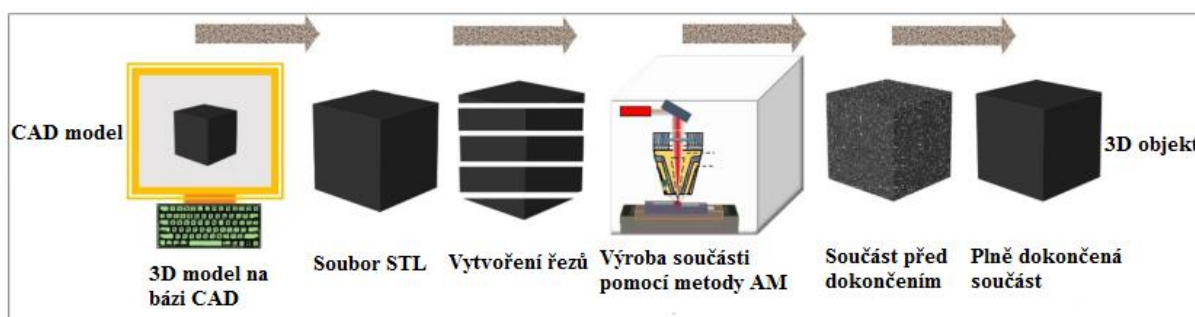
Obrázek 2.1 Využití AM v různých odvětvích (upraveno z [3])

Pro tvorbu 3D tištěných kovových součástí se využívá výchozí materiál ve formě prášků nebo drátů. Kovové součásti lze pomocí metod AM vyrábět buď nepřímým nebo přímým způsobem. U nepřímých metod se ke spojování částic používá pojivo s nízkou teplotou tání. Takto vyrobené součásti vyžadují dodatečné zpracování, jako je odstranění pojiva a slinování. Naopak u přímých metod dochází k úplnému roztavení částic pomocí vysoce výkonných laserových nebo elektronových paprsků. Rozdělení metod AM pro kovové materiály je uvedeno na obrázku 2.2 [5, 6].



Obrázek 2.2 Rozdělení metod AM pro kovové materiály (upraveno z [6])

Prvním krokem pro výrobu součástí pomocí metod AM je vytvoření modelu v softwarových systémech CAD. Téměř všechny dnes dostupné technologie AM používají soubory formátu STL (podle první komerčně dostupné metody AM STereoLitografie). Formát STL rozkládá 3D model na síť trojúhelníků různých velikostí. Omezením formátu STL je skutečnost, že obsahuje informace pouze o geometrii. Proto byl navržen formát AMF, který obsahuje dodatečné informace např. o rozměrech, materiálu apod. 3D model je pak rozdělen na daný počet řezů, které představují jednotlivé vrstvy požadované výšky nejčastěji od 25 do 100  $\mu\text{m}$ . Jakmile se takto získají všechny 2D řezy, určí se trajektorie nanášení vrstev včetně podpůrných struktur. Po vytvoření součásti vrstvu po vrstvě následují dokončující operace, které jsou podrobněji popsány v kapitole 6. Celý postup výroby součásti je znázorněn na obrázku 2.3 [4, 7].

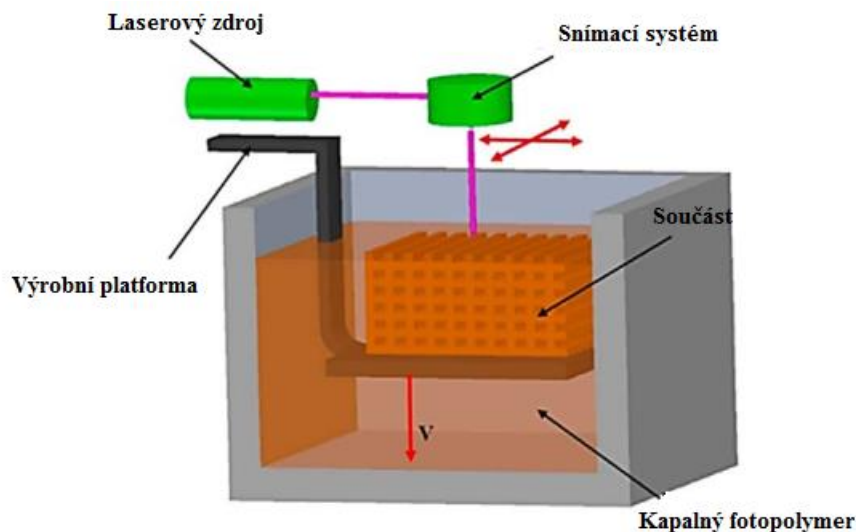


Obrázek 2.3 Proces výroby součásti pomocí metod AM (upraveno z [7])

## 2.1 Stereolitografie (SLA)

Stereolitografie (SLA) byla vyvinuta v roce 1986 a je jednou z prvních metod AM. Princip SLA zahrnuje vytvrzování nebo tuhnutí kapalného fotocitlivého polymeru pomocí ozařovacího světelného zdroje. UV světlo (nebo elektronový paprsek) se využívá jako zdroj, který dodává potřebnou energii k vyvolání chemické reakce. Monomery (hlavně na akrylové nebo epoxidové bázi) začnou po kontaktu s UV světlem vytvářet vysoce zesíťené polymery. Schéma zařízení SLA je znázorněno na obrázku 2.4 [8, 9].

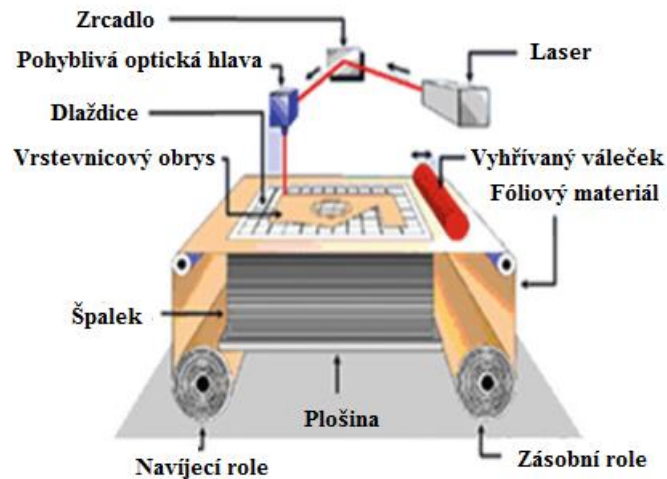
Metodou SLA se dají vytvářet i kovové materiály. Kovový prášek je rozptýlen v kapalném polymeru, který působí jako pojivo. Vhodným tepelným zpracováním a slinováním se z kovové matrice odstraní pojivo a zajistí se konečné vlastnosti modelu [9].



Obrázek 2.4 Schéma metody SLA (upraveno z [8])

## 2.2 Laminated Object Manufacturing (LOM)

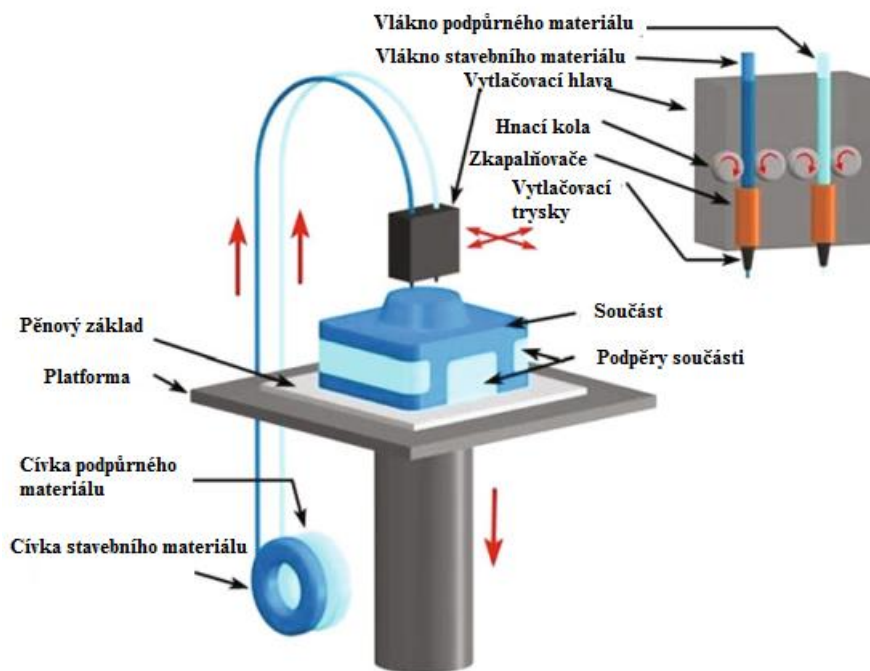
Laminated Object manufacturing (LOM) je jednou z prvních metod AM. Technologií LOM vznikají komponenty pomocí stohování přesně nařezaných fólií (jako jsou polymery, kovy, kompozity, papír atd.). Jednotlivé vrstvy jsou k sobě spojovány prostřednictvím tepelně nebo tlakem aktivovaných lepidel. Schéma zařízení LOM je znázorněno na obrázku 2.5. Mezi výhody součástí vytvořených technologií LOM patří relativně dobrý povrch, nízké náklady a snadnost výroby dílů ve velkém měřítku. Metoda LOM je výhodná pro vytváření kovových kompozitů střídáním plechů odlišných kovů. Touto metodou však nelze vytvářet složitější tvary, protože se zde nevyskytuje žádný podpůrný systém [4, 8, 10].



Obrázek 2.5 Schéma zařízení LOM (upraveno z [4])

## 2.3 Fused Deposition Modeling (FDM)

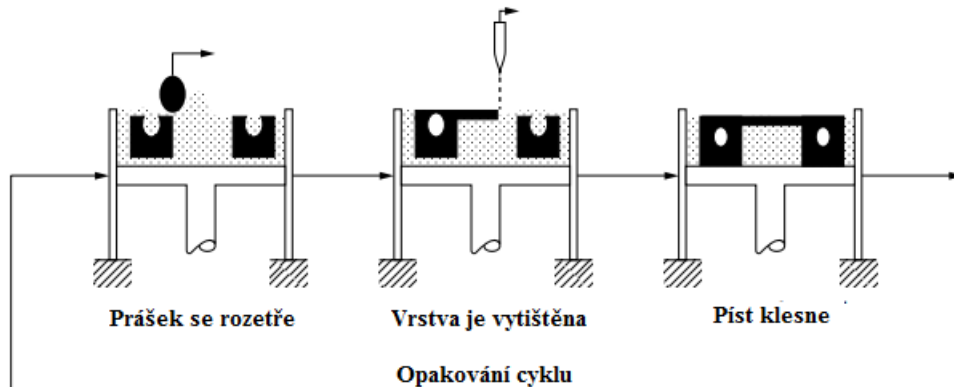
Metoda Fused Deposition Modeling (FDM) byla vyvinuta koncem 80. let. Princip této technologie spočívá v nanášení ultratenkých vrstev kapalného termoplastického materiálu, který je vytlačován z vyhřívané trysky. Materiál je zahříván na 1 °C nad jeho teplotou tání, čímž ztuhne bezprostředně po vytlačování. Schéma této metody je zobrazeno na obrázku 2.6. U technologií FDM se běžně využívají materiály jako polykarbonát (PC), akrylonitril-butadienstyren (ABS), polyfenylsulfon (PPSF), směsi PC-ABS, lékařský polykarbonát, vosk, kovy, a dokonce i keramika [11, 12].



Obrázek 2.6 Schéma zařízení FDM (upraveno z [11])

## 2.4 Three-Dimensional Printing (3DP)

V roce 1993 byl udělen patent na technologii Three-Dimensional Printing (3DP). Tato metoda je levnější varianta pro výrobu součástí se složitou geometrií z různých kovů a keramik. Technika 3DP získala název „třírozměrný tisk“ na základě podobnosti s inkoustovým tiskem používaným pro dvourozměrný tisk na papír. Principem metody 3DP je selektivní nanášení kapalného pojiva na kovový prášek pomocí tiskové hlavy. Po každé vytištěné vrstvě se práškové lože sníží na předem definovanou tloušťku vrstvy a nanese se nový prášek. Po úplném vytištění součásti následuje slinování, aby se odstranilo pojivo. Schéma zařízení metody 3DP je znázorněno na obrázku 2.7 [10, 12, 13].

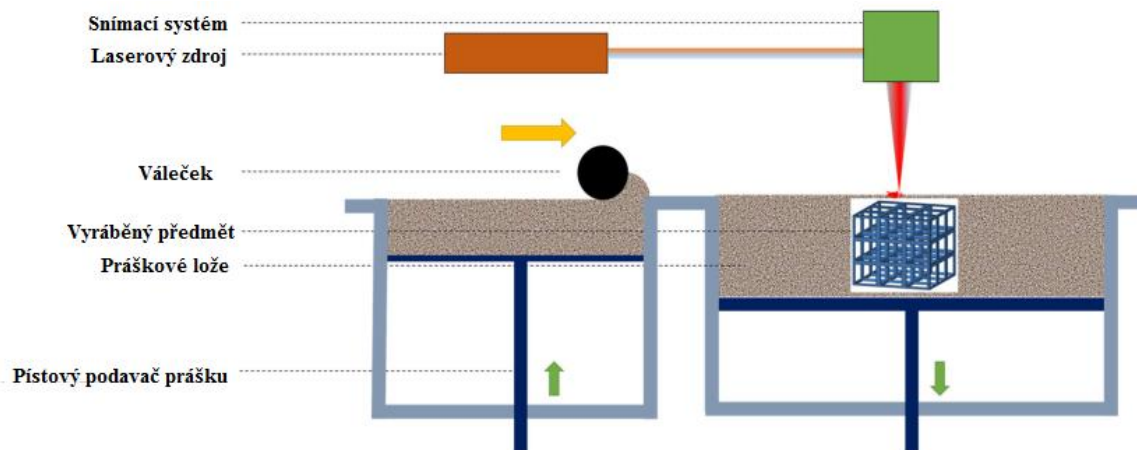


Obrázek 2.7 Schéma metody 3DP (upraveno z [12])

## 2.5 Selective Laser Sintering (SLS)

Patent na metodu Selective Laser Sintering (SLS) byl udělen v roce 1989. Metoda SLS byla prvním objeveným procesem ze skupiny fúze práškového lože, mezi které dále patří metody Electron Beam Melting a Selective Laser Melting. Metoda SLS využívá vysoce výkonný laser k fúzi malých částic. Běžně používanými materiály při procesu SLS jsou kovy, keramika, polymery a skla. Při použití kovových prášků je zapotřebí polymerní pojivo, které spojuje roztavené kovové částice dohromady při relativně nízkých teplotách. Později se polymerní pojivo ze součásti odstraní depolymerizací [7, 12, 14].

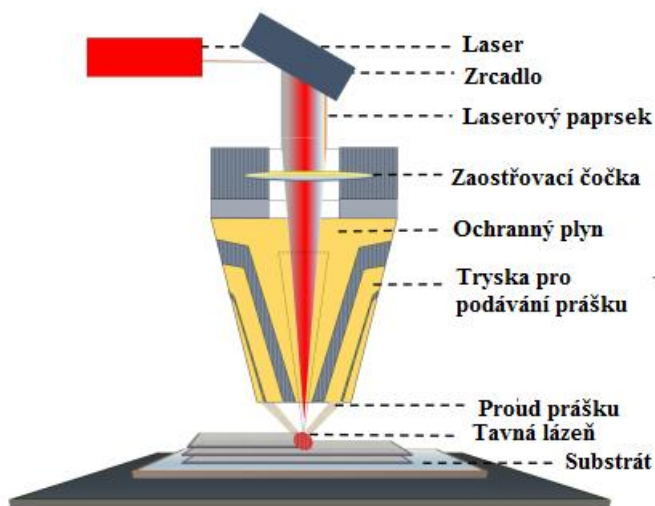
Během procesu SLS se práškové lože zahřeje těsně pod bodem tání daného materiálu pod ochrannou atmosférou inertního plynu (jako je např. argon nebo dusík). Po slinování dané vrstvy se práškové lože sníží o předem definovanou tloušťku vrstvy a nanese se nový prášek pomocí rotujících válečků. Tento postup se opakuje, dokud není vytištěna celá součást. Schéma metody SLS je znázorněno na obrázku 2.8 [7, 12, 14].



Obrázek 2.8 Schéma zařízení techniky SLS (upraveno z [7])

## 2.6 Laser Metal Deposition (LMD)

Technologie Laser Metal Deposition (LMD) byla vyvinuta v roce 1997 a v roce 2000 získala patent. Metoda LMD je jednou z dalších metod AM, které pro konstrukci kovových součástí nevyužívají práškové lože. Dále se LMD od ostatních metod AM liší tím, že práškový materiál taví ještě před depozicí. Proces LMD využívá zdroj energie (laserový nebo elektronový paprsek), který na povrchu substrátu vytvoří tavnou lázeň, do které jsou vstříkovány částice kovového prášku s cílem postupně vytvářet vrstvy. Schéma zařízení LMD je uvedeno na obrázku 2.9. Technika LMD se používá při výrobě součástí s nízkou složitostí a také k opravě již stávajících součástí. Dále se tato metoda využívá pro tvorbu slitin z titanu, niklových superslitin, korozivzdorných ocelí a hliníku [7, 8, 12].

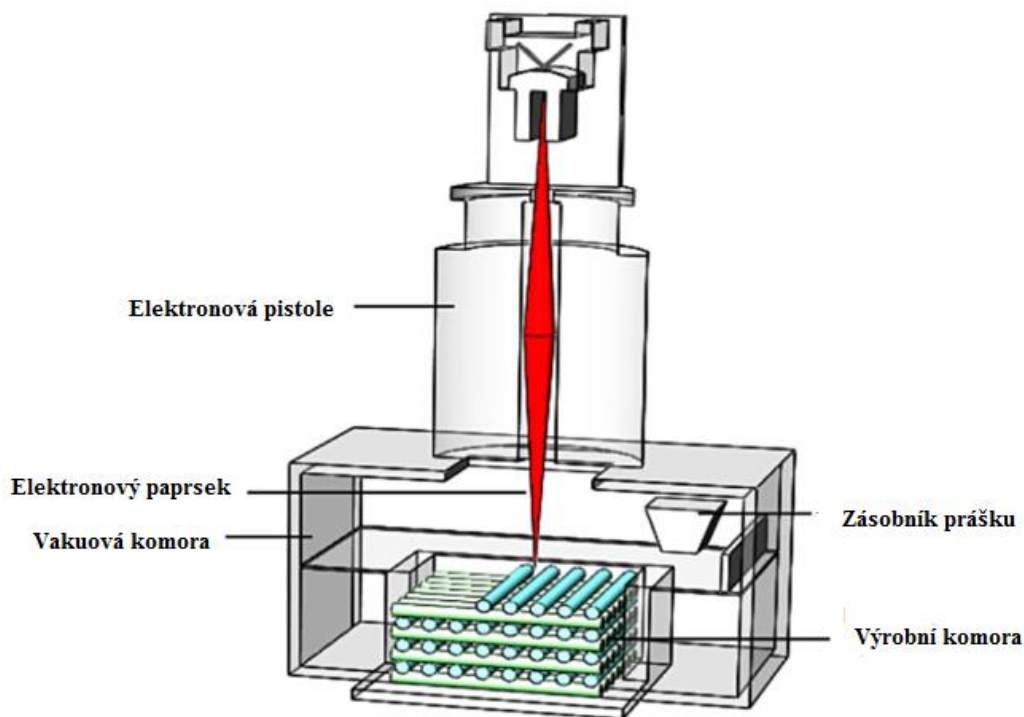


Obrázek 2.9 Schéma zařízení LMD (upraveno z [7])



## 2.7 Electron Beam Melting (EBM)

Metoda Electron Beam Melting (EBM) byla představena v roce 1997 a jedná se tak o jednu z nejnovějších metod AM. Princip metody EBM je podobný principu skenovacího elektronového mikroskopu (SEM), kde jsou elektrony emitovány z wolframového vlákna vysokým elektrostatickým potenciálem. Metoda EBM je velice podobná technologii Selective Laser Melting. Systémy EBM však vyžadují vysoké vakuum v komoře a k tavení kovového prášku se používá elektronový paprsek, který je napájen vysokým napětím řádově 30-60 kV. Schéma zařízení metody EBM je znázorněno na obrázku 2.10. Díky rychlému vytváření součástí a nízkým provozním nákladům roste o technologii EBM zájem především v leteckém, vesmírném, biomedicínském a vojenském průmyslu [3, 12, 13].



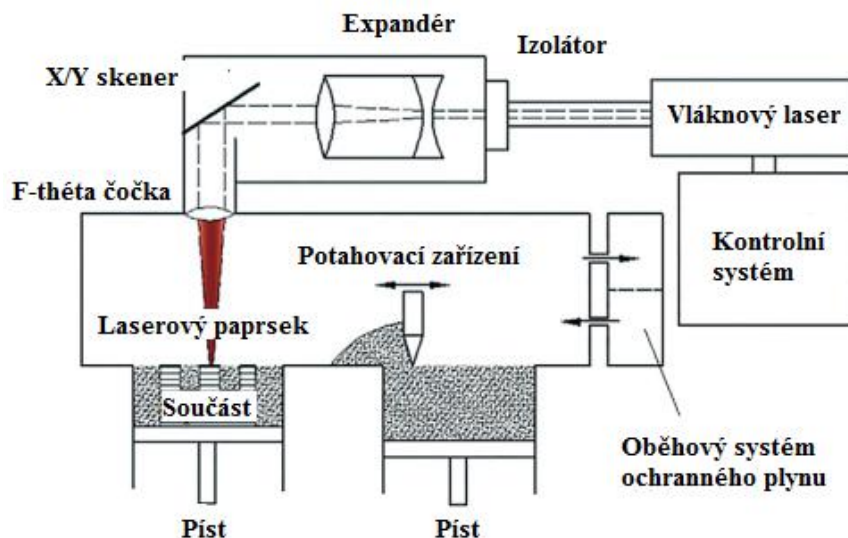
Obrázek 2.10 Schéma zařízení EBM (upraveno z [3])

### 3 Selective laser melting

#### 3.1 Proces SLM

Metoda Selective Laser Melting (SLM) je považována za jednu z nejslibnějších technologií AM. Při procesu SLM (obrázek 3.1) dochází k úplnému roztavení kovového prášku pomocí vysokoenergetického laserového paprsku procházejícím F-théta čočkou. Paprsek taví kovový prášek po předem definované dráze. Roztavený prášek rychle tuhne (přibližně  $10^3$ – $10^8$  K/s) a vytváří tak jednotlivé vrstvy. Taková rychlost ochlazování brání růstu zrn a segregaci prvků. Díky nerovnovážnému procesu tuhnutí mohou vznikat metastabilní nebo dokonce amorfni fáze. Jakmile je jedna vrstva dokončena, posune se píst s vytvářenou součástí dolů o předem definovanou tloušťku, aby se mohla vytvořit další vrstva. Tloušťka vrstvy se pohybuje v rozmezí 0,02-0,10 mm. Celý proces tisku součásti probíhá za kontrolovaných podmínek ve výrobní komoře vyplněné inertním plynem (jako je např. argon nebo dusík), aby se zabránilo oxidaci [2, 15].

Vytváření součástí vrstvu po vrstvě má výhodu při tvorbě komplexních strukturovaných a tenkostěnných komponent. Neroztavený prášek lze recyklovat a znovu použít při tvorbě dalších součástí. Nevýhodami technologie SLM jsou vstupní náklady a omezené rozměry vytvářených dílců. Také zhoršená kvalita povrchu a anizotropie mechanických vlastností je omezením technologie SLM. K zajištění požadovaných vlastností a odstranění vad je zapotřebí provést dokončovací operace, jako je např. úprava povrchu a tepelné zpracování [2, 15].



Obrázek 3.1 Schéma zařízení SLM (upraveno z [15])

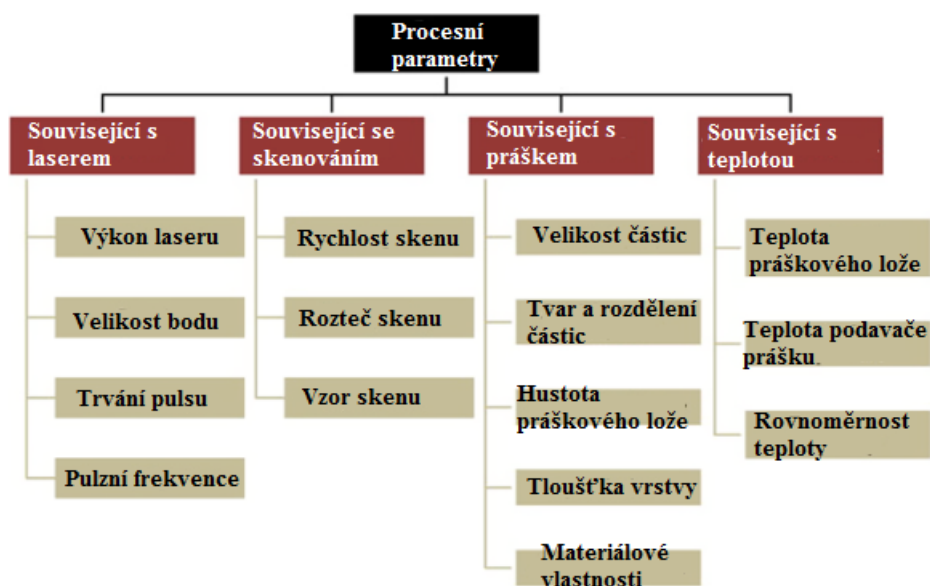
Metody SLM, SLS a EBM patří do skupiny metod fúze práškového lože (PBF). Techniky PBF umožňují vytvářet součásti se složitou geometrií a dobrými mechanickými vlastnostmi. V porovnání s jinými metodami AM mají technologie PBF velké výhody při výrobě porézních ortopedických implantátů, kde je vyžadována vysoká lomová houževnatost a mechanická pevnost. V tabulce 1 je uvedeno porovnání vlastností metod SLM a EBM [2].

**Tabulka 1** Porovnání vlastností metod SLM a EBM [2]

	SLM	EBM
Zdroj prášku	Jeden nebo více vláknových laserů s výkonem 200-1000 W	Elektronový paprsek s výkonem 3000 W
Prostředí výrobní komory	Argon nebo dusík	Vakuum/helium
Způsob předehřevu prášku	Ohřev plošiny	Předehřev skenování
Teplota předehřevu prášku [°C]	100-200	700-900
Maximální dostupný objem součásti [mm]	500 × 350 × 300	350 × 380 (průměr × délka)
Maximální rychlost výroby [cm <sup>3</sup> /h]	20-35	80
Tloušťka vrstvy [mm]	0,02-0,1	0,05-0,2
Velikost tavné lázně [mm]	0,1-0,5	0,2-1,2
Drsnost povrchu [Ra]	4-11	25-35
Geometrická tolerance [mm]	± 0,05-0,1	± 0,2
Minimální funkční velikost	40-200	100

### 3.2 Parametry ovlivňují kvalitu SLM součástí

Výskyt vad v materiálech vytvořených metodou SLM závisí na procesních parametrech. Klíčové procesní parametry lze rozdělit do čtyř skupin: a) parametry laseru, b) počáteční vlastnosti prášku, c) vlastnosti práškového lože a vrstvení, d) parametry prostředí stavby. Existuje přibližně 50 různých parametrů, z nichž 12 je kontrolovatelných, tj. jsou přímo upravitelné během procesu SLM. Přehled nejvlivnějších parametrů metody SLM je uveden na obrázku 3.2 [16].



**Obrázek 3.2** Nejvlivnější procesní parametry ovlivňující kvalitu součástí zpracovaných metodou SLM (upraveno z [17])

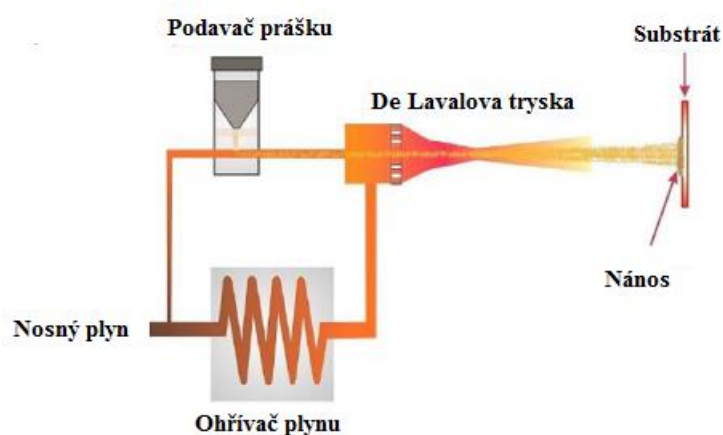
Při špatně zvolené kombinaci procesních parametrů dochází ke vzniku vad. Optimalizace procesních parametrů se liší i v závislosti na konkrétním zařízení SLM a použitém materiálu. Výkon laseru a rychlost skenování ovlivňují rychlost tání a tuhnutí tavné lázně. Čím je rychlost pomalejší, tím déle je ozařované místo v roztaveném stavu, čímž dochází k ovlivnění mikrostruktury. Vzdálenost mezi středy jednotlivých tavenin by měla zajistit překrytí jednotlivých vrstev. Pokud je vzdálenost malá, prodlužuje se tím doba výroby. V případě, že jsou vzdálenosti příliš velké, dochází k tvorbě mezer mezi vrstvami. Velké tloušťky vrstev způsobují vznik vad, jako je např. balling efekt. Pro minimalizaci vzniku vad se používají různé vzory a trajektorie skenování. Závislost čtyř nejdůležitějších parametrů byla vyjádřena pomocí specifické laserové energie  $\Psi$ , definované podle rovnice (1) [16,17]:

$$\Psi = \frac{P}{v \cdot d \cdot t} \quad (1)$$

kde  $P$  je výkon laseru [W],  $v$  rychlost skenování laseru [mm/s],  $d$  vzdálenost mezi středy tavenin [mm] a  $t$  tloušťka vrstvy naneseného prášku [mm]. Hustota energie se zvyšuje, pokud se zvyšuje výkon laseru nebo se snižuje rychlost skenování, vzdálenost mezi středy tavenin nebo tloušťka vrstvy [16].

## 4 Cold Spray

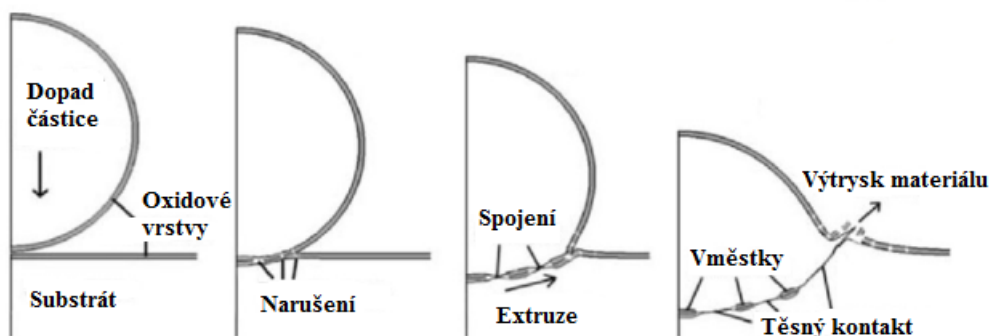
Technologie Cold Gas Dynamic Spray (CGDS) nebo zjednodušeně Cold Spray (CS), byla vyvinuta v polovině 80. let 20. století Papyrinem a jeho kolegy. Při této metodě jsou částice kovového prášku o velikosti přibližně 1-50  $\mu\text{m}$  nanášeny na substrát velmi vysokou rychlostí (300-1200 m/s). Částice jsou urychlovány v konvergentně/divergentní trysce (známé také jako De Lavalova) pomocí stlačeného předehřátého plynu (vzduch, dusík nebo helium). Při procesu CS nedochází k natavování nanášených částic, čímž je zabráněno vysokoteplotní oxidaci, zbytkovému napětí, tavení, odpařování apod. Vysoká hodnota kinetické energie umožňuje částicím se při nárazu plasticky deformovat a vytvářet tak povlaky. Schéma zařízení CS je znázorněno na obrázku 4.1 [18, 19].



Obrázek 4.1 Schéma zařízení CS (upraveno z [18])

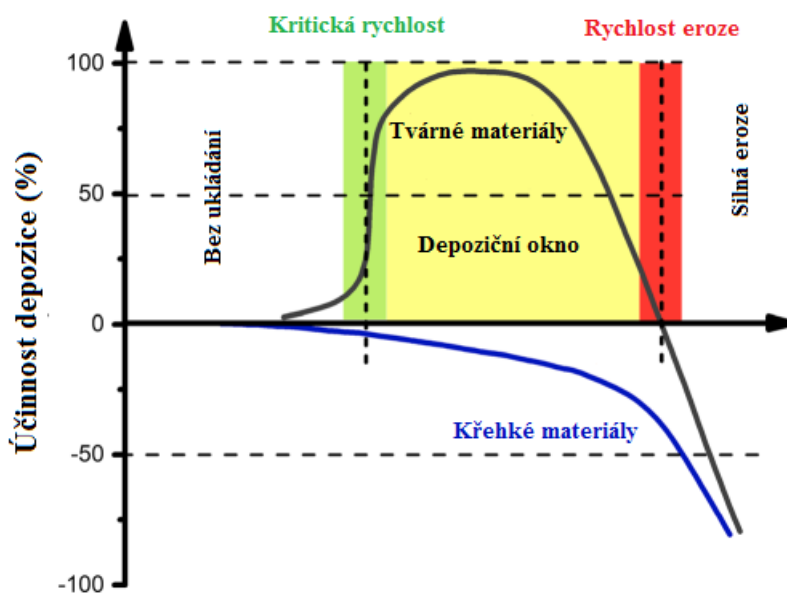
### 4.1 Mechanismus vzniku vrstev při procesu CS

V současnosti jsou mechanické a metalurgické vazby považovány za dominantní mechanismy tvorby vrstev metodou CS. Mechanická vazba vzniká spojením tvrdých částic a měkkého substrátu bez chemické reakce nebo atomové difuze. Metalurgická vazba probíhá chemickou reakcí nebo atomovou difuzí a vzniká na vysoce deformovaném rozhraní částice/částice nebo částice/substrát. Během nárazu deponovaných částic dochází vlivem silné lokalizované deformace k adiabatické smykové nestabilitě a adiabatickému nárůstu teploty, což vede k tepelnému změkčení na rozhraní. Dochází tak k narušení oxidových vrstev, které pokrývají povrch částic a substrátu. Narušení těchto vrstev vede k těsnému kontaktu mezi čistými kovy. Adiabatický ohřev způsobuje lokální nárůst teploty a částečné natavení částic na rozhraní. Na obrázku 4.2 je znázorněno schéma spojování částic a substrátu při procesu CS. Dalšími důležitými vlastnostmi, které přispívají ke vzniku vazby mezi částicemi a substrátem, jsou jejich pevnost a tvrdost [18, 20].



Obrázek 4.2 Schéma vzniku vazby mezi částicemi a substrátu (upraveno z [18])

Pro úspěšné nanášení částic na substrát je důležité, aby jejich rychlost byla vyšší než tzv. kritická rychlost. Účinnost depozice je účinnost nanášení částic na substrát. Kritická rychlost je definována při účinnosti depozice 50 %. S rostoucí rychlostí roste i účinnost depozice dosahující téměř 100 %. Dalším zvyšováním rychlosti účinnost klesá v důsledku eroze povrchu substrátu. U většiny materiálů je rychlost eroze dvakrát nebo třikrát vyšší než kritická rychlost. Křehké materiály, jako je např. keramika, způsobují erozi při jakékoli rychlosti (obrázek 4.3). Depozice částic závisí na jejich plastickém chování při kontaktu se substrátem. Předpokládá se, že adheze částic je možná, pokud je plasticita nanášených částic podstatně vyšší než u substrátu. Ideálními materiály pro nanášení vrstev metodou CS jsou kovy s krychlovou plošně středěnou (FCC) mřížkou, protože jsou vysoce plastické díky vysokému počtu skluzových rovin. Kovy se šesticennou těsně uspořádanou (HCP) mřížkou mají nižší plasticitu z důvodu nižšího počtu skluzových rovin. Kovy s krychlovou prostorově středěnou (BCC) mřížkou mají ze všech tří typů krystalových mřížek nejnižší plasticitu [19, 20].

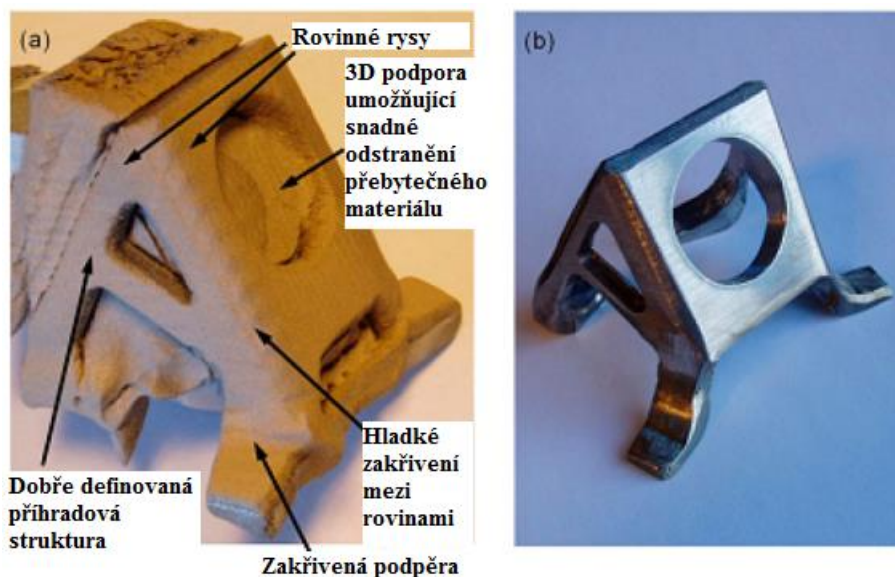


Obrázek 4.3 Vztah mezi rychlostí částic a účinností depozice (upraveno z [20])

## 4.2 Využití metody CS v AM

Metoda CS je spolu s fyzikální depozicí z plynné fáze (PVD) a chemickou depozicí z plynné fáze (CVD) využívána jako nová metoda AM pro vytváření kovových součástí. Tyto technologie nabízí možnost zlepšit vlastnosti materiálu nebo zkrátit čas při výrobě. Technika CS je v současné době omezena na jednoduché tvary součástí [10].

Díky nízké teplotě procesu CS lze zabránit nežádoucím jevům oxidace, fázových transformací, růstu zrn apod., které se vyskytují u laserových metod AM. Proto je metoda CS vhodná pro tvorbu materiálů citlivých na teplotu, jako jsou nanokrystalické a amorfní materiály, nebo materiály citlivé na kyslík jako je hliník, měď a titan. Další výhodou metody CS je vysoká rychlost výroby (až 30 kg/h), neomezené rozměry vytvářených součástí a možnost opravy poškozených dílů. Budoucí využití metody CS pro AM závisí na řízení dráhy nástřiku. V současné době je minimální šířka dráhy 4-10 mm. Cílem výzkumu je vývoj mikrotrysek, které by vytvářely submilimetrové dráhy nástřiku. Použití mikrotrysek však může být obtížné pro tvorbu vrstev z důvodu krátké vzdálenosti na zrychlení částic. Na obrázku 4.4 je znázorněn polotovar obrobku vytvořeného metodou CS [18, 21, 22].



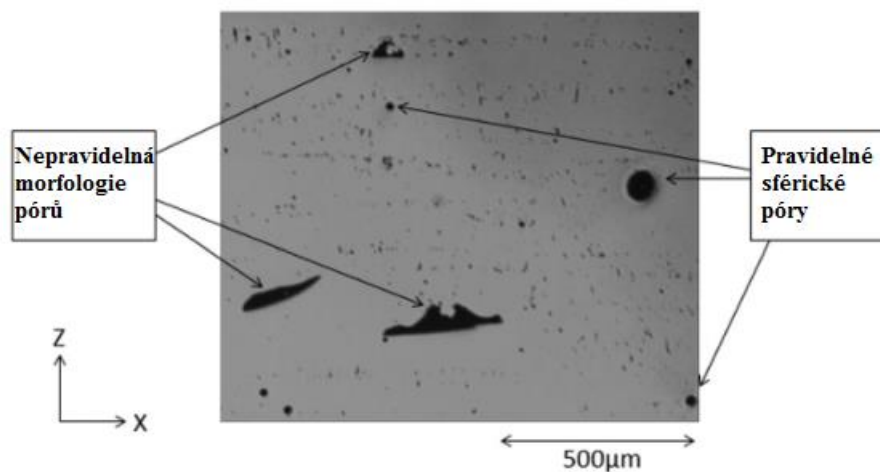
**Obrázek 4.4** Polotovar obrobku a) a obrobena součást b) vytvořená metodou CS (upraveno z [21])

## 5 Vady 3D tištěných kovových materiálů

Mezi běžné vady kovových materiálů vytvořených metodami AM patří porozita, trhliny, delaminace, špatná drsnost povrchu, balling efekt a zbytková napětí. Hustota těchto vad výrazně ovlivňuje mechanické vlastnosti součástí. Ke vzniku vad dochází obvykle při špatné volbě procesních parametrů, jako je např. výkon laseru a rychlost skenování [13].

### 5.1 Porozita

Porozita je běžnou vadou při výrobě 3D tištěných kovových součástí. Póry mohou mít pravidelný sférický nebo nepravidelný podlouhlý tvar. K nepravidelnému tvaru pórů dochází při špatné volbě procesních parametrů, jako je např. nízký výkon laseru nebo malá rychlost skenování. Optimalizováním procesních parametrů lze získat porozitu menší než 1 % u metod SLM, EBM a LMD. Pravidelné sférické póry vznikají v důsledku zachycování bublin plynu. Snížení aktivační energie pro difuzi vlivem vysoké teploty v tavenině vede ke zvýšení rozpustnosti plynu v kovu. Zdrojem plynů (nejčastěji vodíku a argonu) bývá vlhkost, kontaminace inertního plynu nebo prášku. Na obrázku 5.1 jsou znázorněny typy póru v materiálech. Póry s pravidelnou sférickou morfologií nemají zásadní vliv na mechanické vlastnosti. Naopak póry s nepravidelným tvarem působí jako místa pro iniciaci trhlin a tím výrazně snižují houževnatost a únavovou pevnost [10, 11, 13].



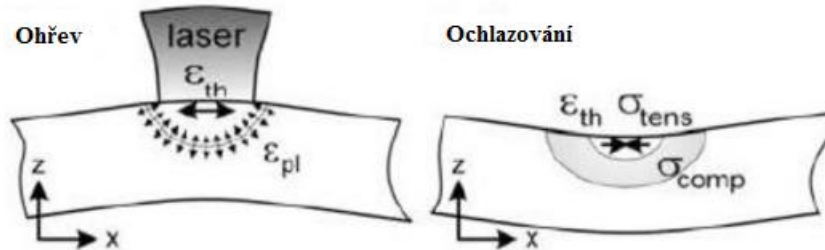
Obrázek 5.1 Póry s pravidelnou a nepravidelnou morfologií (upraveno z [10])

### 5.2 Zbytková napětí

Zbytková napětí jsou již od roku 1993 považována za jednu z hlavních vad kovových materiálů vytvářených technologiemi AM, zejména u metody SLM. Při procesu SLM se na vytváření zbytkových napětí podílí dva hlavní tepelné mechanismy: a) mechanismus teplotního gradientu a b) fáze ochlazování (obrázek 5.2). Mechanismus teplotního gradientu vytváří v materiálu pomocí rychlého ohřevu horní vrstvy a omezené tepelné roztažnosti zbytková napětí, které vyvolávají plastickou deformaci. Pokud úroveň napětí překročí mez kluzu, dochází k praskání součásti. Během fáze ochlazování se roztavená vrstva smršťuje. Tato deformace je omezena podkladovým materiálem, což způsobuje tahová napětí v horní oblasti a tlaková napětí ve



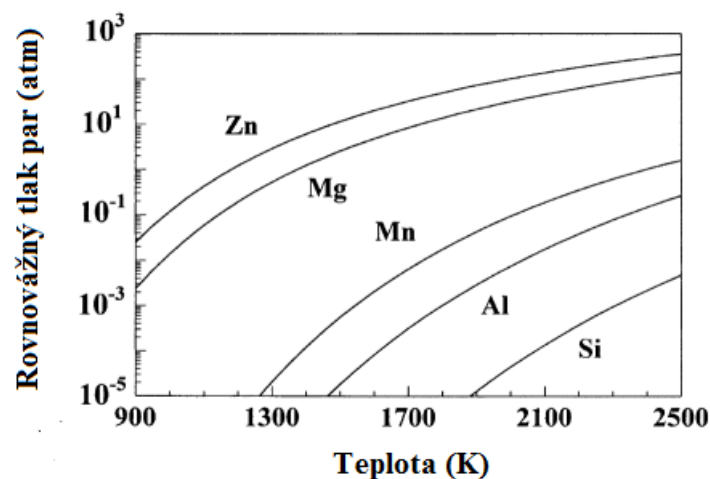
spodní. Nahromadění zbytkových napětí vede k deformaci součásti, delaminaci, snížení meze únavy a anizotropnímu mechanickému chování materiálu. Proto jsou k minimalizaci zbytkových napětí výrazně doporučeny metody následného zpracování [23, 24].



Obrázek 5.2 Dvoustupňový mechanismus vytváření zbytkového napětí (upraveno z [23])

### 5.3 Ztráta legujících prvků

U metod SLM a EBM dochází vlivem vysoké teploty tavné lázně k odpařování legujících prvků s vyšším rovnovážným tlakem par, jako je např. Mg, Zn, Li, Al atd. Na obrázku 5.3 je znázorněn rovnovážný tlak par kovů při různých teplotách. Selektivní odpařování prvků má za následek degradaci mechanických vlastností, např. snížení pevnosti, tažnosti, tvrdosti a odolnosti proti korozi. Také by tím mohl být ovlivněn rozvoj sloupcových zrn. K zamezení odpařování prvků se volí kombinace mírného výkonu laseru s vysokou rychlostí skenování [15, 25].



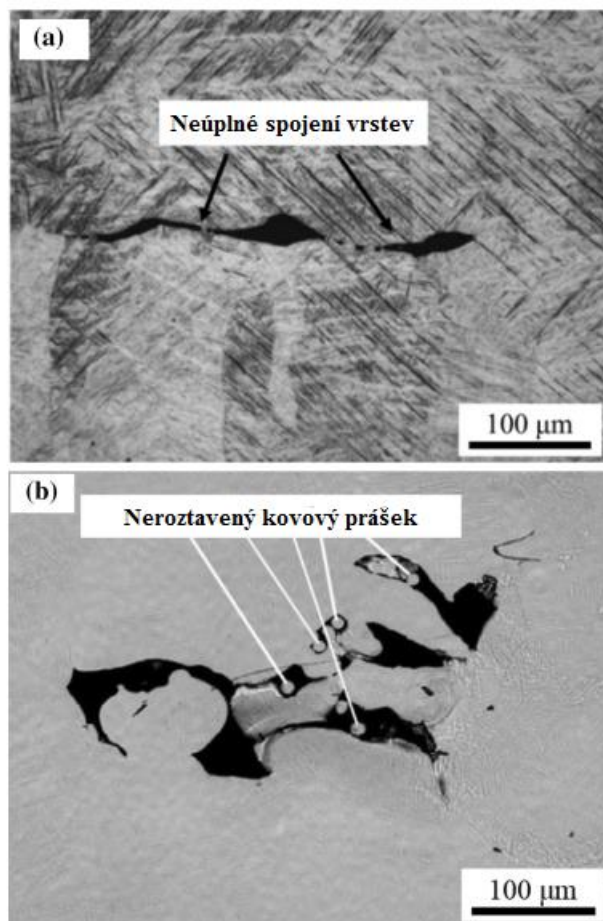
Obrázek 5.3 Rovnovážený tlak par kovů při různé teplotě (upraveno z [25])

## 5.4 Trhliny

U součástí vytvořených metodami AM může docházet ke stejným typům trhlinových mechanismů jako ve svařovaných konstrukcích. Nejběžnějšími typy trhlin u AM součástí jsou kráterové trhliny, trhliny vzniklé za tepla a trhliny vzniklé za studena. Ke kráterovým trhlinám dochází na konci dráhy ukládání v tuhacím materiálu. Trhliny vzniklé za tepla se vyskytují v oblastech hranic jednotlivých vrstev při teplotách pod teplotou tání. Tyto trhliny se nejčastěji objevují u hliníkových slitin. Jejich přítomnost se dá omezit vhodnou volbou procesních parametrů a geometrie součásti. Trhliny vzniklé za studena se mohou vytvořit hodiny, dny nebo i mnohem později po ochlazení součásti [11].

## 5.5 Nedostatečná fúze

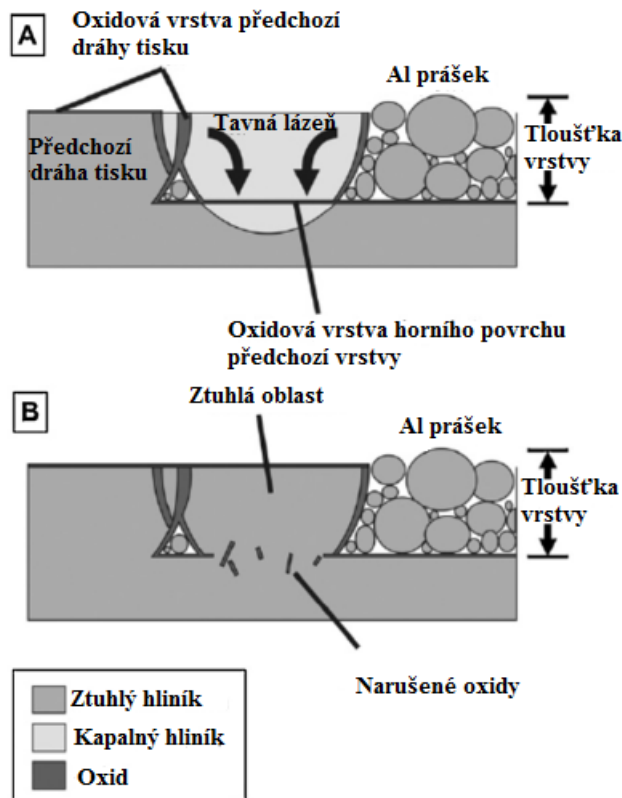
Nedostatečná fúze je způsobena především nízkou vstupní energií laseru, čímž dochází k neroztavení kovového prášku. Nedostatečná fúze se projevuje ve dvou typech: a) neúplné spojení vrstev vlivem nedostatečného roztavení kovu (obrázek 5.4 a)) a b) neroztavení kovového prášku (obrázek 5.4 b)). Energie laseru má výrazný vliv na velikost tavné lázně. Při nízké energii je šířka tavné lázně malá a nedochází tak k překrývání skenovacích stop [26].



Obrázek 5.4 Typy nedostatečné fúze (upraveno z [26])

## 5.6 Oxidové vměstky

I když se při technikách SLM a SLS vytvářejí komponenty pod ochrannou atmosférou, vyskytuje se zde přibližně 0,1 % kyslíku. Jedním způsobem, jak se kyslík dostane do procesů AM, je z částečné oxidace kovového prášku. Druhým způsobem je zachycení kyslíku z atmosféry povrchoým turbulentním tokem tavné lázně. Přidáním Mg nebo Si do hliníkové slitiny dochází k tvorbě oxidových vměstků, jako je spinel ( $MgAl_2O_4$ ) a mullit ( $Al_2O_3SiO_2$ ). Oxidové vměstky vyvolávají iniciaci trhlin a tím i snížení mechanických vlastností. Princip vzniku oxidových vměstků je znázorněn na obrázku 5.5. Při zpracování laserem se začnou na povrchu roztaveného kovu tvořit oxidové vrstvy. Zatímco na horním povrchu tavné lázně dochází k vypařování oxidových vrstev, na spodním povrchu jsou oxidové vrstvy narušovány vlivem Marangoniho proudu. Výsledkem je síťové rozložení oxidových vměstků v materiálu. Tvoření oxidových vměstků nelze zcela zabránit, ale lze je úspěšně narušit vysokým výkonem laseru [15, 27].

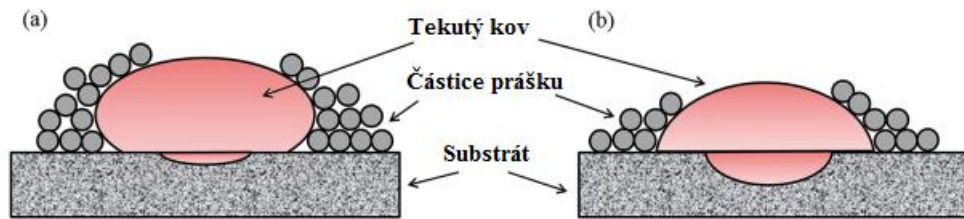


Obrázek 5.5 Schéma vzniku oxidových inkluzí: a) Marangoniho proudění v tavenině, b) narušení oxidové vrstvy a tuhnutí taveniny (upraveno z [27])

## 5.7 Balling efekt

Balling efekt je běžnou vadou materiálů vytvářených metodou SLM, který způsobuje drsný povrch ztuhlé vrstvy doprovázený vysokou porozitou. Existují dva typy balling efektu: a) elipsoidní částice o rozměru asi 500  $\mu m$  a b) sférické částice o rozměrech přibližně 10  $\mu m$ . Balling efekt vzniká v důsledku špatné smáčivosti substrátu nebo předchozí vrstvy. Zhoršení smáčivosti může být důsledkem silné oxidace taveniny nebo nízkým přísunem energie. Jak je znázorněno na obrázku 5.6, lze rozdělit taveninu na horní část sestávající z roztaveného prášku

a dolní část sestávající z materiálu roztaveného substrátu. Pokud je v dolní oblasti dostatek taveniny, vznik balling efektu je potlačen. Vysoká hustota energie vede k nízké viskozitě a dobré tekutosti roztaveného kovu, čímž se zvýší smáčivost taveniny. Pokud je však energie laseru příliš vysoká, může docházet k balling efektu, růstu zbytkového napětí a také odpařování materiálu [15, 25].



**Obrázek 5.6** Schéma balling efektu: a) méně roztavený substrát, b) více roztavený substrát (upraveno z [15])

## 6 Zpracování a dokončovací operace 3D tištěných součástí

U 3D vytištěných kovových součástí se vyskytuje řada vad, které se u tradičně vyráběných kovových materiálů běžně nevyskytují. Vady, jako je vysoká drsnost povrchu, porozita, zbytková napětí, anizotropie a nežádoucí mikrostruktury, jsou pro většinu aplikací nepřijatelné. Na obrázku 6.1 jsou uvedeny typy dokončovacích operací [13].



Obrázek 6.1 Následné zpracování a dokončovací operace (upraveno z [11])

Pro zajištění plné funkčnosti kovových součástí vytvořených metodami AM je vyžadováno následné zpracování a dokončovací operace. Jednou z prvních operací po vytvoření součásti je odstranění přebytečného prášku a podpurných struktur. Výrazného zlepšení mechanických vlastností a estetiky součásti lze dosáhnout dokončovacími metodami jako je izostatické lisování za tepla (HIP), tepelné zpracování, broušení a obrábění. Nicméně kovové součásti vyráběné metodami AM mají složité tvary a vnitřní struktury, které jsou obtížné nebo zcela nemožné obrábět nebo brousit. Alternativním řešením úpravy povrchu součástí by mohlo být elektrochemické leštění nebo pokovování [11, 13].

### 6.1 Tepelné zpracování

V metalurgii se tepelné zpracování využívá po stovky let, protože různé požadované mechanické vlastnosti a morfologie zrn jsou jinak nedosažitelné. Ačkoli se podobné metody tepelného zpracování pro lité a tvářené materiály používají i u materiálů vytvořených pomocí technologií AM, účel může být odlišný, protože vady a mikrostruktura se mezi těmito procesy liší [13].

Součásti vytvořené metodami AM je často nutné tepelně zpracovat, aby se zajistilo zlepšení jejich požadovaných vlastností, jako je např. pevnost, tvrdost, tažnost a únavové vlastnosti. Tepelné zpracování většinou probíhá v inertních nebo vakuových pecích při teplotách od 650 do 1050 °C po dobu 2-4 hodin [11].

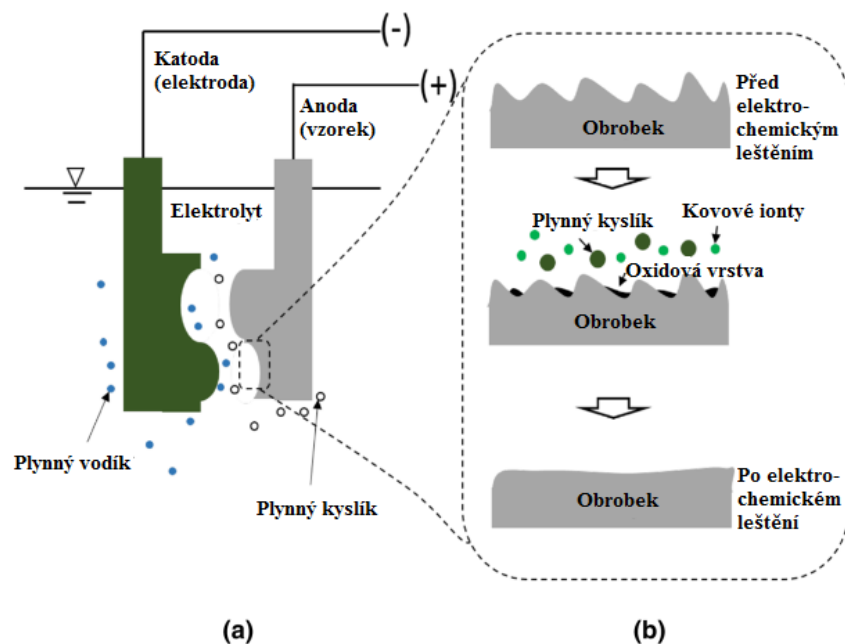
## 6.2 Izostatické lisování za tepla (HIP)

Izostatické lisování za tepla (HIP) je proces následného zpracování, při kterém jsou součásti vystaveny vysokým teplotám a izostatickému tlaku v inertní atmosféře. Při teplotě větší než 50 % bodu tání daného materiálu a tlaku 100 MPa (může být až 300 MPa), podléhá materiál lokalizované plastické deformaci, která zhušťuje a homogenizuje mikrostrukturu materiálu. Za těchto extrémních podmínek teploty a tlaku dochází k výrazné redukci pórů a dutin, které působí jako koncentrátoři napětí [4, 13].

Během vytváření součástí pomocí metody SLM způsobují opakující se tepelné cykly při tuhnutí každé vrstvy vysokou koncentrací zbytkových napětí. Procesem HIP dochází ke zlepšení únavových vlastností a k vyšší tažnosti materiálu [28].

## 6.3 Elektrochemické leštění

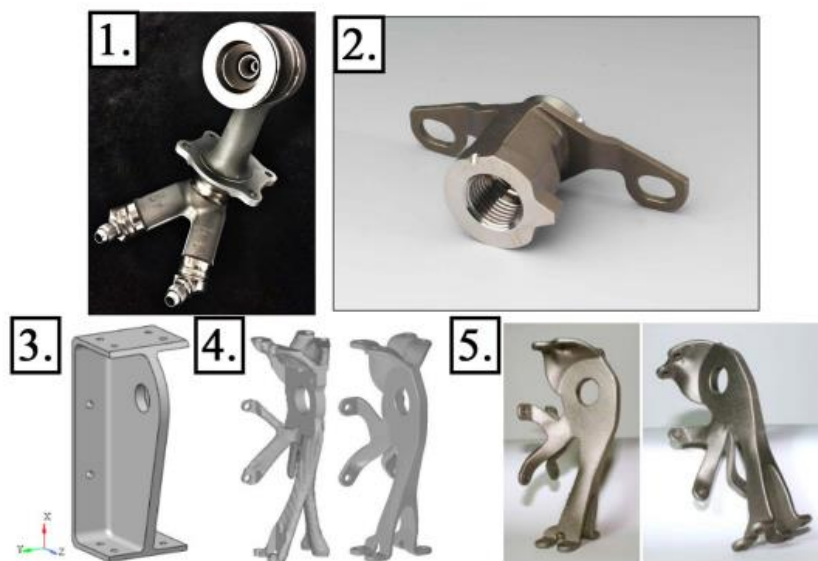
Elektrochemické leštění je jednou z běžných metod ke zmenšení drsnosti povrchu materiálů vytvořených metodami AM. Výhodou elektrochemického leštění v porovnání s mechanickými úpravami povrchu (jako je např. broušení, lapování, leštění) je, že mají přístup k vnitřním komplexním povrchům. Proto se elektrochemické leštění používá pro součásti se složitou geometrií, jako jsou např. mřížkové a buněčné struktury. Na obrázku 6.2 je znázorněn proces elektrochemického leštění. Dvě elektrody (leštěný vzorek jako anoda a pomocná elektroda jako katoda) jsou ponořeny do elektrolytu. Při napájení ze zdroje stejnosměrného proudu začnou elektrody generovat kyslík a vodík. Tvorba bublin a osmóza mají za následek odstraňování oxidů z vrcholu píků na povrchu obrobku. Nerovnosti povrchu jsou odstraňovány elektrochemickou reakcí. Elektrochemické leštění je závislé na proudové hustotě, vzdálenosti elektrod, teplotě a koncentraci elektrolytu [29, 30].



**Obrázek 6.2** Princip elektrochemického leštění: a) anoda a katoda v elektrolytu, b) detail leštění povrchu (upraveno z [30])

## 7 Nejčastěji používané kovové materiály v 3D tisku

Kovové materiály vytvářené metodami AM nachází největší uplatnění v automobilovém, leteckém a biomedicínském průmyslu. Dříve se v leteckém průmyslu využívala AM pouze k vytváření modelů. Dnes už se však technologie AM využívají pro výrobu pohonných systémů, konstrukčních součástí a palivových trysek (obrázek 7.1). Hlavním důvodem obliby AM je celkové snížení hmotnosti a tím i spotřeby paliva, vytváření složitých struktur (např. vnitřní chladicí kanály, úspora materiálu a zkrácení doby výroby jednotlivých komponent. Například v elektronickém průmyslu se může zkrátit doba výroby vícevrstevných desek spojů až o 80 % v porovnání s tradičními metodami [3, 31].



*Obrázek 7.1 Příklady leteckých součástí: 1) Palivová tryska; 2) Hlava boroskopu; 3) Původní součást vytvořená tradičními metodami; 4) Topologicky optimalizované řešení; 5) Vyrobená optimalizovaná součást [31]*

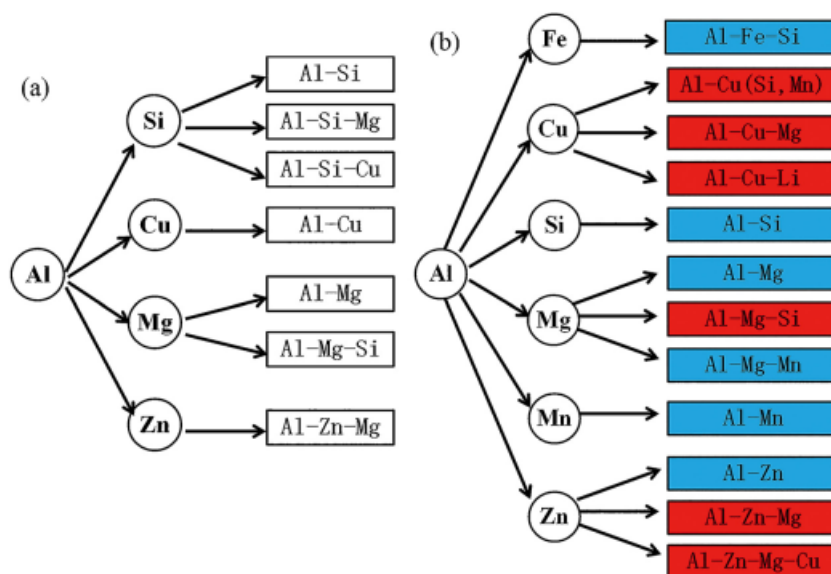
### 7.1 Oceli

V současné době jsou oceli nejpoužívanějším strojírenským materiálem. Pomocí metod AM lze vyrábět různé druhy ocelí, jako jsou austenitické, duplexní, martenzitické, precipitačně vytvrditelné a vysokopevnostní maraging oceli. Takto vytvořené oceli mají různé mikrostruktury a precipitační fáze, což může vést k variabilitě mechanických vlastností v porovnání s oceli vytvářených konvenčními metodami. Korozivzdorná ocel 316L zpracovaná laserovými technologiemi práškového lože, jako je např. SLM nebo EBM, obsahuje výrazně jemnější mikrostrukturu austenitických sloupcových zrn (o velikosti zrna přibližně 1  $\mu\text{m}$ ) v porovnání s konvenčními technologiemi. Důsledkem toho je zvýšení pevnosti, aniž by došlo ke snížení tažnosti. Na hranicích tavné lázně však dochází k vysoké koncentraci C, O a Si, které tvoří nekovové vměstky, a tím jsou výrazně zhoršeny mechanické vlastnosti tištěných součástí. Tepelným zpracováním a úpravou procesních parametrů během tisku se dosahuje požadovaných mechanických vlastností [5, 13].

## 7.2 Hliník a jeho slitiny

Slitiny hliníku jsou po ocelích druhým nejrozšířenějším konstrukčním materiálem. Díky své nízké hustotě, vysoké měrné pevnosti, snadnému zpracování, dobré korozní odolnosti a vynikající tepelné a elektrické vodivosti jsou hliníkové slitiny populární v odvětvích jako je např. letecký, automobilový a elektronický průmysl [15].

Podle složení, mikrostruktury a charakteristiky výrobního procesu se slitiny hliníku dělí na lité a tvářené. Obsah legujících prvků v litých slitinách hliníku se obecně pohybuje v rozmezí 10–12 %, zatímco u tvářených slitin je to 1–2 % (v některých případech to může být i 6–8 %). Dále lze hliníkové slitiny rozdělit na vytvrditelné a nevytvrditelné. Legující prvky jako Si, Mg, Cu a Zn umožňují zlepšit mechanické vlastnosti. Na obrázku 7.2 je uvedeno rozdělení hliníkových slitin [15, 32].



**Obrázek 7.2** Rozdělení hliníkových slitin: a) lité; b) tvářené. Tepelně nevytvrditelné slitiny hliníku jsou modře a tepelně vytvrditelné jsou červeně [15]

V současné době se konstrukční součásti ze slitin hliníku vyrábějí převážně tradičními metodami, jako je např. odlévání a kování. Při těchto procesech však dochází k řadě problémů. Prvním problémem je nízká rychlost chlazení při odlévání, čímž se vytváří hrubá mikrostruktura. Dalšími problémy je porozita, inkluze strusky a segregace prvků, což má negativní vliv na mechanické vlastnosti [15].

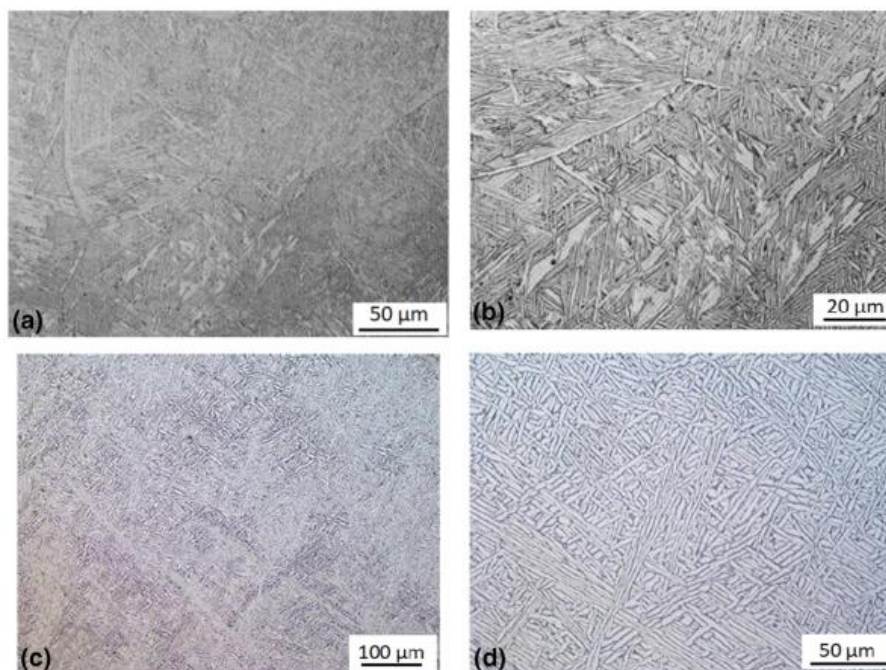
Vysoká rychlost ochlazování tavné lázně u metody SLM brání růstu zrn a segregaci legujících prvků. Vysoký obsah Si v hliníkových slitinách zajišťuje absorpci laseru, zamezuje praskání a dodává materiálu dobrou tekutost a svařitelnost. U součástí vyráběných metodou SLM se dosahuje lepších mechanických vlastností než u odlévaných slitin. Je to dáno díky jemné dendritické mikrostruktuře a jemné distribuci Si fáze [15, 32].



### 7.3 Titan a jeho slitiny

Slitiny titanu se velice často využívají pro letecké a biomedicínské aplikace. Hlavními výhodami slitin titanu je jejich vysoký poměr pevnosti k hmotnosti, skvělá odolnost proti únavovému zatížení, výborná odolnost proti korozi, vynikající mechanické vlastnosti a hypoalergenní vlastnosti důležité pro biomedicínské implantáty. Nejpoužívanější slitinou titanu v leteckém a biomedicínském průmyslu je slitina Ti-6Al-4V [13, 14, 33].

Během tradičního zpracování má titan tendenci asimilovat kyslík, dusík a vodík z atmosféry při vysokých teplotách díky jeho reaktivní povaze. To má nepříznivý vliv na vyráběné součásti. Slitiny titanu jsou vhodným materiálem pro AM technologie SLM, EBM a LMD. Metoda SLM vytváří součásti v prostředí s inertním plynem, čímž je titanu zabráněno asimilaci kyslíku, dusíku a vodíku z atmosféry. Navíc slitina Ti-6Al-4V vytvořená jednou z metod AM má vyšší pevnost v tahu než litá nebo tvářená. Na obrázku 7.3 je zobrazena mikrostruktura titanové slitiny Ti-6Al-4V vytvořená metodami LMD a EBM [13, 14, 33].



Obrázek 7.3 Mikrostruktura slitiny Ti-6Al-4V vytvořená metodou LMD a) a b) a metodou EBM c) a d) [14]

### 7.4 Nikl a jeho slitiny

Slitiny Inconel jsou austenitické precipitačně vytvrditelné superslitiny obsahující převážně Ni a Cr. Tyto slitiny mají extrémně vysokou mez kluzu, odolnost proti korozi a mohou pracovat při vysokých provozních teplotách. Běžně se využívají v leteckém, námořním a jaderném průmyslu. Díky své dobré svařitelnosti jsou slitiny Inconel vhodné pro metody AM [13].

Další zajímavou slitinou je nitiol (slitina Ni a Ti), která je také známá jako slitina s tvarovou pamětí. Nitiol se těší zvýšenému zájmu hlavně pro biomedicínské aplikace. Studie ukázaly, že implantáty z této slitiny mohou měnit tvar na základě teploty lidského těla. V případě složitějších tvarů součástí je však obtížné zpracovat nitiol tradičními metodami z důvodu jeho špatné obrobitelnosti a svařitelnosti. Nitiol se v AM nejčastěji zpracovává pomocí metod SLM a LMD [14, 34].

## 7.5 Kobalt a jeho slitiny

Slitiny na bázi kobaltu jsou mimořádně užitečné pro aplikace s vysokou teplotou a vysokou odolností proti opotřebení v biomedicíně, leteckém a jaderném průmyslu. Tyto materiály jsou jedny z nejtvrdějších biokompatibilních slitin s vysokou odolností proti korozi a mají široké využití pro zubní nebo ortopedické protézy. Kobalt má při pokojové teplotě HCP mřížku, která se při teplotě nad 400 °C transformuje na BCC mřížku. Přidáním legujících prvků, jako je Cr, Mo a W, dochází ke zvýšení teploty transformace [13, 14].

Nejčastěji používanou kobaltovou slitinou v aditivní výrobě je Co-Cr-Mo. U odlitků této slitiny zlepšuje Mo tažnost, zvyšuje rozsah tuhnutí a vytváří další množství eutektických karbidů na hranicích zrn. Na obrázku 7.4 jsou znázorněny mikrostruktury slitiny Co-Cr-Mo v litém stavu a vzorku vytvořeného technikou SLM. Mikrostruktura odlitku vykazuje heterogenní strukturu, která je tvořena dvěma fázemi sestávající z dendritické matrice (světlá oblast) a interdendritických precipitátů (tmavá oblast). Naopak u vzorku SLM je struktura homogenní a kompaktní [13, 14].



*Obrázek 7.4 Mikrostruktura slitiny Co-Cr-Mo v litém stavu a) a vytvořená metodou SLM b) [14]*

## 8 Experimentální část

### 8.1 Výchozí materiál a procesní parametry CS nástřiku

Jako výchozí materiál byla použita chrom-niklová austenitická ocel 304L se sníženým obsahem uhlíku. Prášek byl dodán firmou Sandvik Osprey Ltd (Spojené království). Chemické složení prášku, které je uvedeno v tabulce 2, bylo stanoveno přímo výrobcem.

Tabulka 2 Chemické složení použité oceli 304L

Prvek	Cr	Ni	Mn	Si	N	P	C	S	Fe
hm. %	18,7	8,3	1,5	0,73	0,14	0,023	0,02	0,006	zbytek

Nástřik oceli 304L byl proveden na zařízení Impact Cold Spray System 5/11. Velikost nanášených částic byla přibližně 45  $\mu\text{m}$ . Jako hnací plyn byl použit dusík přehřátý na teplotu 950 °C a stlačený na hodnotu 35 bar. Teplota nanášených částic byla vlivem jejich krátkého kontaktu s přehřátým plynem přibližně 150–200 °C.

### 8.2 Elektrochemické leštění

V tabulce 3 je uvedeno chemické složení použitého elektrolytu. Teplota elektrolytu během elektrochemického leštění byla 60 °C. Elektrody byly z materiálu 316L. Materiál elektrod, teplota a chemické složení elektrolytu byly zvoleny podle [35]. Jako zdroj napájení bylo použito zařízení BK Precision 9122A, které má rozsah napětí 0–60 V a proudu 0–2,5 A.

Tabulka 3 Složení použitého elektrolytu

Složka	H <sub>3</sub> PO <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	destilovaná voda	glycerol
obj. %	60	30	9,7	0,3

Před elektrochemickým leštěním vzorků, které byly podrobeny zkoušce tříbodovým ohybem během statického a dynamického namáhání, byla provedena optimalizace parametrů. Mezi optimalizované parametry patří napětí, čas a vzdálenost elektrod.

Z destiček o rozměrech přibližně 100 × 30 mm a tloušťky 0,5 mm byly na metalografické rozbrušovací pile ATM Brillant 220 nařezány zkušební vzorky o rozměrech 20 × 30 mm. Na těchto vzorcích byla následně provedena optimalizace parametrů. Z důvodu dosažení limitní hodnoty proudu u zdroje napájení byly pro napětí 4 V použity vzorky o rozměrech 6 × 30 mm. Na obrázku 8.1 je zobrazena jedna z původních destiček.



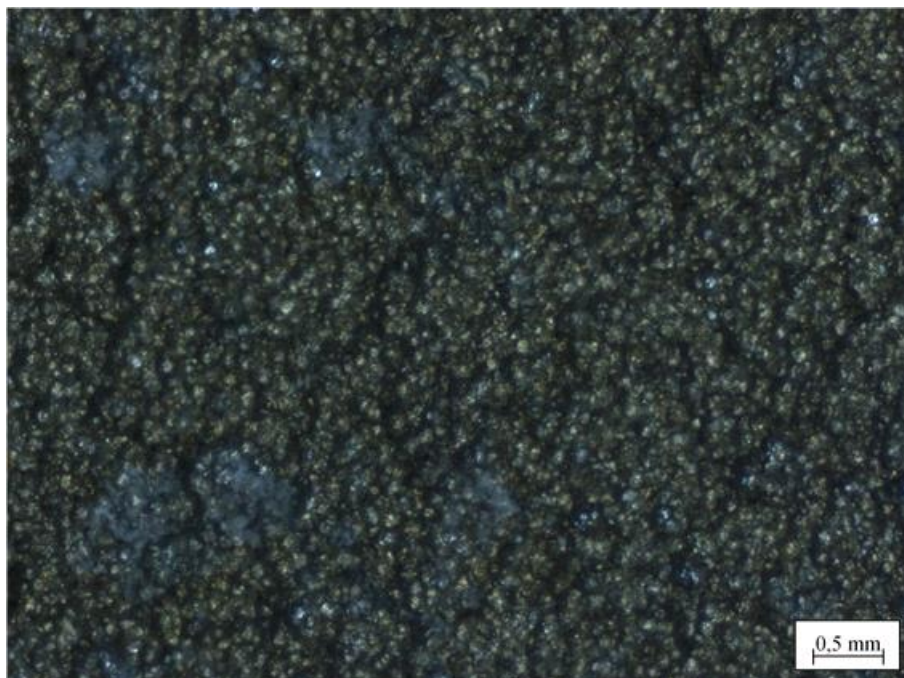
*Obrázek 8.1* Destička z oceli 304L nanesená metodou CS

Pro snadnější připojení vodičů byly k elektrodám a vzorkům přivařeny ocelové dráty (obrázek 8.2). Tyto ocelové dráty byly protaženy polystyrenem, aby se zamezil pohyb elektrod a vzorků během elektrochemického leštění.

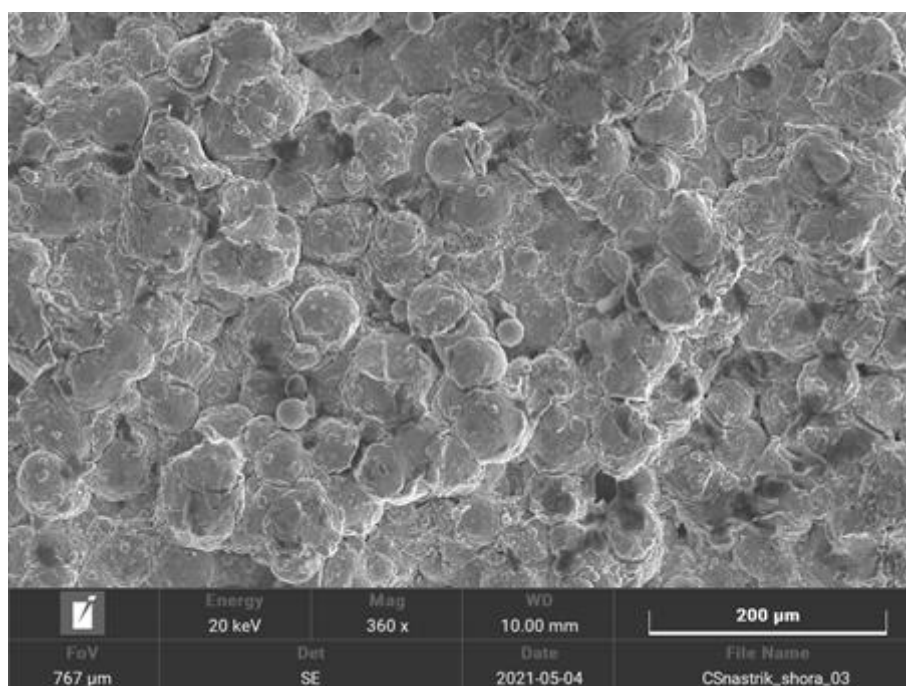


*Obrázek 8.2* Ocelový drát přivařený ke zkušebnímu vzorku

Optimální parametry elektrochemického leštění byly zvoleny podle makroskopických a mikroskopických snímků. Makroskopické snímky byly pořízeny na světelném stereomikroskopu Zeiss Stemi 508 a mikroskopické snímky byly pořízeny na skenovacích elektronových mikroskopech (SEM) Zeiss Ultra Plus a Tescan Vega Compact. Na obrázcích 8.3 a 8.4 je znázorněn původní povrch nástřiku metodou CS.



*Obrázek 8.3 Makroskopický snímek CS nástřiku*



*Obrázek 8.4 SEM snímek CS nástřiku*

## 8.2.1 Napětí

Prvním testovaným parametrem bylo napětí, které bylo nastaveno na 1; 2; 3 a 4 V. Doba elektrochemického leštění byla 30 minut. V tabulce 4 je uvedena proudová hustota a úbytek materiálu pro jednotlivá napětí. Z důvodu použití menšího vzorku pro napětí 4 V je úbytek materiálu vyjádřen v gramech i v procentech.

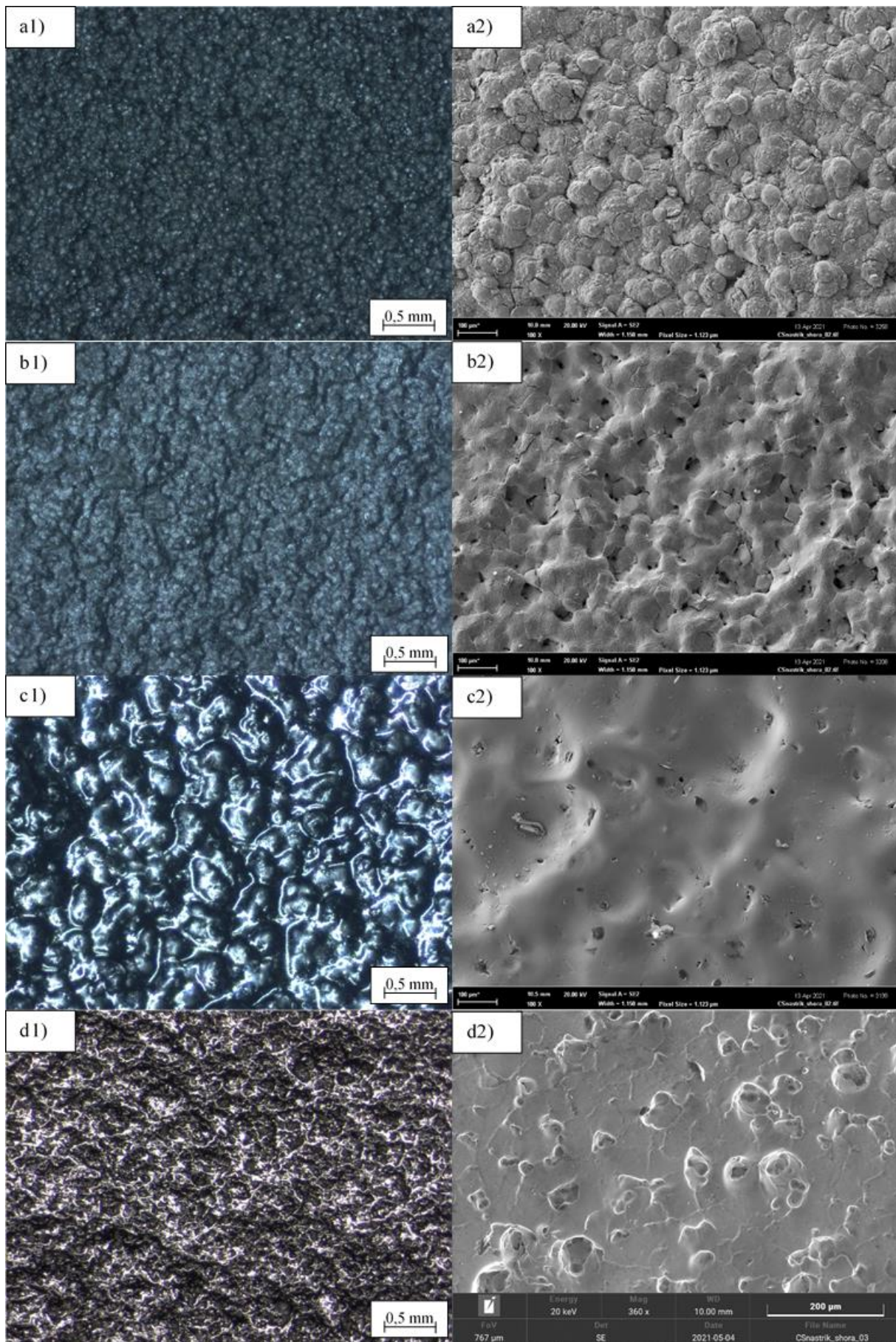
Na obrázcích 8.5 a 8.6 jsou znázorněny povrchy, respektive boční pohledy vyleštěných vzorků pro jednotlivá napětí. V levých sloupcích jsou uvedeny makroskopické snímky a v pravých sloupcích jsou SEM snímky. Skupina snímků označených a) je pro napětí 1 V; b) 2 V; c) 3 V a d) 4 V.

Při porovnání skupiny a) s původním stavem povrchu vzorku vytvořeného metodou CS (obrázek 8.3 a 8.4) je zřejmé, že elektrochemickým leštěním pod napětím 1 V nedošlo k žádným výrazným změnám. Dokonce jsou na bočním pohledu vidět ještě stopy po řezání vzniklé při odběru vzorku. Také úbytek materiálu je zcela minimální (0,01 g / 0,27 %).

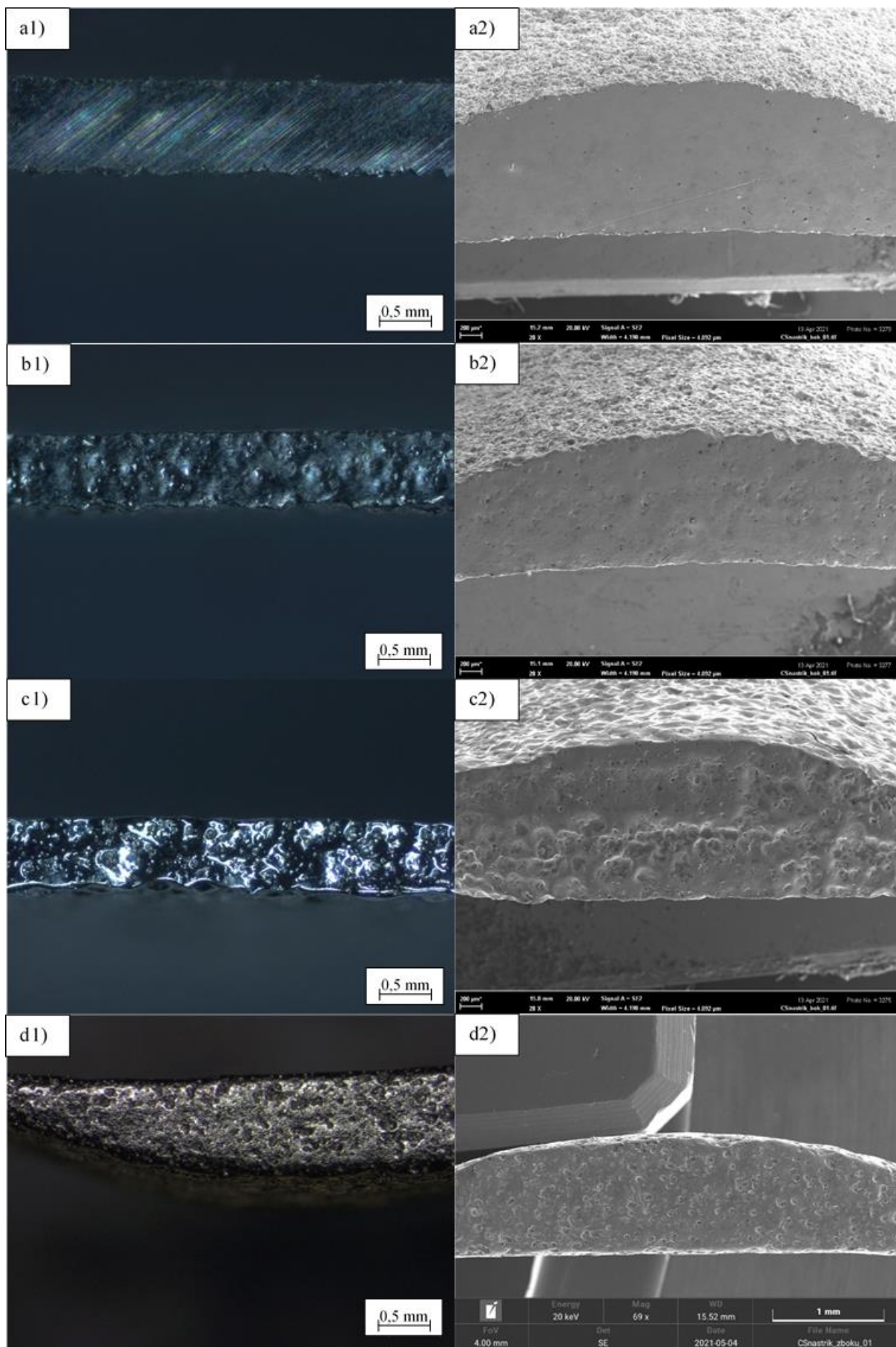
S rostoucím napětím dochází k postupnému vyhlazování povrchu. Při napětí 2 V (uvedeno na obrázcích 8.5 a 8.6 jako skupina b)) jsou ještě na povrchu viditelné částice, dochází však k zániku hranic mezi těmito částicemi. Při napětí 3 V (skupina c)) a 4 V (skupina d)) je povrch vzorků hladký. V případě napětí 4 V však dochází na povrchu vzorku k důlkové korozi. Napětí 3 V se tak jeví jako optimálním parametrem elektrochemického leštění.

**Tabulka 4** Úbytek materiálu během elektrochemického leštění v závislosti na napětí

Napětí [V]	1	2	3	4
Proudová hustota [ $A/cm^2$ ]	$0,633 \times 10^{-3}$	0,085	0,362	1,256
Hmotnost před leštěním [g]	3,73	3,29	3,63	1,70
Hmotnost po leštění [g]	3,72	3,13	3,08	1,14
Úbytek [g]	0,01	0,16	0,55	0,56
Úbytek [%]	0,27	4,86	15,15	32,94



Obrázek 8.5 Makroskopické (vlevo) a SEM (vpravo) snímky povrchu pro napětí a) 1 V; b) 2 V; c) 3 V; d) 4 V



*Obrázek 8.6 Boční pohled zkušebních vzorků pro napětí a) 1 V; b) 2 V; c) 3 V; d) 4 V*



## 8.2.2 Čas

Dalším testovaným parametrem elektrochemického leštění byl čas. Ten byl zkoumán při napětí 3 V, které se jeví jako optimální na základě předchozí analýzy. Kromě času 30 min, použitého v předchozí části, byly použity časy 5 min; 15 min a 45 min. V tabulce 5 jsou uvedeny hodnoty proudové hustoty a úbytku materiálu.

Na obrázcích 8.7 a 8.8 jsou znázorněny povrchy, respektive boční pohledy pro jednotlivé časy elektrochemického leštění. Stejně jako v předchozí části, v levých sloupcích jsou makroskopické snímky a v pravých sloupcích jsou SEM snímky. Skupina obrázků označených a) náleží době elektrochemického leštění 5 min; b) 15 min; c) 30 min a d) 45 min.

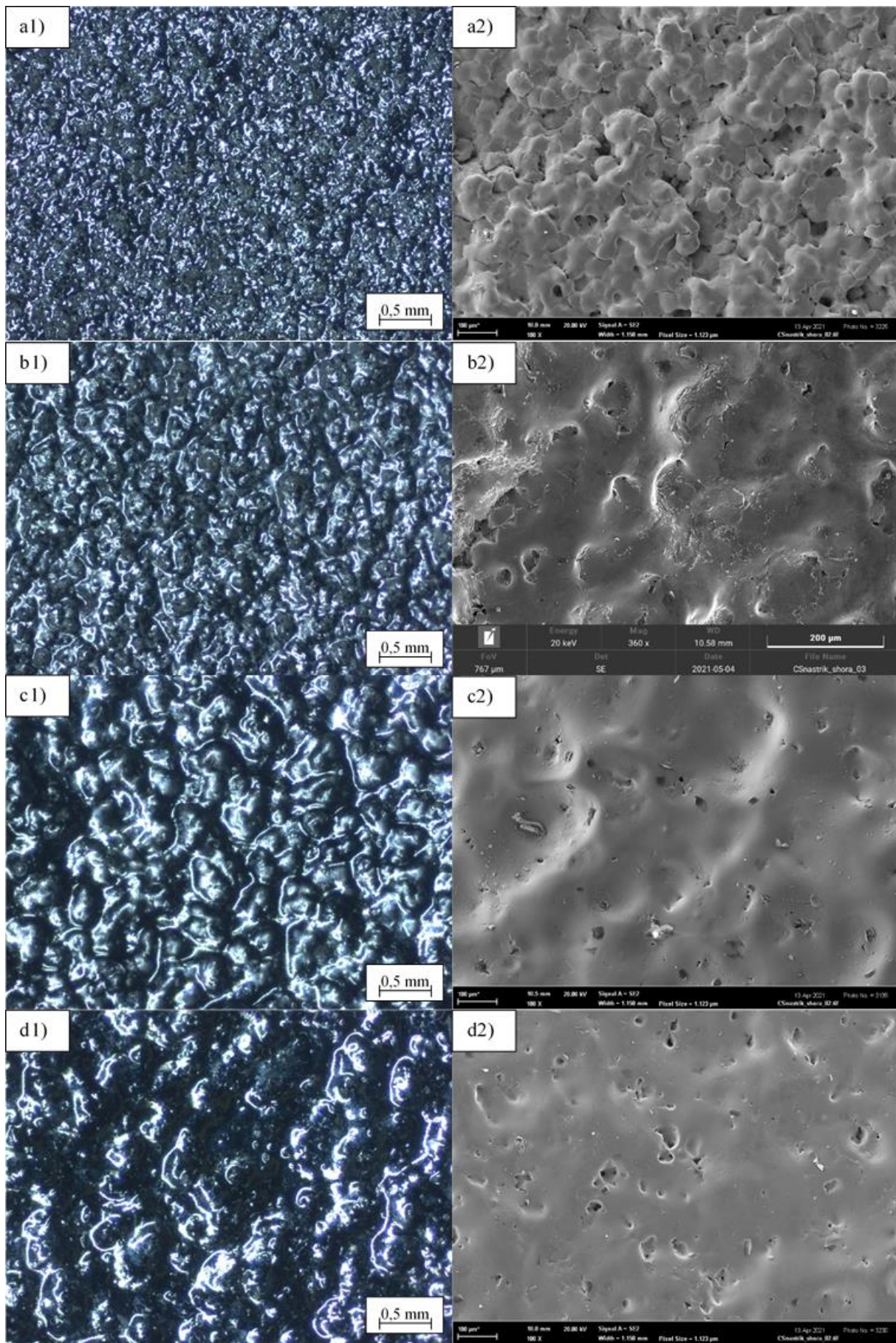
Po čase 5 min elektrochemického leštění dochází k postupnému zániku hranic mezi jednotlivými částicemi na povrchu. Po čase 15 min je povrch vzorku poměrně hladký, vyskytuje se zde však ještě několik částic. Při časech 30 min a 45 min je povrch vzorků hladký a bez výskytu původních částic.

Při pohledu na povrch vzorků pomocí SEM snímků pro časy 30 min (obrázek 8.7 c2)) a 45 min (obrázek 8.7 d2)) je zřejmé, že elektrochemickým leštěním bylo dosaženo vnitřní struktury materiálu (výskyt pórů).

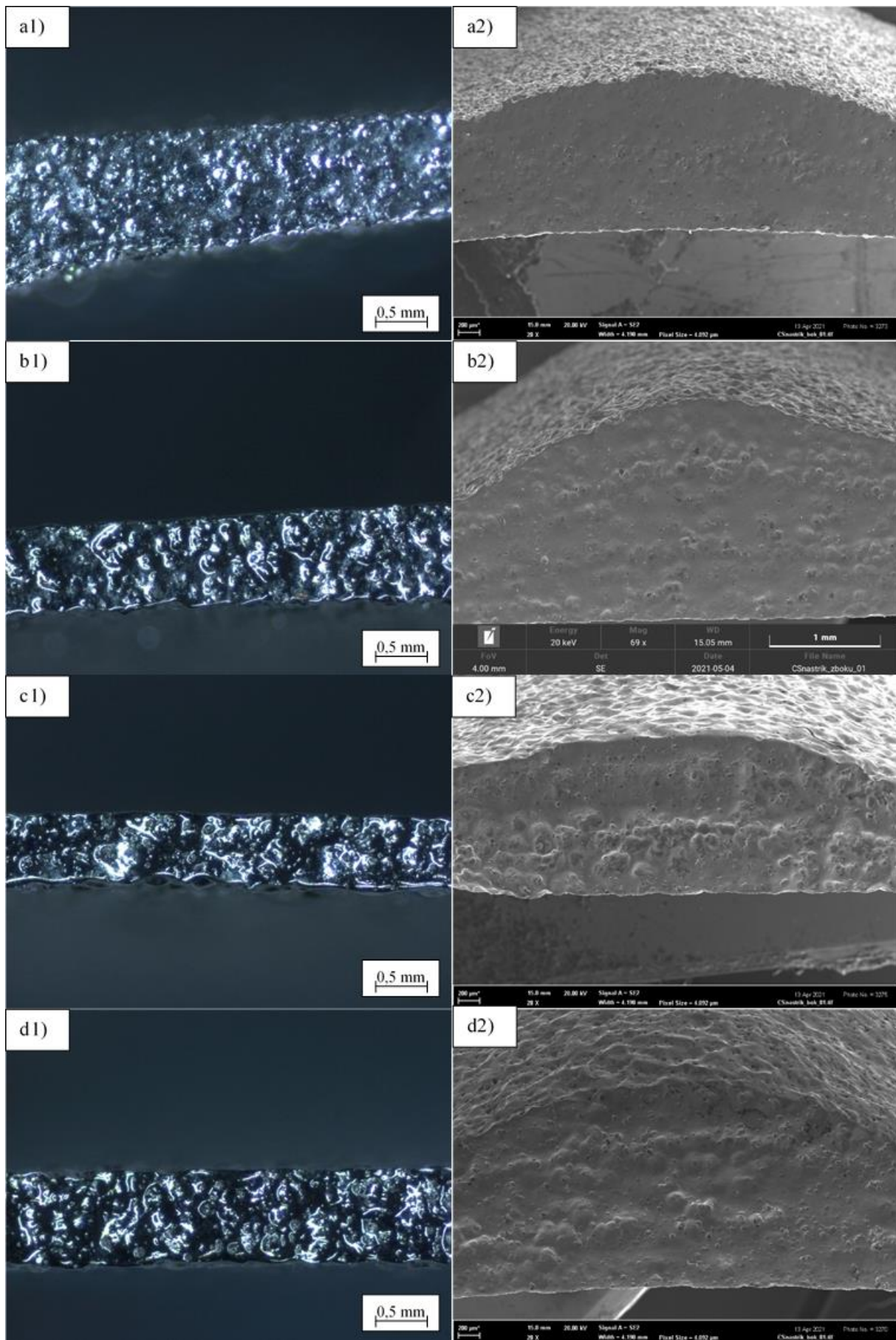
Jelikož se ještě při čase 15 min na povrchu vzorků vykytují částice a při čase 30 min už dochází k částečnému průniku do vnitřní mikrostruktury materiálu, nachází se optimální doba elektrochemického leštění v tomto rozmezí.

*Tabulka 5 Úbytek materiál během elektrochemického leštění v závislosti na čase*

Čas [min]	5	15	30	45
Proudová hustota [ $A/cm^2$ ]	0,358	0,382	0,362	0,345
Hmotnost před leštěním [g]	3,49	3,88	3,63	3,86
Hmotnost po leštěním [g]	3,38	3,65	3,08	3,15
Úbytek [g]	0,11	0,23	0,55	0,71
Úbytek [%]	3,15	5,93	15,15	18,39



**Obrázek 8.7** Makroskopické (vlevo) a SEM (vpravo) snímky pro napětí 3 V a čas a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min



Obrázek 8.8 Boční pohled zkušebních vzorků pro napětí 3 V a čas a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min

### 8.2.3 Vzdálenost elektrod

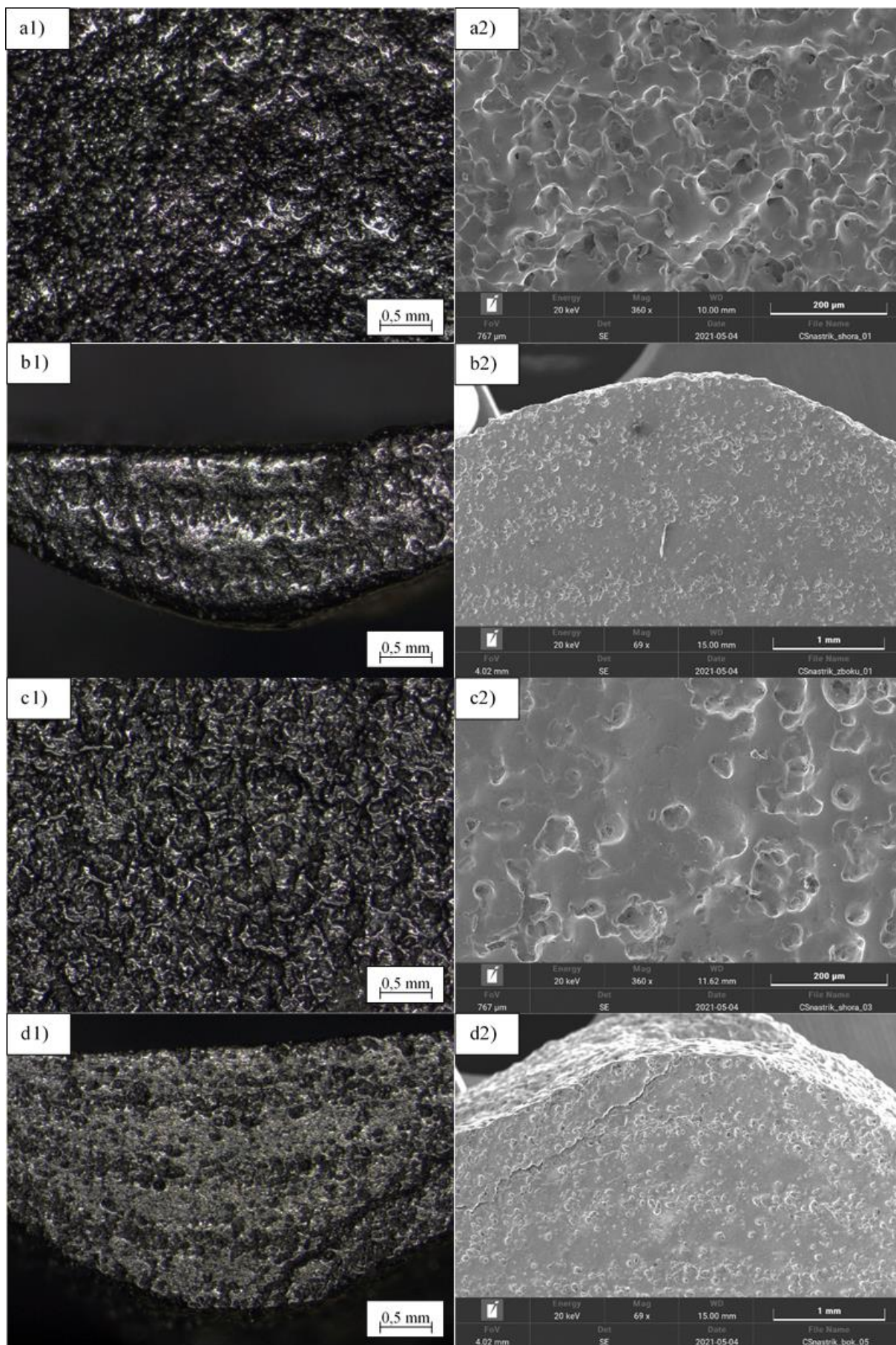
Posledním testovaným parametrem byla vzdálenost elektrod. Vzdálenost elektrod byla nastavena na 2 cm a 3 cm. Elektrochemické leštění probíhalo v časech 5 min; 15 min a 30 min při napětí 4 V. Tato kombinace byla provedena pro případ, že by bylo dosaženo při vyšším napětí a kratší doby lepších výsledků než v předchozích testech.

Na obrázcích 8.9; 8.10 a 8.11 jsou uvedeny snímky pro jednotlivé časy elektrochemického leštění. Obrázek 8.9 je pro čas 5 min; obrázek 8.10 pro 15 min a obrázek 8.11 pro 30 min. Opět jsou v levých sloupcích makroskopické snímky a v pravých sloupcích SEM snímky. Skupiny snímků a) a b) jsou pro vzdálenost elektrod 2 cm; snímky c) a d) jsou pro 3 cm.

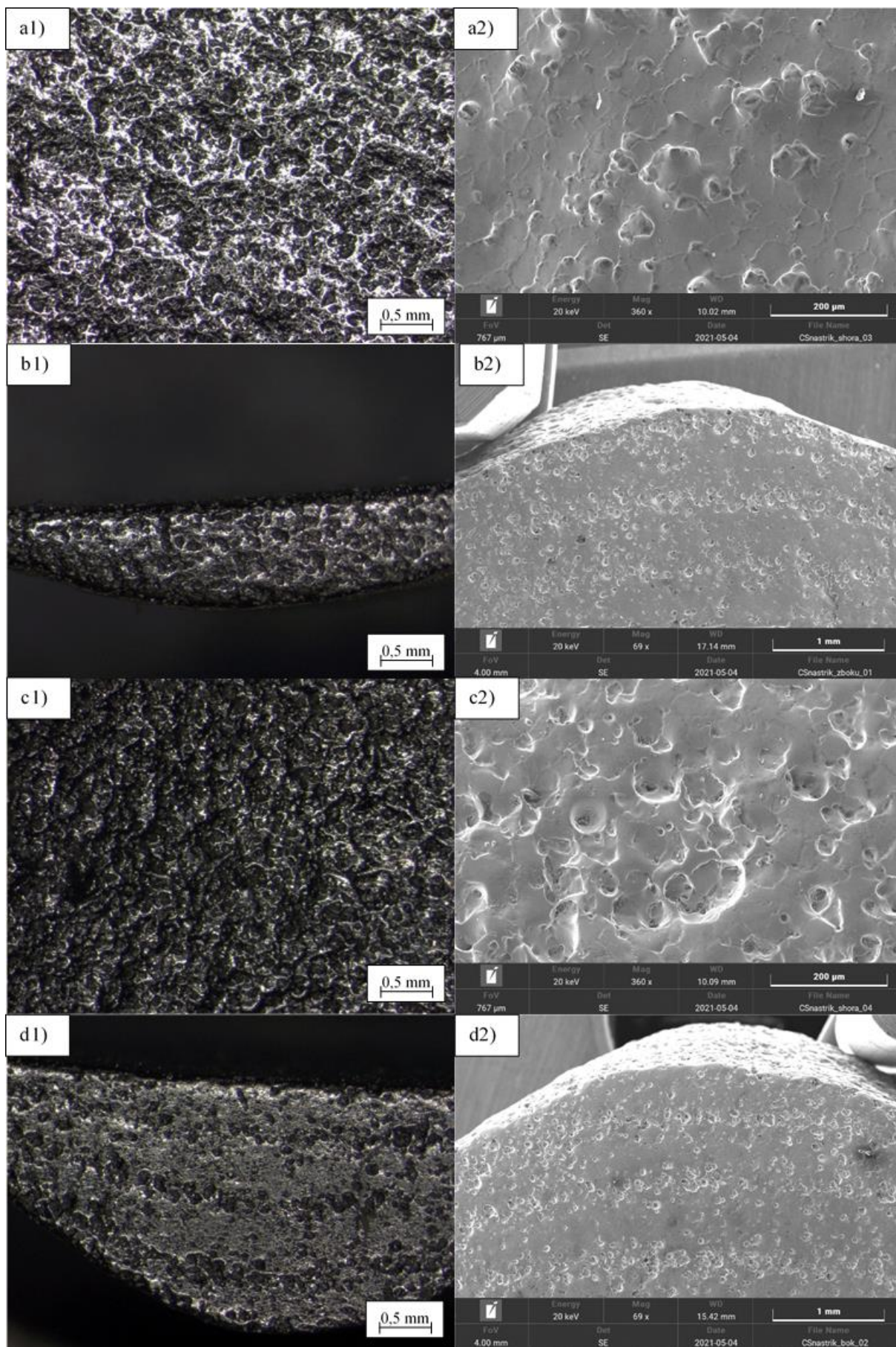
Z obrázků je patrné, že změna času nemá vliv na vznik důlkové koroze na površích vzorků. Dále ze snímků vyplývá, že pro vzdálenost elektrod 3 cm dochází k lepšímu vyhlazování povrchu v porovnání se vzdáleností 2 cm. V tabulce 6 jsou uvedeny hodnoty úbytku materiálu během elektrochemického leštění. Až na dobu 30 min dochází při vzdálenosti 3 cm k výrazně vyššímu úbytku materiálu než při kratší vzdálenosti.

*Tabulka 6 Úbytek materiálu během elektrochemického leštění v závislosti na vzdálenosti elektrod*

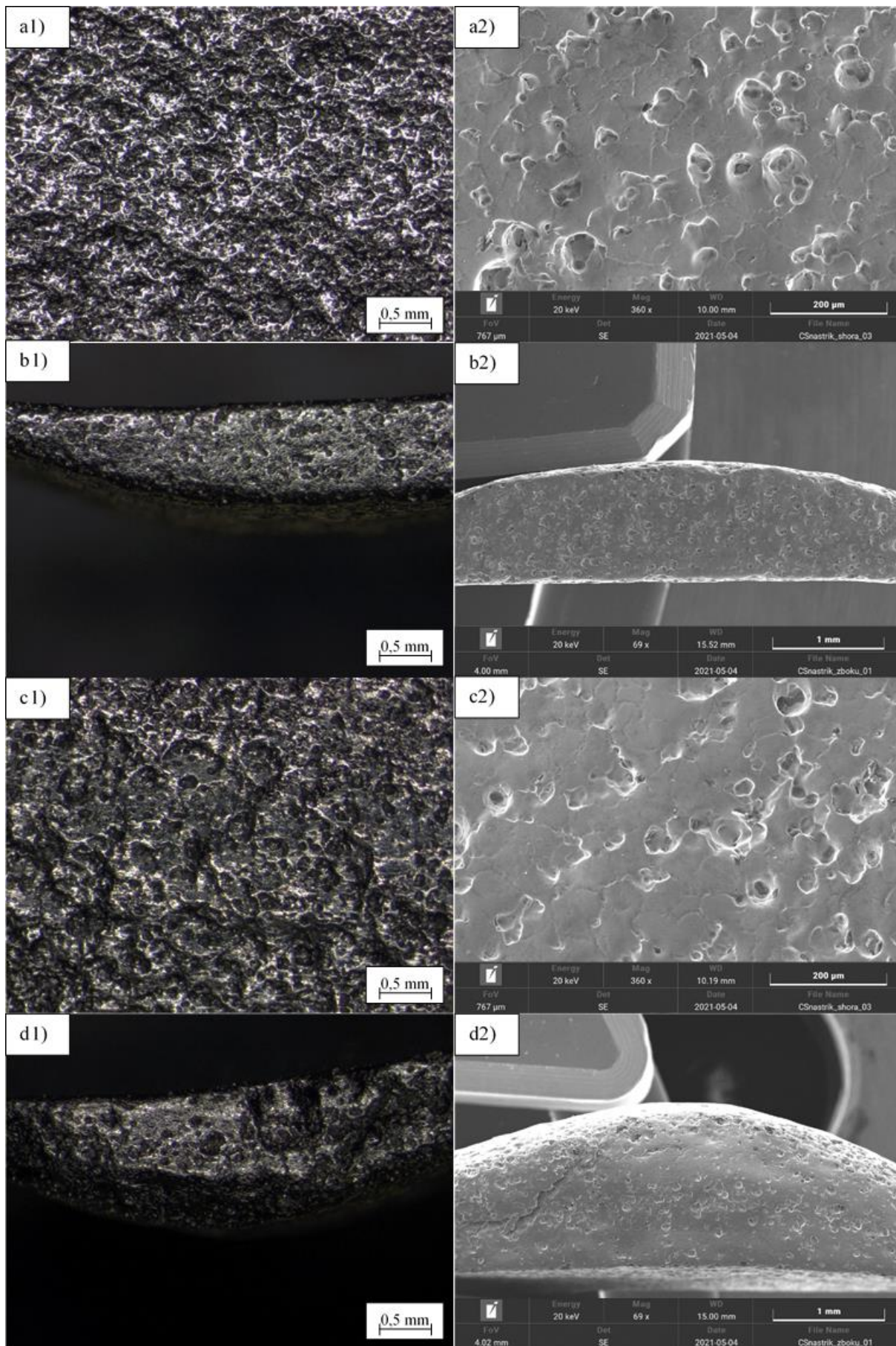
Vzdálenost elektrod [cm]	2	2	2	3	3	3
Čas [min]	5	15	30	5	15	30
Proudová hustota [ $A/cm^2$ ]	1,250	1,178	1,256	1,217	1,311	1,206
Hmotnost před leštěním [g]	1,98	1,75	1,70	2,00	1,89	1,92
Hmotnost po leštění [g]	1,91	1,59	1,14	1,87	1,66	1,29
Úbytek [g]	0,07	0,16	0,56	0,13	0,23	0,63
Úbytek [%]	3,54	9,14	32,94	6,5	12,17	32,81



Obrázek 8.9 Napětí 4 V; čas 5 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm



Obrázek 8.10 Napětí 4 V; čas 15 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm



Obrázek 8.11 Napětí 4 V; čas 30 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm

### 8.3 Drsnost povrchu

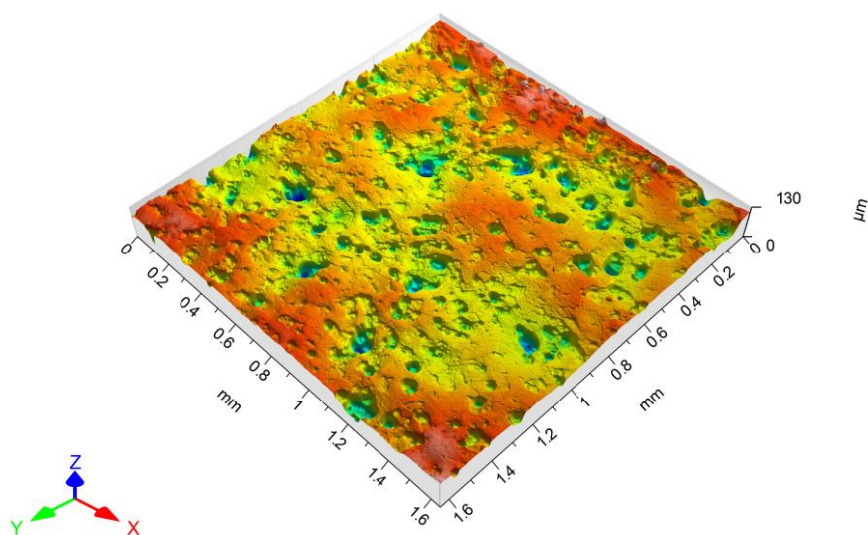
Drsnost povrchu vzorků byla změřena na trojrozměrném bezkontaktním optickém profilometru Taylor Hobson Talysurf CCI Lite. Měření drsnosti bylo provedeno na vzorcích použitých při zjišťování optimálního napětí elektrochemického leštění. Měření probíhalo na ploše o rozloze přibližně  $1,66 \times 1,66$  mm. V tabulce 7 jsou uvedeny naměřené hodnoty drsnosti  $Ra$  a  $Rz$ , kde  $Ra$  je průměrná aritmetická hodnota drsnosti a  $Rz$  je hloubka drsnosti.

*Tabulka 7 Naměřené hodnoty drsnosti vzorků po elektrochemickém leštění*

Napětí [V]	CS (výchozí)	1	2	3	4
$Ra$ [ $\mu\text{m}$ ]	10,923	12,379	9,791	9,301	7,145
$Rz$ [ $\mu\text{m}$ ]	61,541	68,852	54,747	43,722	45,858

Podle dat z tabulky 7 vyplývá, že povrch materiálu naneseného metodou CS má poměrně vysokou drsnost, která postupně klesá se zvyšujícím se napětím při elektrochemickém leštění. Výjimkou je však povrch vyleštěný při napětí 1 V, kdy jsou naměřené hodnoty drsnosti dokonce vyšší v porovnání s původním stavem. To může být dáno tím, že povrch materiálu vytvořeného metodou CS je pokryt zoxidovanou vrstvou. Ta mohla být během elektrochemického leštění přednostně narušena na hranicích částic, čímž mohlo dojít k nárůstu hodnot drsnosti  $Ra$  a  $Rz$ .

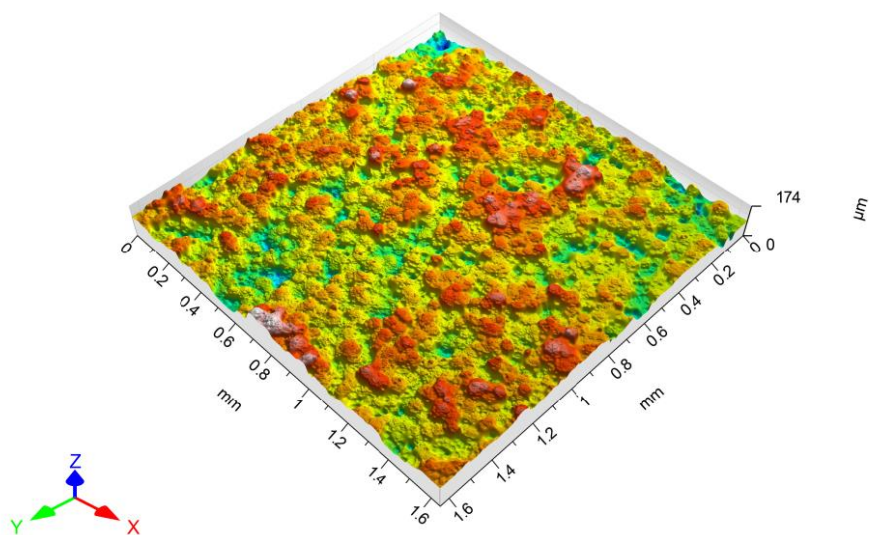
Na obrázku 8.12 je znázorněn trojrozměrný pohled na povrch elektrochemicky vyleštěného vzorku při napětí 4 V. V porovnání s původním stavem povrchu výrazně klesla drsnost, nicméně došlo ke vzniku nežádoucího jevu důlkové koroze.



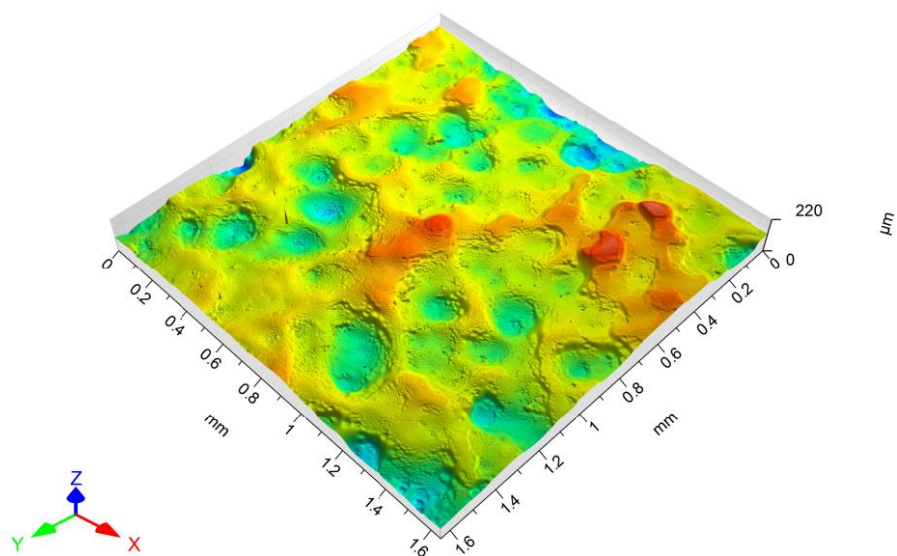
**Obrázek 8.12** Důlková koroze vzniklá elektrochemickým leštěním při napětí 4 V



Na níže uvedených obrázcích je znázorněn původní povrch CS nástřiku (obrázek 8.13) a povrch elektrochemicky vyleštěného vzorku pod napětím 3 V (obrázek 8.14). Tyto obrázky představují trojrozměrný pohled na povrchy vzorků a doplňují tak výsledky o příznivém vlivu elektrochemického leštění na drsnost povrchu vzorků získaných pomocí makroskopických a SEM snímků v části 8.2.1 a naměřených dat v tabulce 7.



**Obrázek 8.13** Povrch původního stavu povrchu



**Obrázek 8.14** Povrch elektrochemicky vyleštěného vzorku pod napětím 3 V

## 8.4 Třibodový ohyb

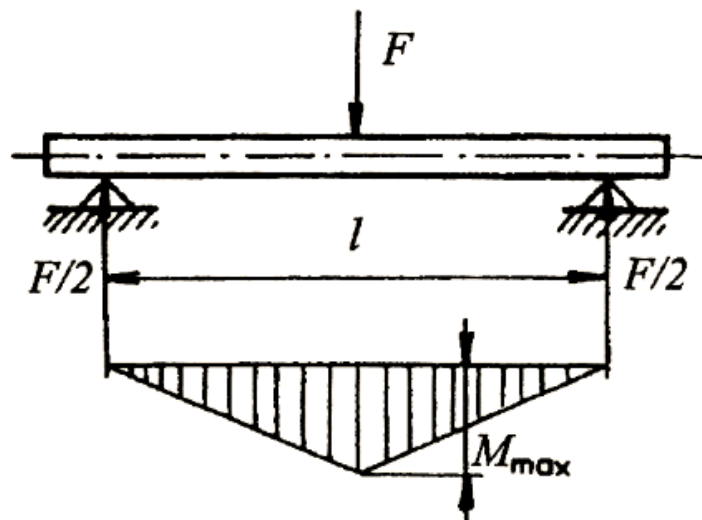
Princip zkoušky třibodovým ohybem spočívá v umístění zkušební tělesa obdélníkového nebo kruhového průřezu na dvě podpory (většinou jsou to válečky). Následně pak působí uprostřed vzorku v režimu tlakového zatěžování trn, který je umístěn v horní části zařízení (obrázek 8.15). Smyslem zkoušky je získání závislosti síla – průhyb zkušební vzorku [36].

Při průhybu dochází ke změně napětí v průřezu zkušební tělesa. Na povrchu vzorku působí maximální tahové napětí, které klesá na nulovou hodnotu směrem ke středu zkušební tělesa. Dále začíná působit tlakové napětí, které má nejvyšší hodnotu v místě působení zatěžovacího trnu. Zkouška třibodovým ohybem se používá pro hodnocení křehkých materiálů. Hodnota smluvní meze pevnosti v ohybu  $R_{mo}$  je dána vztahem [36]:

$$R_{mo} = M_{o \max} / W_o \text{ [MPa]} \quad (2)$$

kde  $M_{o \max}$  je maximální ohybový moment (pro třibodový ohyb  $M_{o \max} = Fl/4$ );  
 $W_o$  je modul průřezu (pro obdélníkové těleso výšky  $h$  a šířky  $b$ ,  $W_o = bh^2/6$ )

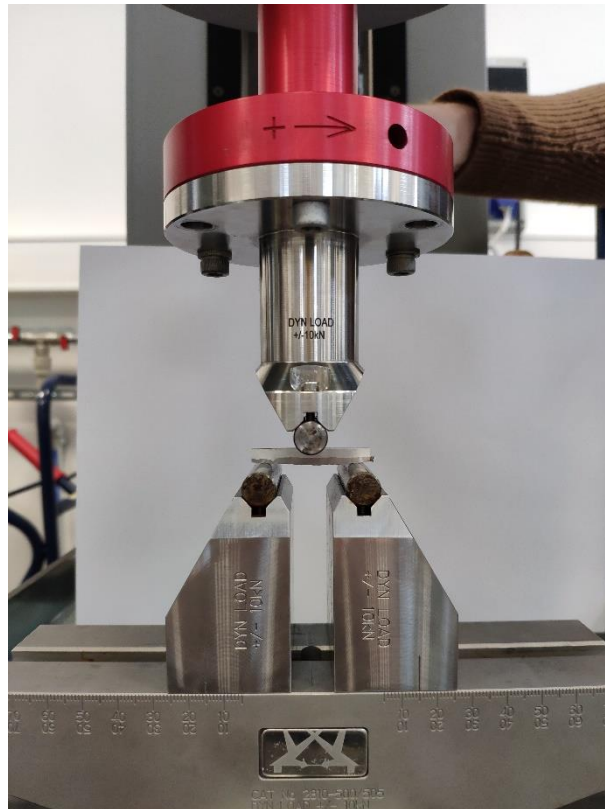
Kvalita povrchu zkušební tělesa výrazně ovlivňuje hodnotu meze pevnosti v ohybu. Například u křehkých materiálů, jako jsou litiny nebo konstrukční keramika, dochází k lomu z povrchových defektů [36].



Obrázek 8.15 Zkouška třibodovým ohybem [36]

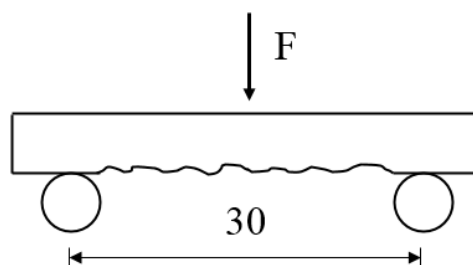
### 8.4.1 Statické namáhání

Zkoušky tříbodovým ohybem při statickém a dynamickém namáhání byly provedeny na zařízení ElectroPuls E3000 zobrazeném na obrázku 8.16. Nejprve byla provedena zkouška při statickém namáhání, aby se určila mez pevnosti v ohybu korozivzdorné oceli 304L. Pro tuto část byly použity vzorky oceli 304L nanesené na hliníkovém podkladu. Deponovaná vrstva oceli 304L měla tloušťku přibližně 2 mm z celkové výšky vzorku 5 mm.



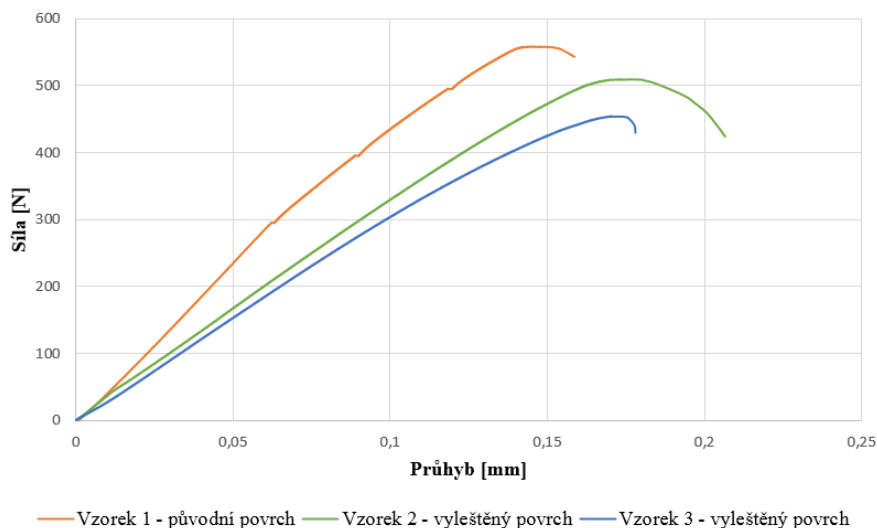
**Obrázek 8.16** Umístění vzorku v zařízení ElectroPuls E3000

Pro zkoušku při statickém namáhání byly použity celkem 3 vzorky, z nichž 2 byly elektrochemicky vyleštěny a třetí zůstal v původním stavu. Velikost vzorků byla přibližně  $40 \times 5 \times 5$  mm. Vzorky byly umístěny na podpory vzdálené od sebe 30 mm a zkoumaný povrch byl orientován na protější straně vzhledem k působící síle (obrázek 8.17).



**Obrázek 8.17** Schéma použitého systému tříbodového ohybu

Výsledkem zkoušky třibodovým ohybem při statickém namáhání byla závislost síla – průhyb. Na obrázku 8.18 jsou uvedeny závislosti jednotlivých vzorků. Vzorky, které byly elektrochemicky vyleštěny, dosahují většího průhybu před lomem v porovnání se vzorkem s neopracovaným povrchem.



**Obrázek 8.18** Závislost síla – průhyb při zkoušce třibodovým ohybem

Po provedení zkoušky byla u vzorků změřena šířka a výška. Naměřené hodnoty byly dosazeny do rovnice (2) pro zjištění smluvní meze pevnosti v ohybu  $R_{mo}$ . V tabulce 8 jsou uvedeny zjištěná napětí v ohybu pro jednotlivé vzorky. Na základě těchto hodnot je zřejmé, že elektrochemickým leštěním nedošlo k výrazným změnám hodnot pevnosti v ohybu získaných při statickém zatěžování.

**Tabulka 8** Zjištěné hodnoty smluvní meze pevnosti v ohybu

Vzorek	1 – původní povrch	2 – vyleštěný povrch	3 – vyleštěný povrch
Napětí v ohybu [MPa]	196,0	189,9	197,5

### 8.4.2 Dynamické namáhání

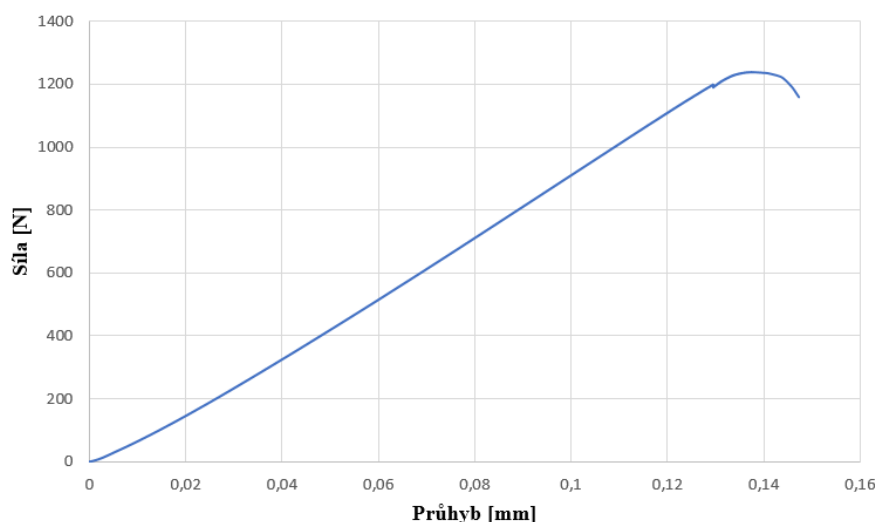
Pro určení únavových vlastností pomocí třibodového ohybu při dynamickém zatěžování bylo odebráno celkem 6 vzorků z austenitické chrom-niklové oceli 304L (obrázek 8.19). Ze 6 vzorků byly 4 elektrochemicky vyleštěny (vzorky 6 – 9) a zbylé 2 vzorky (vzorky 4 a 5) byly ponechány bez úpravy povrchu.



Obrázek 8.19 Odběr vzorků z oceli 304L

Na základě naměřených hodnot smluvní meze pevnosti v ohybu v kapitole 8.4.1 byla nastavena amplituda napětí na 60 % meze pevnosti v ohybu, tj. přibližně 120 MPa. Po každých 100 000 cyklech bylo postupně zvyšováno napětí o 10 %. K lomu prvního vzorku (vzorek 5) nakonec došlo při napětí 280 MPa a celkovém počtu cyklů 700 058. Pro další vzorek (vzorek 8) byla nastavena amplituda napětí přímo na hodnotu 280 MPa a životnost vzorku byla 5 507 786 cyklů.

Později bylo zjištěno, že k lomu zkušebních těles vzorků 304L/Al při statickém namáhání v kapitole 8.4.1 došlo příčinou iniciace a růstu trhliny v hliníkovém substrátu. Proto byla znovu provedena zkouška třibodovým ohybem při statickém zatížení. Na obrázku 8.20 je znázorněna závislost síla – průhyb pro vzorek z oceli 304L (vzorek 9). Přepočtem na napětí pomocí rovnice (2) byla zjištěna smluvní mez pevnosti v ohybu  $R_{mo} = 446,4$  MPa pro vzorek 304L, což je více než dvojnásobná hodnota v porovnání se vzorky 304L/Al.



**Obrázek 8.20** Závislost síla – napětí pro materiál 304L

Vzorky 4, 6 a 7 byly následně podrobeny zkoušce tříbodovým ohybem při dynamickém zatížení s odpovídající amplitudou napětí. Napět'ový součinitel  $R$  byl roven hodnotě 0,1. Počet cyklů do lomu jednotlivých vzorků je uveden v tabulce 9. Z uvedených hodnot počtu cyklů do lomu vyplývá, elektrochemickým leštěním nebylo dosaženo výrazných změn na únavové životnosti původního materiálu.

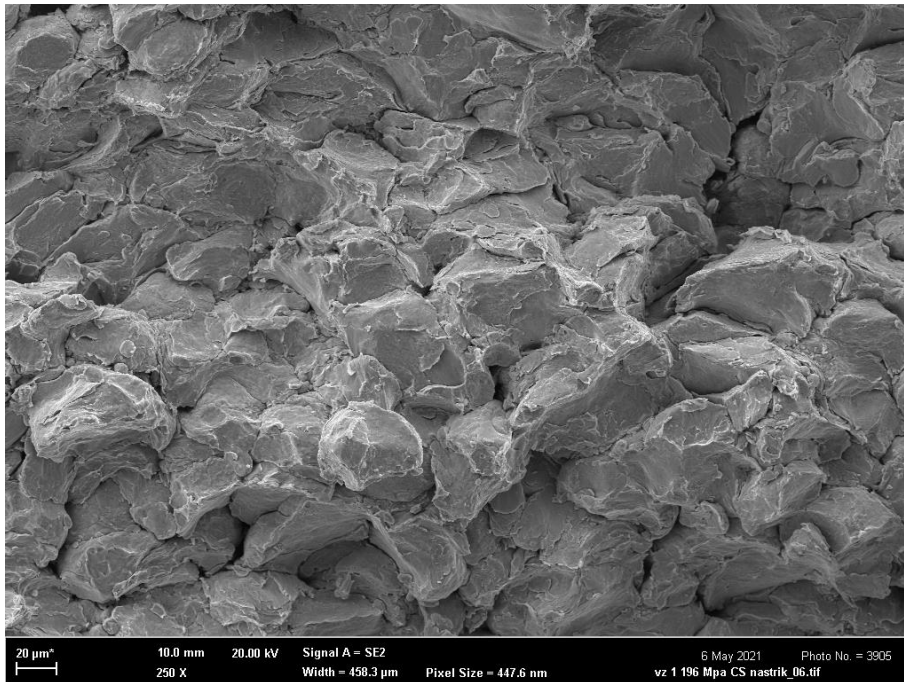
**Tabulka 9** Počet cyklů do lomu vzorků podrobených tříbodovému ohybu při dynamickém zatěžování

Vzorek	4 – původní povrch	6 – vyleštěný povrch	7 – vyleštěný povrch
Počet cyklů [-]	1835	1546	2275

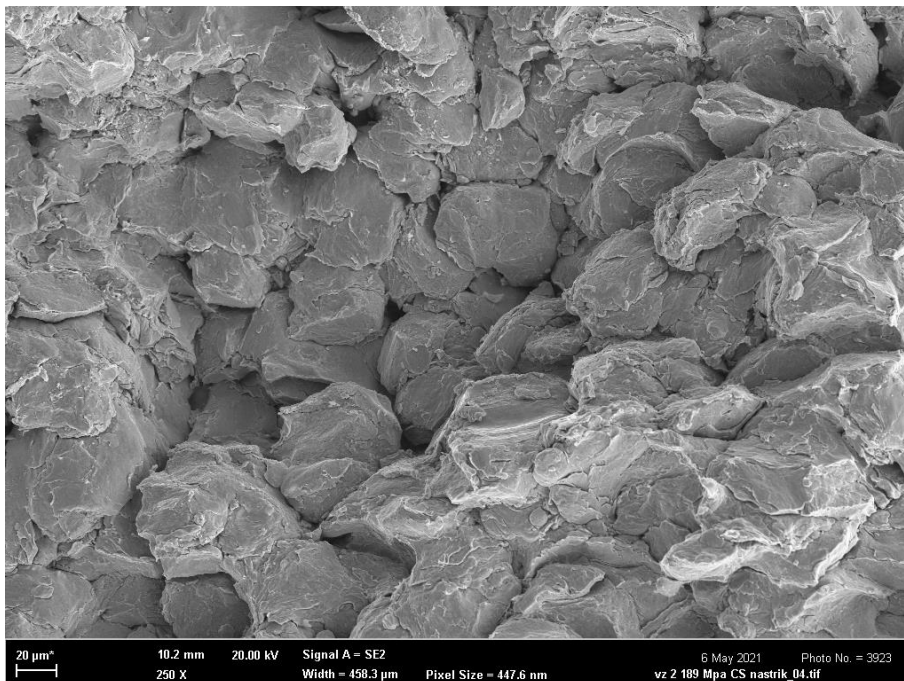
## 8.5 Fraktografická analýza

Fraktografická analýza byla provedena na lomových plochách zkušebních vzorků porušených během tříbodového ohybu při statickém a dynamickém namáhání. Snímky lomových ploch byly pořízeny na SEM Zeiss Ultra Plus.

Na lomových plochách vzorků podrobených tříbodovému ohybu při statickém namáhání lze pozorovat u vzorku s původním povrchem (obrázek 8.21) i vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem (obrázek 8.22) štěpné porušení po hranicích splatů.

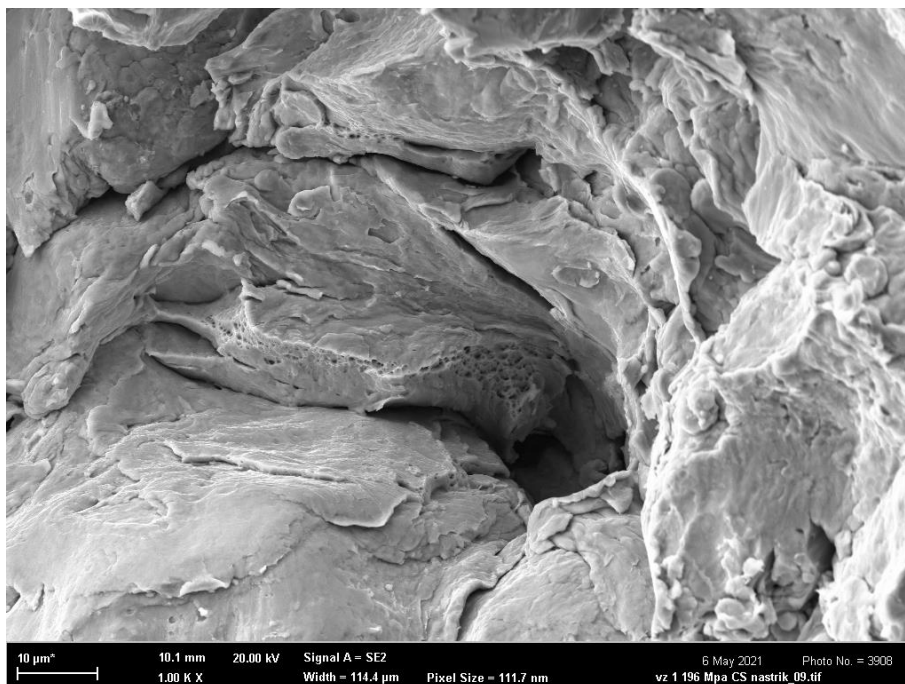


*Obrázek 8.21 Lomová plocha vzorku s původním stavem povrchu*



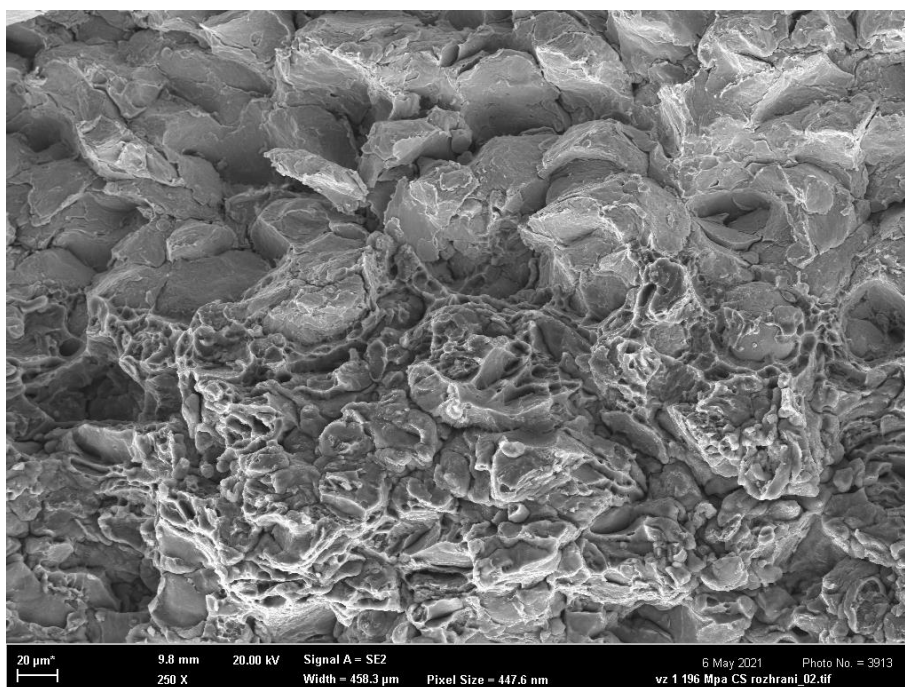
*Obrázek 8.22 Lomová plocha vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem*

V případě vzorku s původním povrchem byly pozorovány i malé oblasti s tvárným porušením zkušebního tělesa (obrázek 8.23).



*Obrázek 8.23 Malá oblast tvárného porušení vzorku s původním stavem povrchu*

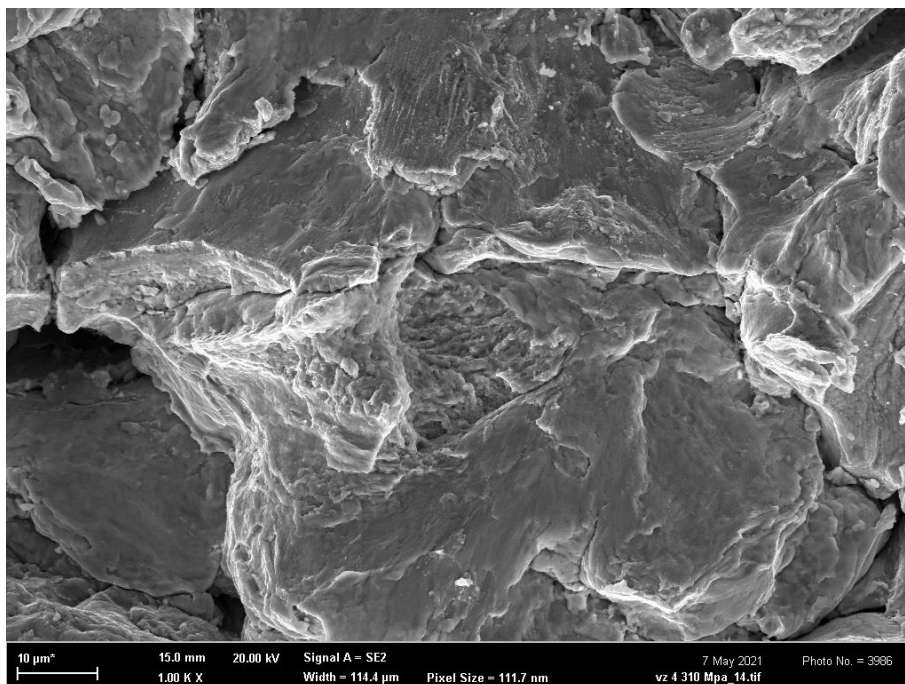
Obrázek 8.24 znázorňuje rozdílné morfologie lomové plochy. Korozivzdorná ocel 304L (horní část obrázku 8.24) vykazuje štěpné porušení intergranulárním lomem. Naopak lomová plocha hliníkového substrátu obsahuje tvárné porušení s jamkovitou morfologií.



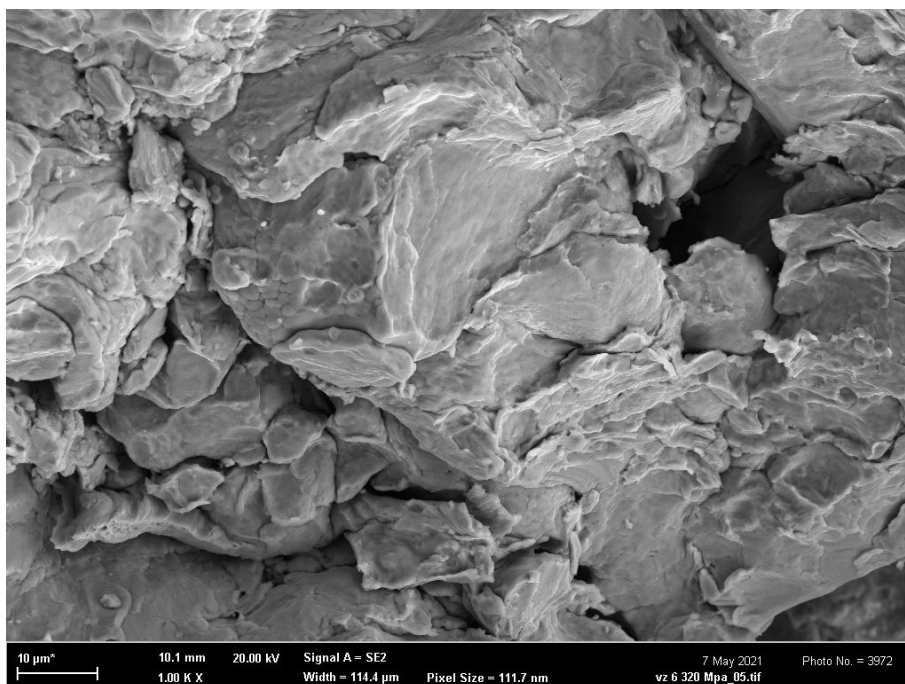
*Obrázek 8.24 Rozdílné morfologie lomových ploch oceli 304L (horní část) a hliníkového substrátu (dolní část)*



Na lomových plochách vzorků podrobených tříbodovému ohybu při dynamickém zatěžování lze pozorovat u vzorku s původním povrchem (obrázek 8.25) i vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem (obrázek 8.26) štěpné porušení intergranulárního charakteru s větší mírou deformace než u statického namáhání.



*Obrázek 8.25 Lomová plocha vzorku s původním stavem povrchu vzniklá při dynamickém zatěžování*



*Obrázek 8.26 Lomová plocha vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem při dynamickém vznikle při dynamickém zatěžování*

## 8.6 Měření porozity

Na základě získaných dat ze zkoušky tříbodovým ohybem při statickém a dynamickém namáhání lze usoudit, že elektrochemické leštění povrchu vzorků nemělo výrazný vliv na zlepšení únavové životnosti. Jak již bylo uvedeno dříve, mechanické vlastnosti součástí závisí kromě stavu povrchu i na vnitřní mikrostruktuře.

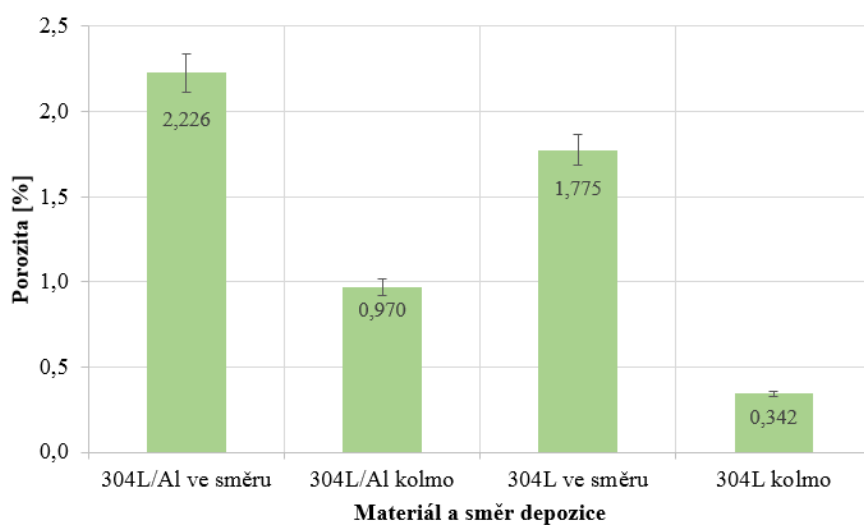
Pro určení porozity byly odebrány vzorky ze stejných kusů jako vzorky pro tříbodový ohyb. Poté byly vzorky zalisovány za tepla pomocí pryskyřic MultiFast Green a Dentacryl při teplotě 180 °C v modulárním metalografickém lisu Opal X-press. Následovalo broušení vzorků brusnými papíry SiC od firmy Struers se zrnitostí od 120 do 4000. Nakonec byly vzorky vyleštěny na leštících plátnech s diamantovou pastou.

Porozita byla určena pomocí obrazové analýzy v programu ImageJ. Bylo pořízeno 10 snímků ve směru depozice a 10 snímků kolmo na depozici pro oba druhy materiálu. Celkem tedy bylo pořízeno 40 snímků na invertovaném metalografickém mikroskopu Olympus GX51. V programu ImageJ byly jednotlivé snímky převedeny na 32-bitovou verzi. V tabulce 10 jsou uvedeny naměřené hodnoty porozity jednotlivých snímků určených pomocí prahování obrazu.

*Tabulka 10 Naměřené hodnoty porozity*

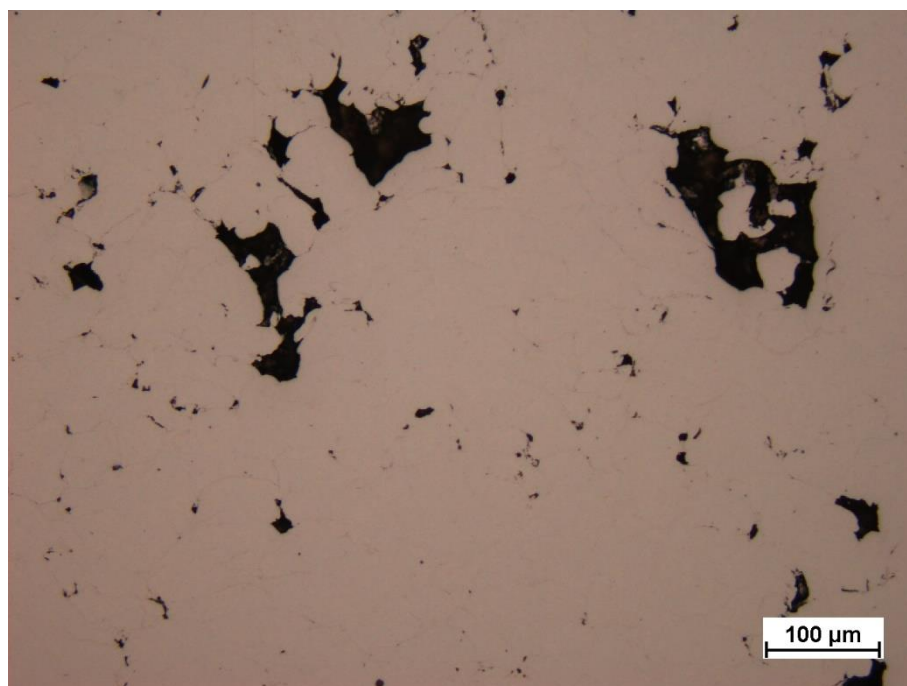
Vzorek	304L/AI		304L	
Směr depozice	ve směru	kolmo	ve směru	kolmo
1	2,911	1,948	3,138	0,387
2	1,595	0,812	3,225	0,259
3	5,259	0,909	2,333	0,324
4	2,575	0,985	1,726	0,248
5	1,373	0,620	2,504	0,485
6	1,438	0,538	1,773	0,333
7	1,378	0,955	1,080	0,420
8	1,904	1,051	0,941	0,213
9	1,752	0,706	0,391	0,528
10	2,074	1,174	0,641	0,225
Průměr	2,226	0,970	1,775	0,342

Z naměřených hodnot byla aritmetickým průměrem určena porozita ve dvou různých směrech pro oba zkoumané materiály. Výsledky z měření průměrné porozity jsou uvedena na obrázku 8.27.



**Obrázek 8.27** Průměrná porozita oceli 304L nanesené metodou CS

Ve směru depozice materiálu 304L/Al byla jedna hodnota porozity rovna 5,259 %, což se od ostatních hodnot výrazně liší. Tento snímek je znázorněn na obrázku 8.28.



**Obrázek 8.28** Struktura oceli 304L nanesené na Al substrát s nejvyšší naměřenou porozitou

Pro oba zkoumané materiály byla naměřena vyšší porozita ve směru depozice než ve směru kolmém na depozici.

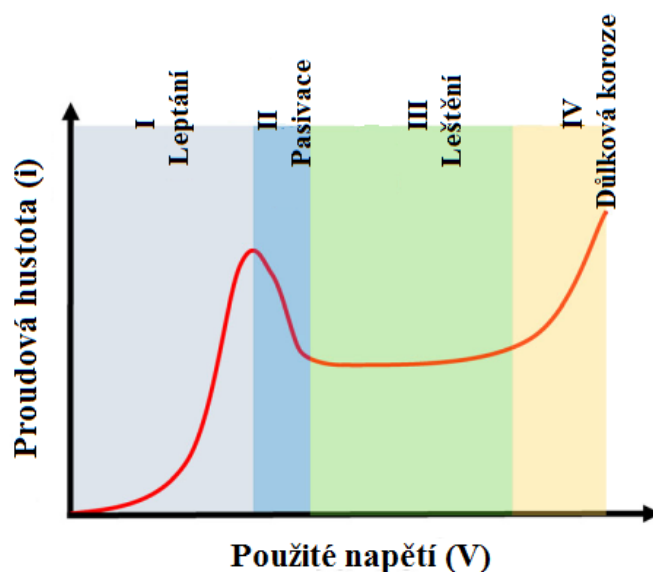
## 8.7 Diskuse

Na základě výsledků testování parametrů pro napětí, čas a vzdálenost elektrod se jako optimální parametry pro elektrochemické leštění oceli 304L jeví: napětí 3 V; čas 30 minut a vzdálenost elektrod 3 cm. Tyto parametry byly použity při elektrochemickém leštění vzorků, které byly podrobeny tříbodovému ohybu při statickém a dynamickém zatěžování.

Podle dat uvedených v [37] je pro korozivzdornou ocel 304 elektrochemicky leštěnou v elektrolytu složeného z kyseliny fosforečné, kyseliny sírové a glycerolu optimální rozmezí proudové hustoty 0,5-1 A/cm<sup>2</sup>. Tomuto rozmezí se blíží hodnoty 0,362 A/cm<sup>2</sup> (pro napětí 3 V) a 1,256 A/cm<sup>2</sup> (pro napětí 4 V) získané v rámci optimalizace parametru napětí. Při napětí 4 V však došlo k důlkové korozi.

Podle [38] vzniká důlková koroze narušením pasivační vrstvy v důsledku vysokého obsahu aniontů. Korozivzdorná ocel v elektrolytu kyseliny sírové a kyseliny fosforečné se rozpouští důlkovým mechanismem. Obvykle je růst důlků potlačen díky pasivační vrstvě, nicméně po překročení limitní hodnoty elektrochemického potenciálu se nestačí pasivační vrstva obnovovat a dochází tak k růstu důlků [38]. To se shoduje s provedeným experimentem, protože při napětí 4 V docházelo k důlkové korozi i při krátkém čase 5 min. V [38] je také navrženo míchání elektrolytu během elektrochemického leštění, aby se uvolnily plynové bubliny, které mají tendenci se hromadit na povrchu korozivzdorných ocelí.

Na obrázku 8.29 je znázorněna obecná polarizační křivka vyjadřující závislost proudové hustoty a napětí při elektrochemickém leštění. V I. oblasti dochází k leptání kovu. Ve II. oblasti dochází k mírnému poklesu proudové hustoty a vzniku pasivační vrstvy na povrchu anody. Ve III. oblasti je pasivační vrstva stabilizována a rozpuštěné anionty z kovového povrchu difundují pasivační vrstvou. Ve IV. oblasti se nestačí obnovovat pasivační vrstva a dochází tak k důlkové korozi [37]. Na základě obrázku 8.29 a získaných snímků povrchů uvedených v kapitole 8.2.1 lze přiřadit napětí 1 a 2 V do I. oblasti. Napětí 3 V se může nacházet na hranici II. a III. oblasti a napětí 4 V se nachází ve IV. oblasti.

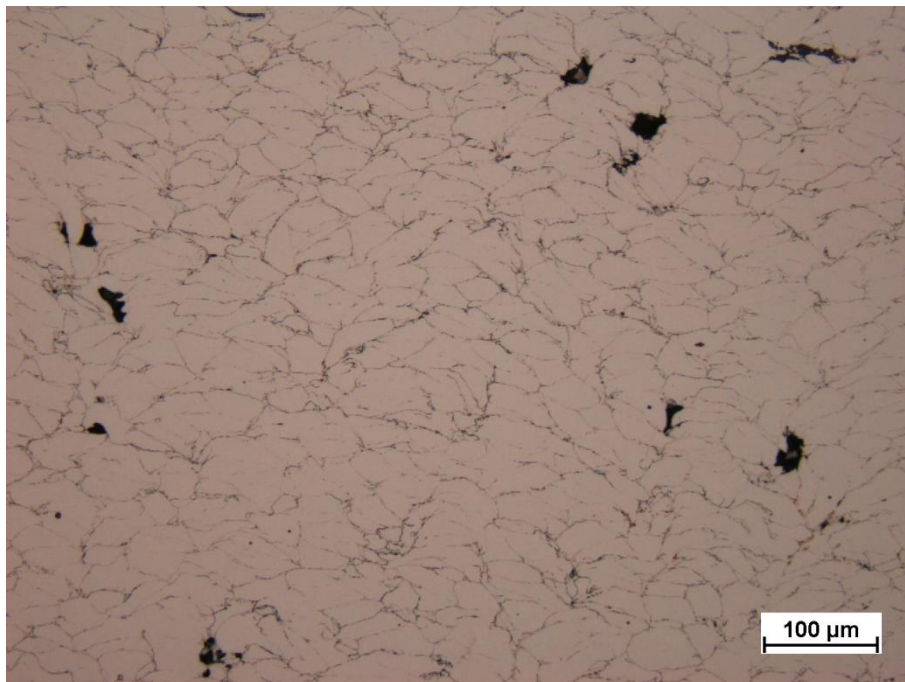


**Obrázek 8.29** Obecná polarizační křivka vyjadřující závislost proudové hustoty a napětí v procesu elektrochemického leštění (upraveno z [37])

Původní stav vzorku vytvořený metodou CS má pověrně vysokou drsnost povrchu  $R_a = 10,923 \mu\text{m}$ . Elektrochemickým leštěním vzorků drsnost povrchu klesala se zvyšujícím se napětím. Nejlepšího výsledku bylo dosaženo při napětí 4 V, kde byla naměřena drsnost povrchu  $R_a = 7,145 \mu\text{m}$ . Při tomto napětí však došlo na povrchu vzorku k důlkové korozi. Při napětí 3 V byla drsnost povrchu  $R_a = 9,301 \mu\text{m}$ . V porovnání s původním stavem vzorku došlo k mírnému zlepšení, nicméně drsnost povrchu je stále vysoká.

Při zkoušce tříbodovým ohybem při statickém namáhání byly naměřeny hodnoty smluvní meze pevnosti v ohybu 189,9 MPa a 197,5 MPa pro elektrochemicky vyleštěné vzorky. U vzorku s původním stavem povrchu byla naměřena pevnost 196 MPa, což se od vyleštěných vzorků výrazně neliší. Vyleštěné vzorky však dosáhly přibližně o 18 % většího průhybu při statickém zatěžování.

Při dynamickém zatěžování tříbodovým ohybem měly vzorky s elektrochemicky vyleštěným povrchem životnost 1546 a 2275 cyklů před porušením. Vzorek s původním stavem povrchu měl životnost 1835 cyklů. K porušení vzorků s vyleštěným i nevyleštěným povrchem došlo štěpným lomem podél hranic jednotlivých splatek. Vzorky nebyly tepelně zpracovány z důvodu zachování pevnosti. Během depozice částic dochází k vyčerpání plasticity. Tím se materiál stává křehkým a dochází tak ke štěpným lomům. Na obrázku 8.30 jsou znázorněny zdeformované částice vzniklé při nanášení. K vyvolání mikrostruktury bylo použito leptadlo Vilella-Bain, které se skládá z kyseliny pikrové, kyseliny chlorovodíkové a ethanolu.



*Obrázek 8.30 Mikrostruktura oceli 304L nanesené metodou CS v naleptaném stavu*

Křehký lom vzorků mohl být také způsoben iniciací trhlin z pórů. Porozita byla změřena ve dvou na sebe kolmých směrech. Pro materiál 304L/Al byla naměřena porozita 2,226 % ve směru depozice a kolmo na depozici 0,970 %. Pro materiál 304L byla naměřena porozita 1,775 % ve směru depozice a kolmo na depozici 0,342. Podle [39] vzniká porozita při procesu CS nedostatečnou deformací částic při nárazu a lze ji snížit zvýšením rychlosti nanášených částic. Porozita lze také snížit tepelným zpracováním, jako je např. HIP, které má podle [40, 41] příznivý vliv i na mechanické vlastnosti.

## 8.8 Závěr

V rámci rešeršní části diplomové práce byly popsány jednotlivé metody aditivní výroby kovových materiálů. Dále byly uvedeny vady vznikající při těchto procesech a možné metody k jejich odstranění ve formě úpravy procesních parametrů nebo dokončovacích operací.

Cílem práce bylo modifikovat povrch vzorků a zamezit tak vzniku defektů na povrchu, ze kterých by se mohly iniciovat trhliny. Pro úpravu povrchu vzorků byla zvolena metoda elektrochemického leštění. Nejprve byla provedena optimalizace parametrů této techniky. Po nalezení optimálních parametrů byla provedena zkouška tříbodovým ohybem při statickém a dynamickém zatěžování.

Elektrochemickým leštěním se podařilo částečně snížit poměrně vysokou drsnost materiálů vytvořených metodou CS. Na mechanické vlastnosti však elektrochemické leštění nemělo výrazný vliv. To dokazuje, že pro komponenty vytvořené metodami AM není potřeba upravit jen povrch, ale je důležité se také zaměřit na vnitřní strukturu. Techniky AM umožňují vytvářet součásti se složitou geometrií za krátký čas, nicméně kvalita povrchu a vnitřní struktury může být horší v porovnání s tradičními metodami výroby.

## Literatura

- [1] PETROVIC, Vojislav, Juan VICENTE HARO GONZALEZ, Olga JORDÁ FERRANDO, Javier DELGADO GORDILLO, Jose RAMÓN BLASCO PUCHADES a Luis PORTOLÉS GRIÑAN. Additive layered manufacturing: sectors of industrial application shown through case studies. *International Journal of Production Research* [online]. 2010, **49**(4), 1061-1079 [cit. 2021-8-7]. ISSN 0020-7543. Dostupné z: doi:10.1080/00207540903479786
- [2] YUAN, Li, Songlin DING a Cuie WEN. Additive manufacturing technology for porous metal implant applications and triple minimal surface structures: A review. *Bioactive Materials* [online]. 2019, **4**, 56-70 [cit. 2021-6-21]. ISSN 2452199X. Dostupné z: doi:10.1016/j.bioactmat.2018.12.003
- [3] SINGH, Riya, Akash GUPTA, Ojestez TRIPATHI, et al. Powder bed fusion process in additive manufacturing: An overview. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2020, **26**, 3058-3070 [cit. 2021-4-13]. ISSN 22147853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2020.02.635
- [4] YANG, Li, Keng HSU, Brian BAUGHMAN, Donald GODFREY, Francisco MEDINA, Mamballykalathil MENON a Soeren WIENER. *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production* [online]. Cham: Springer International Publishing, 2017 [cit. 2021-4-13]. Springer Series in Advanced Manufacturing. ISBN 978-3-319-55127-2. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-319-55128-9
- [5] BANDYOPADHYAY, Amit, Yanning ZHANG a Susmita BOSE. Recent developments in metal additive manufacturing. *Current Opinion in Chemical Engineering* [online]. 2020, **28**, 96-104 [cit. 2021-4-13]. ISSN 22113398. Dostupné z: doi:10.1016/j.coche.2020.03.001
- [6] GUO, Nannan a Ming C. LEU. Additive manufacturing: technology, applications and research needs. *Frontiers of Mechanical Engineering* [online]. 2013, **8**(3), 215-243 [cit. 2021-4-17]. ISSN 2095-0233. Dostupné z: doi:10.1007/s11465-013-0248-8
- [7] GUDDATI, Subhash, A. Sandeep Kranthi KIRAN, Montray LEAVY a Seeram RAMAKRISHNA. Recent advancements in additive manufacturing technologies for porous material applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2019, **105**(1-4), 193-215 [cit. 2021-4-21]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-019-04116-z
- [8] NGO, Tuan D., Alireza KASHANI, Gabriele IMBALZANO, Kate T.Q. NGUYEN a David HUI. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2018, **143**, 172-196 [cit. 2021-4-21]. ISSN 13598368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2018.02.012
- [9] BARTOLO, P.J. a J. GASPARELLO. Metal filled resin for stereolithography metal part. *CIRP Annals* [online]. 2008, **57**(1), 235-238 [cit. 2021-4-21]. ISSN 00078506. Dostupné z: doi:10.1016/j.cirp.2008.03.124
- [10] SAMES, W. J., F. A. LIST, S. PANNALA, R. R. DEHOFF a S. S. BABU. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *International Materials Reviews* [online]. 2016, **61**(5), 315-360 [cit. 2021-4-25]. ISSN 0950-6608. Dostupné z: doi:10.1080/09506608.2015.1116649
- [11] MILEWSKI, John O. *Additive Manufacturing of Metals* [online]. Cham: Springer International Publishing, 2017 [cit. 2021-4-28]. Springer Series in Materials Science. ISBN 978-3-319-58204-7. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-319-58205-4
- [12] SRIVATSAN, T. S a T. S SUDARSHAN. *Additive Manufacturing*. Boca Raton: CRC Press, 2016. ISBN 1498714773. Dostupné z: doi:10.1201/b19360

- [13] COOKE, Shaun, Keivan AHMADI, Stephanie WILLERTH a Rodney HERRING. Metal additive manufacturing: Technology, metallurgy and modelling. *Journal of Manufacturing Processes* [online]. 2020, **57**, 978-1003 [cit. 2021-5-1]. ISSN 15266125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2020.07.025
- [14] HARUN, W.S.W., M.S.I.N. KAMARIAH, N. MUHAMAD, S.A.C. GHANI, F. AHMAD a Z. MOHAMED. A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials. *Powder Technology* [online]. 2018, **327**, 128-151 [cit. 2021-5-2]. ISSN 00325910. Dostupné z: doi:10.1016/j.powtec.2017.12.058
- [15] ZHANG, Jinliang, Bo SONG, Qingsong WEI, Dave BOURELL a Yusheng SHI. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. 2019, **35**(2), 270-284 [cit. 2021-6-19]. ISSN 10050302. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmst.2018.09.004
- [16] GALY, Cassiopée, Emilie LE GUEN, Eric LACOSTE a Corinne ARVIEU. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences. *Additive Manufacturing* [online]. 2018, **22**, 165-175 [cit. 2021-6-24]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2018.05.005
- [17] ABOULKHAIR, Nesma T., Marco SIMONELLI, Luke PARRY, Ian ASHCROFT, Christopher TUCK a Richard HAGUE. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting. *Progress in Materials Science* [online]. 2019, **106** [cit. 2021-6-25]. ISSN 00796425. Dostupné z: doi:10.1016/j.pmatsci.2019.100578
- [18] XIE, Xinliang, Shuo YIN, Rija-nirina RAOELISON, et al. Al matrix composites fabricated by solid-state cold spray deposition: A critical review. *Journal of Materials Science & Technology* [online]. 2021, **86**, 20-55 [cit. 2021-7-28]. ISSN 10050302. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmst.2021.01.026
- [19] SINGH, Harminder, T. S. SIDHU, S. B. S. KALSI a J. KARTHIKEYAN. Development of cold spray from innovation to emerging future coating technology. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* [online]. 2013, **35**(3), 231-245 [cit. 2021-7-28]. ISSN 1678-5878. Dostupné z: doi:10.1007/s40430-013-0030-1
- [20] KAMARAJ, M. a V. M. RADHAKRISHNAN. Cold Spray Coating Diagram: Bonding Properties and Construction Methodology. *Journal of Thermal Spray Technology* [online]. 2019, **28**(4), 756-768 [cit. 2021-7-30]. ISSN 1059-9630. Dostupné z: doi:10.1007/s11666-019-00853-5
- [21] RAOELISON, R.N., Ch. VERDY a H. LIAO. Cold gas dynamic spray additive manufacturing today: Deposit possibilities, technological solutions and viable applications. *Materials & Design* [online]. 2017, **133**, 266-287 [cit. 2021-8-1]. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2017.07.067
- [22] SOVA, A., S. GRIGORIEV, A. OKUNKOVA a I. SMUROV. Potential of cold gas dynamic spray as additive manufacturing technology. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2013, **69**(9-12), 2269-2278 [cit. 2021-8-1]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-013-5166-8
- [23] SHIPLEY, H., D. MCDONNELL, M. CULLETON, R. COULL, R. LUPOI, G. O'DONNELL a D. TRIMBLE. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* [online]. 2018, **128**, 1-20 [cit. 2021-7-3]. ISSN 08906955. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijmachtools.2018.01.003
- [24] TAN, Jun Hao, Wai Leong Eugene WONG a Kenneth William DALGARNO. An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process. *Additive Manufacturing* [online]. 2017, **18**, 228-255 [cit. 2021-7-3]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2017.10.011



- [25] YU, W.H., S.L. SING, C.K. CHUA, C.N. KUO a X.L. TIAN. Particle-reinforced metal matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting: A state of the art review. *Progress in Materials Science* [online]. 2019, **104**, 330-379 [cit. 2021-7-5]. ISSN 00796425. Dostupné z: doi:10.1016/j.pmatsci.2019.04.006
- [26] ZHANG, Bi, Yongtao LI a Qian BAI. Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review. *Chinese Journal of Mechanical Engineering* [online]. 2017, **30**(3), 515-527 [cit. 2021-7-6]. ISSN 1000-9345. Dostupné z: doi:10.1007/s10033-017-0121-5
- [27] OLAKANMI, E.O., R.F. COCHRANE a K.W. DALGARNO. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. *Progress in Materials Science* [online]. 2015, **74**, 401-477 [cit. 2021-7-8]. ISSN 00796425. Dostupné z: doi:10.1016/j.pmatsci.2015.03.002
- [28] BENEDETTI, M., M. CAZZOLLI, V. FONTANARI a M. LEONI. Fatigue limit of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering. *Procedia Structural Integrity* [online]. 2016, **2**, 3158-3167 [cit. 2021-7-9]. ISSN 24523216. Dostupné z: doi:10.1016/j.prostr.2016.06.394
- [29] MALEKI, Erfan, Sara BAGHERIFARD, Michele BANDINI a Mario GUAGLIANO. Surface post-treatments for metal additive manufacturing: Progress, challenges, and opportunities. *Additive Manufacturing* [online]. 2021, **37** [cit. 2021-7-16]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2020.101619
- [30] KIM, Uk Su a Jeong Woo PARK. High-Quality Surface Finishing of Industrial Three-Dimensional Metal Additive Manufacturing Using Electrochemical Polishing. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology* [online]. 2019, **6**(1), 11-21 [cit. 2021-7-17]. ISSN 2288-6206. Dostupné z: doi:10.1007/s40684-019-00019-2
- [31] KURZYNOWSKI, T., A. PAWLAK a I. SMOLINA. The potential of SLM technology for processing magnesium alloys in aerospace industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* [online]. 2020, **20**(1) [cit. 2021-7-21]. ISSN 1644-9665. Dostupné z: doi:10.1007/s43452-020-00033-1
- [32] GALY, Cassiopée, Emilie LE GUEN, Eric LACOSTE a Corinne ARVIEU. Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences. *Additive Manufacturing* [online]. 2018, **22**, 165-175 [cit. 2021-7-22]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2018.05.005
- [33] SRINIVAS, M a B. Sridhar BABU. A Critical Review on Recent Research Methodologies in Additive Manufacturing. *Materials today: proceedings* [online]. Elsevier, 2017, **4**(8), 9049-9059 [cit. 2021-7-24]. ISSN 2214-7853. Dostupné z: doi:10.1016/j.matpr.2017.07.258
- [34] WANG, Xiebin, Jingya YU, Jiangwei LIU, et al. Effect of process parameters on the phase transformation behavior and tensile properties of NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting. *Additive Manufacturing* [online]. 2020, **36** [cit. 2021-7-27]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2020.101545
- [35] CHANG, Shuai, Aihong LIU, Chun Yee Aaron ONG, et al. Highly effective smoothening of 3D-printed metal structures via overpotential electrochemical polishing. *Materials Research Letters* [online]. 2019, **7**(7), 282-289 [cit. 2020-11-12]. ISSN 2166-3831. Dostupné z: doi:10.1080/21663831.2019.1601645
- [36] PTÁČEK, Luděk a kol. *Nauka o materiálu*. I. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, xii, 516 s. : il. ISBN 80-7204-283-1.
- [37] YANG, G., B. WANG, K. TAWFIQ, H. WEI, S. ZHOU a G. CHEN. Electropolishing of surfaces: theory and applications. *Surface Engineering* [online]. 2016, **33**(2), 149-166 [cit. 2021-8-4]. ISSN 0267-0844. Dostupné z: doi:10.1080/02670844.2016.1198452

- [38] MOHAN, S., D. KANAGARAJ, R. SINDHUJA, S. VIJAYALAKSHMI a N.G. RENGANATHAN. Electropolishing of Stainless Steel—a Review. *Transactions of the IMF* [online]. 2017, **79**(4), 140-142 [cit. 2021-8-4]. ISSN 0020-2967. Dostupné z: doi:10.1080/00202967.2001.11871382
- [39] SAMPLE, Christopher M., Victor K. CHAMPAGNE, Aaron T. NARDI a Diana A. LADOS. Factors governing static properties and fatigue, fatigue crack growth, and fracture mechanisms in cold spray alloys and coatings/repairs: A review. *Additive Manufacturing* [online]. 2020, **36** [cit. 2021-8-5]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2020.101371
- [40] PETROVSKIY, P., A. SOVA, M. DOUBENSKAIA a I. SMUROV. Influence of hot isostatic pressing on structure and properties of titanium cold-spray deposits. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2019, **102**(1-4), 819-827 [cit. 2021-8-5]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-018-03233-5
- [41] PETROVSKIY, P., A. TRAVYANOV, V. V. CHEVERIKIN, A. A. CHERESHNEVA, A. SOVA a I. SMUROV. Effect of encapsulated hot isostatic pressing on properties of Ti6Al4V deposits produced by cold spray. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2020, **107**(1-2), 437-449 [cit. 2021-8-5]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-020-05080-9

## Seznam použitých zkratk a symbolů

### Zkratky

3DP	Three-dimensional Printing
ABS	Akrylonitril-butadien-styren
AM	Aditivní výroba
BCC	Krychlová prostorově středěná mřížka
CAD	Počítačem podporované modelování
CGDS	Cold Gas Dynamic Spray
CS	Cold Spray
CVD	Chemická depozice z plynné fáze
EBM	Electron Beam Melting
FCC	Krychlová plošně středěná mřížka
FDM	Fused Deposition Modeling
HCP	Šesterečná těsně uspořádaná mřížka
HIP	Izostatické lisování za tepla
LMD	Laser Metal Deposition
LOM	Laminated Object Modeling
PBF	Fúze práškového lože
PC	Polykarbonát
PPSF	Polyfenylsulfon
PVD	Fyzikální depozice z plynné fáze
SEM	Skenovací elektronová mikroskopie
SLA	Stereolitografie
SLM	Selective Laser Melting
SLS	Selective Laser Sintering

## Symbols

$b$	[mm]	šířka zkušebního tělesa
$d$	[mm]	vzdálenost mezi středy taveniny
$F$	[N]	působící síla
$h$	[mm]	výška zkušebního tělesa
$l$	[mm]	vzdálenost podpor
$M_{o\ max}$	[N.mm]	maximální ohybový moment
$P$	[W]	výkon laseru
$R$	[-]	napět'ový součinitel
$R_a$	[ $\mu\text{m}$ ]	průměrná aritmetická hodnota drsnosti
$R_{m0}$	[MPa]	smluvní mez pevnosti v ohybu
$R_z$	[ $\mu\text{m}$ ]	hloubka drsnosti
$t$	[mm]	tloušťka vrstvy naneseného prášku
$v$	[mm/s]	rychlost skenování laseru
$W_o$	[mm <sup>3</sup> ]	modul průřezu v ohybu
$\Psi$	[J/mm <sup>3</sup> ]	specifická laserová energie

## Seznam obrázků

<b>Obrázek 2.1</b> Využití AM v různých odvětvích (upraveno z [3]) .....	2
<b>Obrázek 2.2</b> Rozdělení metod AM pro kovové materiály (upraveno z [6]) .....	3
<b>Obrázek 2.3</b> Proces výroby součásti pomocí metod AM (upraveno z [7]).....	3
<b>Obrázek 2.4</b> Schéma metody SLA (upraveno z [8]).....	4
<b>Obrázek 2.5</b> Schéma zařízení LOM (upraveno z [4]).....	5
<b>Obrázek 2.6</b> Schéma zařízení FDM (upraveno z [11]) .....	5
<b>Obrázek 2.7</b> Schéma metody 3DP (upraveno z [12]) .....	6
<b>Obrázek 2.8</b> Schéma zařízení techniky SLS (upraveno z [7]) .....	7
<b>Obrázek 2.9</b> Schéma zařízení LMD (upraveno z [7]).....	7
<b>Obrázek 2.10</b> Schéma zařízení EBM (upraveno z [3]) .....	8
<b>Obrázek 3.1</b> Schéma zařízení SLM (upraveno z [15]) .....	9
<b>Obrázek 3.2</b> Nejvlivnější procesní parametry ovlivňující kvalitu součástí zpracovaných metodou SLM (upraveno z [17]).....	10
<b>Obrázek 4.1</b> Schéma zařízení CS (upraveno z [18]).....	12
<b>Obrázek 4.2</b> Schéma vzniku vazby mezi částicemi a substrátu (upraveno z [18]).....	13
<b>Obrázek 4.3</b> Vztah mezi rychlostí částic a účinností depozice (upraveno z [20]).....	13
<b>Obrázek 4.4</b> Polotovary obrobku a) a obrobena součást b) vytvořená metodou CS (upraveno z [21]).....	14
<b>Obrázek 5.1</b> Póry s pravidelnou a nepravidelnou morfologií (upraveno z [10]).....	15
<b>Obrázek 5.2</b> Dvoustupňový mechanismus vytváření zbytkového napětí (upraveno z [23]) ..	16
<b>Obrázek 5.3</b> Rovnovážený tlak par kovů při různé teplotě (upraveno z [25]) .....	16
<b>Obrázek 5.4</b> Typy nedostatečné fúze (upraveno z [26]) .....	17
<b>Obrázek 5.5</b> Schéma vzniku oxidových inkluzí: a) Marangoniho proudění v tavenině, b) narušení oxidové vrstvy a tuhnutí taveniny (upraveno z [27]).....	18
<b>Obrázek 5.6</b> Schéma balling efektu: a) méně roztavený substrát, b) více roztavený substrát (upraveno z [15]).....	19
<b>Obrázek 6.1</b> Následné zpracování a dokončovací operace (upraveno z [11]).....	20
<b>Obrázek 6.2</b> Princip elektrochemického leštění: a) anoda a katoda v elektrolytu, b) detail leštění povrchu (upraveno z [30]) .....	21
<b>Obrázek 7.1</b> Příklady leteckých součástí: 1) Palivová tryska; 2) Hlava boroskopu; 3) Původní součást vytvořená tradičními metodami; 4) Topologicky optimalizované řešení; 5) Vyrobena optimalizovaná součást [31].....	22
<b>Obrázek 7.2</b> Rozdělení hliníkových slitin: a) lité; b) tvářené. Tepelně nevytvrditelné slitiny hliníku jsou modře a tepelně vytvrditelné jsou červeně [15] .....	23
<b>Obrázek 7.3</b> Mikrostruktura slitiny Ti-6Al-4V vytvořená metodou LMD a) a b) a metodou EBM c) a d) [14] .....	24
<b>Obrázek 7.4</b> Mikrostruktura slitiny Co-Cr-Mo v litém stavu a) a vytvořená metodou SLM b) [14] .....	25
<b>Obrázek 8.1</b> Destička z oceli 304L nanosená metodou CS .....	27
<b>Obrázek 8.2</b> Ocelový drát přivařený ke zkušebnímu vzorku.....	27
<b>Obrázek 8.3</b> Makroskopický snímek CS nástřiku.....	28
<b>Obrázek 8.4</b> SEM snímek CS nástřiku .....	28
<b>Obrázek 8.5</b> Makroskopické (vlevo) a SEM (vpravo) snímky povrchu pro napětí a) 1 V; b) 2 V; c) 3 V; d) 4 V.....	30
<b>Obrázek 8.6</b> Boční pohled zkušebních vzorků pro napětí a) 1 V; b) 2 V; c) 3 V; d) 4 V.....	31
<b>Obrázek 8.7</b> Makroskopické (vlevo) a SEM (vpravo) snímky pro napětí 3 V a čas a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min.....	33

<b>Obrázek 8.8</b> Boční pohled zkušebních vzorků pro napětí 3 V a čas a) 5 min; b) 15 min; c) 30 min; d) 45 min .....	34
<b>Obrázek 8.9</b> Napětí 4 V; čas 5 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm .....	36
<b>Obrázek 8.10</b> Napětí 4 V; čas 15 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm .....	37
<b>Obrázek 8.11</b> Napětí 4 V; čas 30 min; vzdálenost elektrod a), b) 2 cm; c), d) 3 cm .....	38
<b>Obrázek 8.12</b> Důlková koroze vzniklá elektrochemickým leštěním při napětí 4 V .....	39
<b>Obrázek 8.13</b> Povrch původního stavu povrchu .....	40
<b>Obrázek 8.14</b> Povrch elektrochemicky vyleštěného vzorku pod napětím 3 V .....	40
<b>Obrázek 8.15</b> Zkouška třibodovým ohybem [36] .....	41
<b>Obrázek 8.16</b> Umístění vzorku v zařízení ElectroPuls E3000 .....	42
<b>Obrázek 8.17</b> Schéma použitého systému třibodového ohybu .....	42
<b>Obrázek 8.18</b> Závislost síla – průhyb při zkoušce třibodovým ohybem .....	43
<b>Obrázek 8.19</b> Odběr vzorků z oceli 304L .....	44
<b>Obrázek 8.20</b> Závislost síla – napětí pro materiál 304L .....	45
<b>Obrázek 8.21</b> Lomová plocha vzorku s původním stavem povrchu .....	46
<b>Obrázek 8.22</b> Lomová plocha vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem .....	46
<b>Obrázek 8.23</b> Malá oblast tvárného porušení vzorku s původním stavem povrchu .....	47
<b>Obrázek 8.24</b> Rozdílné morfologie lomových ploch oceli 304L (horní část) a hliníkového substrátu (dolní část) .....	47
<b>Obrázek 8.25</b> Lomová plocha vzorku s původním stavem povrchu vzniklá při dynamickém zatěžování .....	48
<b>Obrázek 8.26</b> Lomová plocha vzorku s elektrochemicky vyleštěným povrchem při dynamickém vzniklá při dynamickém zatěžování .....	48
<b>Obrázek 8.27</b> Průměrná porozita oceli 304L nanesené metodou CS .....	50
<b>Obrázek 8.28</b> Struktura oceli 304L nanesené na Al substrát s nejvyšší naměřenou porozitou .....	50
<b>Obrázek 8.29</b> Obecná polarizační křivka vyjadřující závislost proudové hustoty a napětí v procesu elektrochemického leštění (upraveno z [37]) .....	51
<b>Obrázek 8.30</b> Mikrostruktura oceli 304L nanesené metodou CS v naleptaném stavu .....	52

## Seznam tabulek

<b>Tabulka 1</b> Porovnání vlastností metod SLM a EBM [2] .....	10
<b>Tabulka 2</b> Chemické složení použité oceli 304L .....	26
<b>Tabulka 3</b> Složení použitého elektrolytu .....	26
<b>Tabulka 4</b> Úbytek materiálu během elektrochemického leštění v závislosti na napětí .....	29
<b>Tabulka 5</b> Úbytek materiál během elektrochemického leštění v závislosti na čase .....	32
<b>Tabulka 6</b> Úbytek materiálu během elektrochemického leštění v závislosti na vzdálenosti elektrod.....	35
<b>Tabulka 7</b> Naměřené hodnoty drsnosti vzorků po elektrochemickém leštění .....	39
<b>Tabulka 8</b> Zjištěné hodnoty smluvní meze pevnosti v ohybu.....	43
<b>Tabulka 9</b> Počet cyklů do lomu vzorků podrobených tříbodovému ohybu při dynamickém zatěžování.....	45
<b>Tabulka 10</b> Naměřené hodnoty porozity.....	49