



# 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

# STRUKTURA A VLASTNOSTI AUSTENITICKÉ OCELI PŘIPRAVENÉ PROCESY CS A SLM

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL PREPARED BY THE COLD SPRAY METHOD  
AND SELECTED LASER MELTING TECHNOLOGY

## BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

## AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Filip Osička

## VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Simona Hutařová, Ph.D.

BRNO 2024



# Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství  
Student: **Filip Osička**  
Studijní program: Základy strojního inženýrství  
Studijní obor: Základy strojního inženýrství  
Vedoucí práce: **Ing. Simona Hutařová, Ph.D.**  
Akademický rok: 2023/24

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

## Struktura a vlastnosti austenitické oceli připravené procesy CS a SLM

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Metody SLM (Selected Laser Melting) a CS (Cold spray) patří mezi aditivní technologie, kdy postupným nanášením jednotlivých vrstev na sebe (vrstvením) je možné vytvořit geometricky složité struktury či součásti. Obě technologie pracují s prášky různých slitin. Metoda CS je založena na kinetické depozici částic prášku na substrát. Částice jsou urychleny proudem plynu, dopadají nadkritickou rychlostí na povrch substrátu a jsou tak výrazně deformovány za teplot nižších, než je jejich teplota tavení. Naproti tomu v případě metody SLM jde přímo o tavení použitého prášku.

Práce bude zaměřena na studium struktury a vlastností austenitické oceli AISI 304L, která bude připravena procesy CS a SLM ze stejného prášku. Struktura bude hodnocena a porovnána vhodnými metodami světelné a elektronové mikroskopie s použitím chemické analýzy. Bude také měřena pórovitost a mikrotvrdost připraveného materiálu. Na základě experimentu by měl student vyvodit závěry a zdůraznit tak výhody a nevýhody studovaných technologií pro přípravu struktur z austenitických ocelí.

### Cíle bakalářské práce:

Student by měl vypracovat literární rešerši na dané téma a v rámci experimentu pozorovat a kvalitativně hodnotit struktury oceli AISI 304L vyrobené pomocí technologií CS a SLM. Spolu s výsledky z měření pórovitosti a mikrotvrdosti by měl student vyvodit závěry s akcentem na výhody a nevýhody obou přístupů.

### Seznam doporučené literatury:

[1] VILLAFUERTE, Julio. Modern Cold Spray: Materials, Process, and Applications. Imprint: Springer, 2015. ISBN 978-331-9167-725.

[2] PAPYRIN, A. N. Cold spray technology. London: Elsevier, 2007. ISBN 00-804-5155-1.

- [3] BAGHERIFARD, S., KONDAS, J., MONTI, S., CIZEK, J., PEREGO, F., KOVARIK, O., LUKAC, F., GERTNER, F., GUAGLIANO, M. Tailoring cold spray additive manufacturing of steel 316 L for static and cyclic load-bearing applications. *Materials and Design* 203(2021) Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109575>.
- [4] HAN, W., MENG, X., ZHAO, J., ZHANG, J. Fracture behavior of 304 stainless steel coatings by cold gas dynamic spray. *Acta Metall. Sin.(Engl. Lett.)* [online]. 24 (3)(2011), 249-254. Dostupné z: <https://doi.org/10.11890/1006-7191-113-249>.
- [5] MANGOUR, A., DALLALA, R., ZHIM, F., MONGRAIN, R., YUE, S. Fatigue behavior of annealed cold-sprayed 316L stainless steel coating for biomedical applications. *Materials Letters*. 91 (2013), 352–355. ISSN 0167-577X. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.10.030>.
- [6] HERZOG, D., SEYDA, V., WYCISK, E., EMMELMANN, C. Additive Manufacturing of Metals. *Acta Materialia*. 117 (2016), 371-392. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>.
- [7] MURR, L.E., MARTINEZ, E., AMATO, K.N., GAYTAN, J. H., RAMIREZ, D.A., SHINDO, P.W., MEDINA, F., WICKER, R.B. Fabrication of Metal and Alloy Components by Additive Manufacturing: Examples of 3D Materials Science. *Journal of Materials Research and Technology*. 1 (2012) 42-54. Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/S2238-7854\(12\)70009-1](https://doi.org/10.1016/S2238-7854(12)70009-1).
- [8] ŠMÍD, M., KUBĚNA, I., JAMBOR, M., FINTOVÁ, S. Effect of Solution Annealing on Low Cycle Fatigue of 304L Stainless Steel. *Material Science and Engineering A*. [online]. 2021, 824, 14807. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141807>.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2023/24

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jiří Hlinka, Ph.D.  
děkan fakulty

## **ABSTRAKT**

Tato bakalářská práce se zaměřuje na porovnání dvou rozdílných technologií, konkrétně procesů Cold Spray (CS) a Selective Laser Melting (SLM), a jejich vlivů na vlastnosti austenitické nestabilizované korozivzdorné oceli AISI 304L. Rozdílnost těchto technologií je dána rozdílem v jejich fyzikálním principu a tím i rozdílným použitím v praxi. V teoretické části práce jsou podrobně popsány principy technologií CS a SLM aplikovaných na korozivzdorné oceli. V experimentální části jsou popsány postupy hodnocení vzorků, které byly vytvořeny pomocí technologií CS a SLM, přičemž každý vzorek byl vyroben za odlišných procesních parametrů. Analýza nezahrnovala pouze vzorky připravené těmito metodami, ale také vstupní materiál ve svém původním stavu. Byla intenzivně zkoumána mikrostruktura vyrobených materiálů pod světelným a skenovacím elektronovým mikroskopem. Dále byla určena pórovitost, mikrotvrdość a pevnost v ohybu. Výsledky jednotlivých měření jsou vzájemně porovnány a následně diskutovány v kontextu s dostupnou odbornou literaturou.

### **Klíčová slova**

Cold Spray (CS), Selektivní laserové tavení (SLM), austenitické oceli, AISI 304L, pórovitost, mikrotvrdość, ohybová zkouška

## **ABSTRACT**

This bachelor's thesis focuses on the comparison of two different technologies, specifically Cold Spray (CS) and Selective Laser Melting (SLM), and their effects on the properties of austenitic unstabilized stainless steel AISI 304L. The difference between these technologies is determined by the difference in their physical principles and thus their different practical applications. The theoretical part of the thesis describes in detail the principles of CS and SLM technologies applied to stainless steel. The experimental part describes the procedures for evaluating samples that were created using CS and SLM technologies, with each sample being produced under different process parameters. The analysis included not only the samples prepared by these methods but also the input material in its original state. The microstructure of the produced materials was extensively examined under a light and scanning electron microscope. Furthermore, porosity, microhardness, and flexural strength were determined. The results of the individual measurements are compared and subsequently discussed in the context of the available scientific literature.

### **Key words**

Cold Spray (CS), Selective Laser Melting (SLM), austenitic steels, AISI 304L, porosity, microhardness, bending test

## **BIBLIOGRAFICKÁ CITACE**

OSIČKA, Filip. *Struktura a vlastnosti austenitické oceli připravené procesy CS a SLM*. Brno, 2024. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Simona Hutařová.

## **PROHLÁŠENÍ**

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Struktura a vlastnosti austenitické oceli připravené procesy CS a SLM** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

---

Datum

---

Filip Osička

## **PODĚKOVÁNÍ**

Děkuji tímto Ing. Simoně Hutařové, PhD. z Vysokého učení technického v Brně za cenné připomínky a rady při vypracování bakalářské práce. Také jí velmi děkuji za pomoc při plánování a uskutečnění experimentu. Poděkování patří také mé rodině za podporu nejen při tvorbě této práce, ale i během celého studia na Vysokém učení technickém v Brně.

# OBSAH

ÚVOD A CÍLE PRÁCE.....	11
TEORETICKÁ ČÁST.....	12
1. COLD SPRAY .....	12
1.1 Historie a vývoj .....	12
1.2 Základní princip .....	13
1.3 Hlavní mechanismus tvorby povlaku CS .....	14
1.4 Vlastnosti vstupního materiálu.....	15
1.5 Stavba zařízení .....	16
1.6 Parametry procesu ovlivňující CS povlak.....	18
1.6.1 Kritická rychlost částic a účinnost depozice .....	18
1.6.2 Hnací plyn .....	18
1.6.3 Parametry trysky .....	19
1.6.4 Povrch substrátu .....	21
1.8 Nedostatky CS.....	22
1.9 Použití metody Cold Spray .....	23
1.9.1 Aditivní výroba .....	23
1.9.2 Opravy součástí .....	23
1.9.3 Spojování odlišných kovů .....	24
1.9.4 Aplikace povlaků v biomedicíně.....	24
1.10 Výhody a nevýhody CS.....	24
2. SLM (Selective Laser Melting).....	26
2.1 Historie a hlavní princip.....	26
2.2 Hlavní mechanismus tvorby struktury metodou SLM .....	27
2.3 Vstupní materiál .....	29
2.3.1 Výroba prášku .....	29
2.3.2 Vlastnosti prášku .....	30
2.4 Vliv parametrů na SLM.....	30
2.4.1 Reakce laseru a materiálu.....	30
2.4.2 Metody skenování .....	31
2.5 Vady SLM.....	32
2.5.1 Studený spoj (Lack of fusion – LOF).....	33
2.5.2 Plynné póry .....	33
2.5.3 Hot tears .....	34
2.5.4 Drsnost povrchu .....	34
2.5.5 Fish scale .....	35

2.5.6 Kuličkování .....	35
2.6 Výhody a nevýhody metody SLM a její použití .....	36
3. KOROZIVZDORNÉ OCELI .....	38
3.1 Austenitické korozivzdorné oceli .....	39
3.2 Feritické korozivzdorné oceli .....	40
3.3 Martenzitické korozivzdorné oceli .....	40
3.4 Duplexní korozivzdorné oceli .....	40
PRAKTICKÁ ČÁST .....	41
4. EXPERIMENT .....	41
4.1 Vlastnosti použitého materiálu .....	41
4.2 Parametry výroby vzorků .....	42
4.3 Metalografická příprava vzorku .....	44
4.4 Mikroskopie .....	46
4.5 Mikrotvrdost .....	47
4.6 Pevnost v ohybu .....	48
5. VÝSLEDKY .....	49
5.1 Prášek .....	49
5.2 Pórovitost .....	50
5.3 Struktura materiálu na světelném mikroskopu .....	53
5.4 Struktura materiálu na elektronovém mikroskopu .....	55
5.5 EDS analýza mikrostruktury .....	59
5.6 Mikrotvrdost .....	61
5.7 Pevnost v ohybu .....	63
6. DISKUZE .....	67
ZÁVĚR .....	72
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK .....	74
SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ .....	77
SEZNAM OBRÁZKŮ .....	81
SEZNAM TABULEK .....	84

## ÚVOD A CÍLE PRÁCE

Austenitické oceli jsou jedny z nejdůležitějších materiálů v průmyslové praxi. Hlavní uplatnění mají díky vysoké odolnosti vůči korozi, dobrým mechanickým vlastnostem a dobré svařitelnosti. Jejich jedinečné vlastnosti jsou optimální volbou pro širokou škálu aplikací v energetice, leteckém a automobilovém průmyslu, stejně jako v lékařství.

S rozvojem moderních technologií lze dnes vyrábět součásti z austenitické oceli různými způsoby. Mezi nově vzniklé technologie, které získávají na popularitě, patří procesy Cold Spray (CS) a selektivní laserové tavení (SLM). Tyto metody nabízejí nové možnosti pro výrobu součástí z austenitické oceli a zároveň umožňují vytvářet rozmanité vlastnosti a struktury. Avšak jako každá technologie, i tyto metody mají své výhody a nevýhody.

Metoda Cold Spray je proces, při němž jsou kovové částice urychleny nadzvukovou rychlostí a touto rychlostí nanášeny na povrch substrátu, aniž by došlo k roztavení částic. Částice se při nárazu deformují a přilnou k povrchu, čímž vytvoří homogenní pevný povrch. Tato metoda je schopna pracovat s různými materiály, včetně kovů, keramiky a plastů. Díky tomu, že nedochází k natavení částic při nanášení, je tato metoda vhodná pro spojování obtížně spojitelných materiálů nebo materiálů s výrazně odlišnými fyzikálními vlastnostmi. Také může lokálně nanášet nový materiál bez tepelného ovlivnění jeho okolí, což činí tuto metodu velmi vhodnou pro opravy a rekonstrukce poškozených částí nebo pro nanášení ochranných vrstev. Díky této metodě mohou vzniknout výrazná reziduální napětí, která jsou většinou na povrchu tlaková a mohou mít i pozitivní vliv na mechanickou odolnost součástí. Nevýhodou metody může být vyšší pórovitost mezi hranicemi deformovaných částic a variabilní depoziční efektivita. [1]

Technologie SLM je aditivní technologie, která umožňuje vytvářet kovové součásti pomocí laserového tavení práškového materiálu. Kovový prášek je postupně nanášen na základní podložku, kde je za pomoci laseru natavován. Postup se opakuje, dokud není vytvořena požadovaná třírozměrná geometrie. Hlavním benefitem této technologie je možnost vytvářet tvarově složité kovové součásti s vysokou přesností, což není vždy možné pomocí klasických technologií. Při vhodně zvolených procesních parametrech lze vytvořit materiál s vysokou hustotou, pevností a velice jemnou mikrostrukturou (v porovnání s konvenčním materiálem). Z hlavních nevýhod je důležité zmínit vyšší vstupní náklady, nekvalitní povrch součástí, vady v mikrostruktuře a mnohdy i výrazná reziduální napětí. [2]

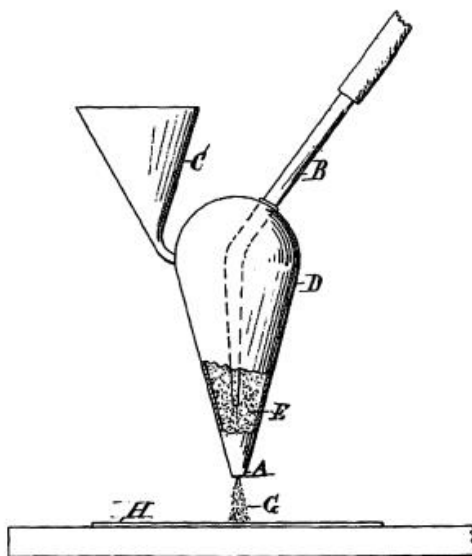
Cílem této bakalářské práce je prozkoumat strukturu a vlastnosti austenitické oceli AISI 304L, která byla zhotovena pomocí metod CS a SLM při různých procesních parametrech. Práce se zaměřuje na analýzu mikrostruktury, chemického složení a míru pórovitosti. Dále pak budou zkoumány mechanické vlastnosti materiálu, konkrétně jeho tvrdost a pevnost v ohybu. Výsledky budou vzájemně porovnány. Vzhledem k rozdílnosti technologií jsou očekávány i významné rozdíly jak ve struktuře, tak v mechanických vlastnostech vyrobených materiálů. Cílem práce je jednotlivé vlastnosti materiálů mezi sebou porovnat a stanovit, pro jaké aplikace by mohly být vhodné.

## TEORETICKÁ ČÁST

### 1. COLD SPRAY

#### 1.1 Historie a vývoj

Historie vzniku Cold Spray sahá do počátků minulého století, kdy si S. H. Thurston nechal patentovat proces nanášení kovových vrstev. Tato metoda fungovala na principu nanášení kovových částic na kovovou desku za pomoci proudu stlačeného plynu. Kovové částice byly vystřeleny takovou rychlostí, že se doslova vryly do povrchu kovového předmětu a vytvořily tak trvalou vrstvu. Schéma vynálezu je zachyceno na obr. 1. Při této metodě byla rychlost plynného média omezena a kovové částice tak dosahovaly rychlosti menší než 350 m/s při pokojové teplotě. [3]



**Obr. 1.1** Schéma Thurstonova vynálezu. A – hrdlo dýzy, B – přívod vzduchu, C – násypka s kovovým práškem, D – komora, E – kovový prášek, G – proud plynu a prášku, H – tenká vrstva povlaku [3].

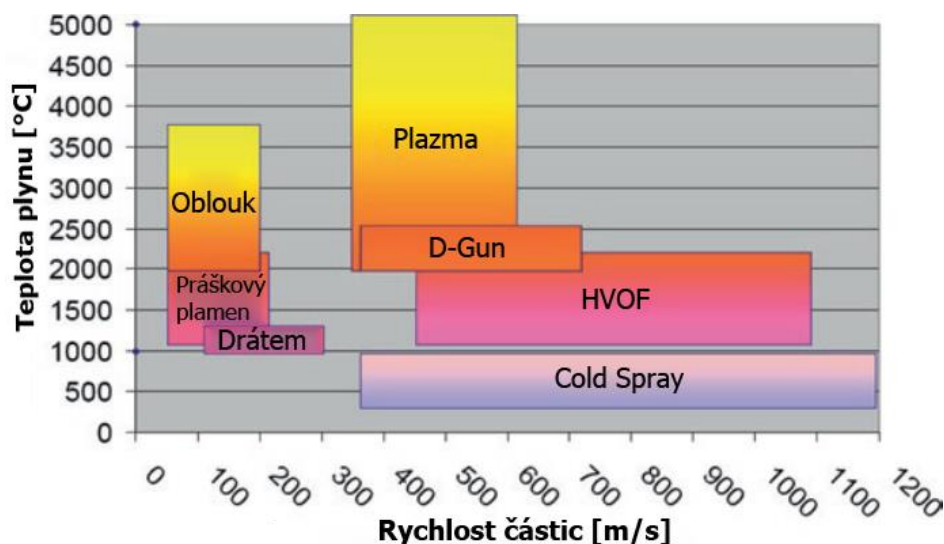
Další důležitý vývoj nastal roku 1958, kdy C. F. Rochevill podal patent na ochranu zařízení, které využívalo Lavalovu dýzu<sup>1</sup>. Vynález dokázal vystřelovat práškové částice poháněné supersonickým nárazem na substrát. Výsledkem byla rovnoměrná tenká vrstva, která přilnula na povrch substrátu. I při použití supersonické trysky nedokázalo zařízení pohánět částice dostatečně rychle, aby se vytvořila silnější vrstva povlaku. [3]

V osmdesátých letech došlo k dalšímu posunu na institutu teoretické aplikované mechaniky Akademie věd v Novosibirsku (ITAM RAS). Při výzkumu využili výzkumníci nové diagnostické nástroje, což vedlo k objevu nové metody nanášení povlaků. Výsledkem jejich práce bylo zařízení, které dokáže vytvořit poměrně široký a pevný povlak. Metoda nanášení povlaku spočívá v tom, že částice prášku jsou urychleny vysokotlakým plynem při teplotách výrazně nižších, než je jeho teplota tání. Tuto operaci nazvali Cold gas dynamic spray. [1,3]

<sup>1</sup> Princip Lavalovy dýzy spočívá v zúžení a následném rozšíření trubice, což umožňuje zvýšení rychlosti proudícího plynu na nadzvukovou rychlost. Plyn dosahuje rychlosti zvuku v místě, kde je nejmenší příčný průřez. S rostoucím průřezem se zvětšuje rychlost plynu až na nadzvukovou rychlost. [1,3]

## 1.2 Základní princip

Technologie Cold Spray (CS) nebo také kinetická depozice je metoda, která je zaměřena na nanášení povlaků na substrát. Tato metoda se řadí do skupiny žárových nástřiků. Pomocí žárových nástřiků se nejčastěji nanášejí kovové povlaky. Principiálně lze ale nanášet povlaky i z jiných materiálů. Mezi klasickými žárovými nástřiky stojí za zmínku například nástřik obloukem, plazmou, plamenem a laserem. Nejčastěji se tyto metody používají za účelem ochrany povrchu materiálu před korozi či vytvoření tenké vrstvy pro dosažení lepších mechanických vlastností. Na obr. 1.2 lze vidět porovnání jednotlivých žárových nástřiků v závislosti na teplotě plynu a rychlosti částic. [1,4]



**Obr. 1.2** Porovnání procesu Cold Spray s ostatními žárovými nástřiky. D-Gun stříkání s detonací, HVOF stříkání se spalováním paliva a kyslíku vysokou rychlostí. Upraveno z [4].

Metoda CS využívá vysokou rychlost částic při nižších teplotách plynu, na rozdíl od žárových nástřiků, kde se využívají spíše vyšší teploty plynů. V tradičních žárových procesech se často vyskytují jevy, jako je růst velikosti zrna nebo trhliny způsobené vlivem smršťování materiálu atd. U CS se tyto jevy nevyskytují, je to způsobeno tím, že se používají nižší teploty plynů, což z něj dělá i provozně bezpečnější metodu vzhledem k rizikům spojeným s tepelným zářením a výparem kovu. Jako nevýhodu lze brát vysokou spotřebu procesního plynu ve srovnání s žárovými nástřikovými procesy, obvykle se pohybuje v řádech 1–2 m<sup>3</sup>/min. [1,4]

Hlavní proces metody Cold Spray spočívá v tom, že v zařízení dochází k promíchání částic prášku s ohřátým stlačeným plynem. Prášek pomocí plynu dosáhne nadzvukové rychlosti, opustí trysku pistole, dopadne na povrch substrátu a tím vzniká tenká vrstva povlaku. Vlivem rychlého nanášení a relativně nízké teploty plynu se prášek v ohřátém plynu netaví a dopadá tak na substrát v pevném skupenství. Proud plynu proudí díky zúžením trysky nadzvukovou rychlostí a může tak dosáhnout rychlosti 500–1200 m/s. [4,5]

Kovové částice dosahují během tohoto procesu vysoké kinetické energie. Při dopadu částic na povrch substrátu tak dochází k silné plastické deformaci. Díky mechanickým vazbám mezi částicemi dochází k tvorbě velice soudržné vrstvy. [1,4,6]

Povlak může mít různou tloušťku, která se pohybuje v širokém rozsahu v závislosti na procesních parametrech. Nejběžnější povlaky mají tloušťku od 20 mikrometrů až po několik centimetrů. Tloušťka vrstvy je především ovlivněna rychlostí, jakou se tryska pohybuje vůči sub-

strátu, a také její trajektorii. Tímto způsobem lze upravit tloušťku povlaku podle konkrétních potřeb a požadavků aplikace. [5]

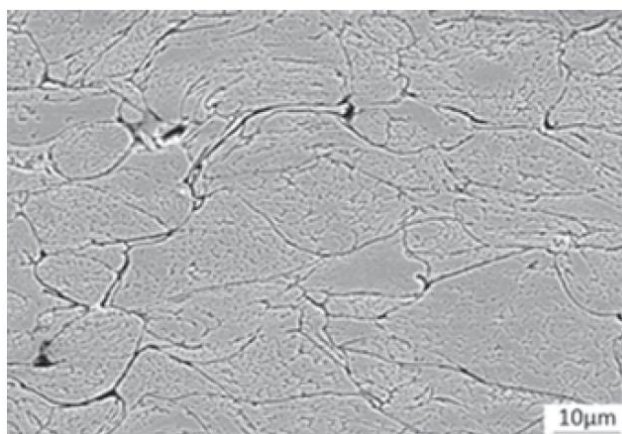
Povrch povlaku je často hrubý, vlnitý a má pórovitý povrch. V mnoha aplikacích, například při opravě opotřebeného povrchu pomocí Cold Spray, není povrch po nástřiku vhodný pro okamžité použití, a to kvůli povrchovému zpracování, chování při opotřebení nebo požadavkům na rozměrovou přesnost. Proto je mnohdy vyžadováno použití obráběcích nebo dokončovacích operací. Povrchy jsou obvykle vhodné pro normální obrábění, jako je soustružení, frézování, vrtání nebo broušení. Avšak kvůli jedinečným vlastnostem materiálu je zapotřebí pečlivě vybrat vhodné parametry obrábění pro dosažení uspokojivého povrchu. Jako dokončovací operace se někdy také provádí brokování, případně laserové přetavení. [4,7]

### 1.3 Hlavní mechanismus tvorby povlaku CS

Při vytváření vrstev pomocí Cold Spray se vytvářejí dva druhy vazeb: mechanická a metalurgická. Mechanická vazba zpravidla vzniká spojením tvrdých částic s měkkým substrátem (adheze), aniž by vznikla nějaká chemická reakce nebo atomová difuze. Kromě toho mechanická vazba vzniká i v materiálu, kdy dochází k zaklínění jednotlivých částic do sebe (koheze). Na druhou stranu metalurgická vazba zahrnuje vznik chemické reakce a atomové difuze na rozhraní částice/částice nebo částice/substrát. [4]

Při tvorbě těchto vazeb hraje roli několik klíčových vlastností. Je nezbytné, aby rychlost částic během depozice byla vyšší než tzv. kritická rychlost, což je rychlost potřebná pro dosažení účinnosti depozice 50 % nebo vyšší. S růstem rychlosti částic roste účinnost depozice, ale také se zvyšuje eroze povrchu substrátu, což má negativní dopad. [8,9]

Částice, která dopadá na povrch substrátu, se intenzivně plasticky deformuje a vzniká tzv. splat. Celý povlak se skládá z těchto individuálních splatů, které přilnuly k substrátu a vzájemně se spojují. Identifikace splatů není triviální a závisí na vlastnostech nanášeného materiálu. Po provedení specifického leptání je možné vizualizovat tvar splatu, který připomíná rozplácenou částici prášku (například původní kuličku), viz obr. 1.3. Tento tvar vzniká plastickou deformací částic při jejich dopadu na substrát. Během procesu nanášení prášku dochází k adhezi mezi částicemi prášku a povrchem substrátu. Následně při aplikaci další vrstvy dochází k deformaci původní vrstvy, současně se organizují jednotlivé částice a tím dochází k zaplnění a uzavírání dutin. V tomto případě se jedná primárně o mechanickou vazbu. [6]



**Obr. 1.3** Leptaná struktura hliníku, který byl nanesen pomocí technologie Cold Spray [6].

Během procesu dochází k významné deformaci a adiabatickému ohřevu částic, což způsobuje narušení oxidických vrstev na povrchu částic a substrátu. To vede ke vzniku těsného kontaktu

mezi čistými kovy. Vlivem adiabatického ohřevu může dojít k lokálnímu natavení částic a na rozhraní tak vzniká pevná metalurgická vazba. Natavení částic může mít vliv na mechanické vlastnosti povlaku. [8,10]

Jedním z klíčových faktorů pro vytvoření povlaku je plasticita nanášených částic. Adheze částic k substrátu je tím lepší, čím je plasticita částic vyšší. Deformace jsou obvykle určeny pohybem a interakcemi dislokací. Proto lze vstupní prášky klasifikovat podle krystalové struktury, neboť podobné struktury mají podobné mechanické vlastnosti. Nejoblíbenější skupinou jsou kovy s kubickou středově centrovanou strukturou (FCC), jako jsou hliník, měď, nikl a austenitické oceli. Obecně mají kovy s mřížkou FCC nejvyšší počet skluzových systémů, které jim zajišťují větší deformovatelnost, než mají kovy se strukturou HCP a BCC, což je činí nejvíce vhodnými pro tento typ zpracování. [6,8,9]

## 1.4 Vlastnosti vstupního materiálu

Kromě procesních parametrů má na výsledný povlak obrovský vliv také vstupní prášek. U CS povlaků se nejběžněji používají prášky vyrobené atomizací plynem. I přesto, že proces CS umožňuje využití různorodých vstupních materiálů a substrátů, je omezen na relativně kujné kovové prášky nebo tvrdé kovy, které jsou smíšeny s kujnými kovy. Kvůli relativně nízkým teplotám v procesu mají povlaky po stříkání stejné chemické složení jako vstupní materiál, včetně nečistot, které se objeví i v povlaku. Proto je důležité optimalizovat fázi výroby prášku před nástřikem. Mikrostruktura povlaku je ale ovlivněna velkou plastickou deformací a může tak dojít k rekrytalizaci na rozhraní mezi částicemi. [1,4]

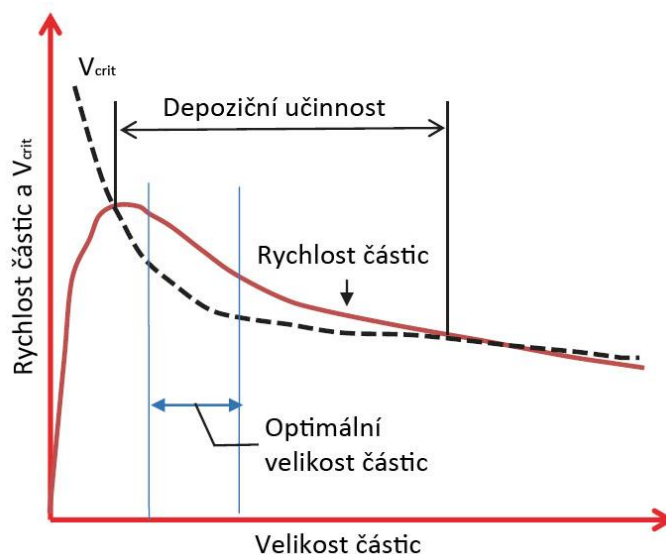
Vlastnosti prášku surovin mohou být obecně rozděleny do dvou kategorií, tzv. fyzikálních a chemických charakteristik. Mezi fyzikální charakteristiky patří [6]:

- velikosti částic a zrnitost,
- externí morfologie,
- zdánlivá hustota,
- tepelné vlastnosti,
- elektrická vodivost/odpor.

Typické chemické vlastnosti prášků zahrnují [6]:

- chemické složení (čistota, množství kyslíku a dusíku atd.),
- rozložení precipitátů a fází,
- krystalografické informace.

Čím jsou částice prášku menší, tím snadněji jsou urychleny proudem plynu. Malé částice jsou ale také snadněji ovlivněny rázovou vlnou, která má za následek zpomalení částic před dopadem na substrát. Čím větší je částice, tím je naopak obtížnější ji urychlit. Když se ale tato částice pohybuje dostatečně rychle, nepůsobí na ni tolik rázová vlna. Je nutné tedy použít optimální velikost částic tak, aby rychlost dopadu částic na povrch byla dostačující a aby došlo k optimální adhezi. Tato skutečnost je zachycena na obr. 1.4, kde lze vidět závislost kritické rychlosti na velikosti částice. Nejčastěji se tedy po-užívají prášky s velikostí částic cca 15 až 50  $\mu\text{m}$ . Velikost částic má také vliv na pórovitost povlaku. Obecně platí, že čím jsou částice menší, tím je pórovitost povlaku menší, ale zvyšuje se nebezpečí nízké adheze a malé depoziční efektivity. [4]



**Obr. 1.4** Schéma znázorňující vliv velikosti částic na kritickou rychlost a rychlost částic. Upraveno z [6].

Prášky, které se používají technologií CS, by měly mít mnohem lepší čistotu než prášky používané při žárovém nástřiku. Materiály jsou rozděleny podle různých úrovní obsahu nečistot ( $N_2$ ,  $O_2$ ). Tyto nečistoty mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti materiálu. Při CS procesu dojde k rozbití oxidických schránek částic, nicméně vyšší obsah kyslíku může zhoršit jejich adhezi. Podíl nečistot a oxidů v prášku je způsoben typem výroby prášku nebo jeho skladováním. [4]

Proces podávání prášku také negativně ovlivňuje vyšší vlhkost a vede k ucpávání trysky. K odstranění vlhkosti se doporučuje vysušit prášek při teplotě nad  $100\text{ }^\circ\text{C}$ . Jemnější prášky díky svému velkému poměru povrchu ku objemu mohou obsahovat větší množství vlhkosti než hrubší prášky. Koule má nejnižší poměr povrchu ku objemu ze všech geometrií, a proto kulatý tvar absorbuje méně povrchové vlhkosti než nepravidelně tvarované částice. [4]

Morfologie prášku ovlivňuje funkci výrobního procesu a má tak vliv na účinnost depozice i kvalitu povlaku (zejména pórovitost). Například případné satelitní částice<sup>2</sup> mají vliv na rychlost částice a následně vliv i na mikrostrukturu. Nepravidelné částice prášku se v zařízení nepřivádějí tak snadno jako kulaté částice. Je to způsobeno tím, že se nepravidelné částice více usazují a proudění plynů po povrchu částice není plynulé tak jako u kulatých částic. Kulaté částice se vyrábí atomizací plynem, nepravidelné částice se naopak často vyrábějí například mletím nebo drcením kovového materiálu. Nepravidelné částice pak vytvářejí povlaky s větší pórovitostí. [4]

Díky vlivu teploty prášku na kvalitu povlaku se prášek předežívá. Prášek se buď ohřívá za pomoci externího ohříváče částic, nebo je konstrukčně změněna pozice, kde jsou částice vstřikovány do proudu plynu v trysce. Teplota vystupujících částic stoupá, když jsou částice vstřikovány proti proudu plynu od hrdla trysky. Předežívání prášku lze dosáhnout i tím, že prášek projde ohřevnou spirálou předtím, než bude vstřikován do hlavního proudu plynu. [4]

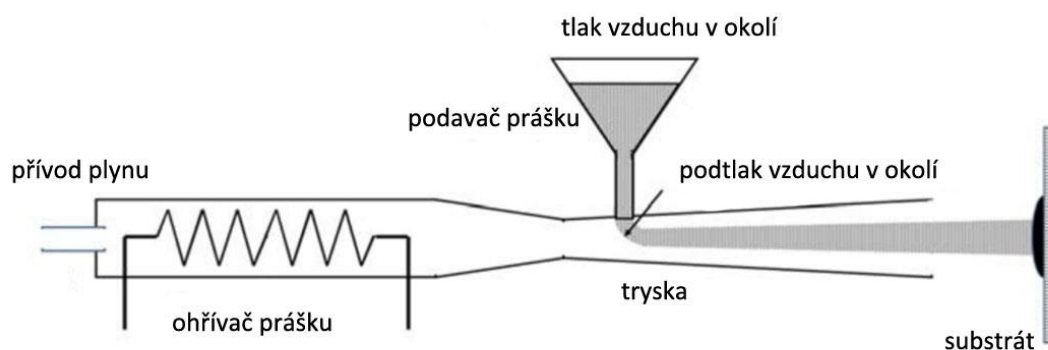
## 1.5 Stavba zařízení

Konstrukce Cold Spray se rozděluje podle toho, jestli se jedná o nízkotlaký nebo vysokotlaký Cold Spray. Toto rozdělení je v závislosti na použitém tlaku procesního plynu. Obě zařízení se liší uspořádáním jednotlivých částí a druhem použitého procesního plynu. [5]

<sup>2</sup> Satelitní částice jsou jemné částice, které přilnou k větším částicím a tvoří tak konglomeráty. [4]

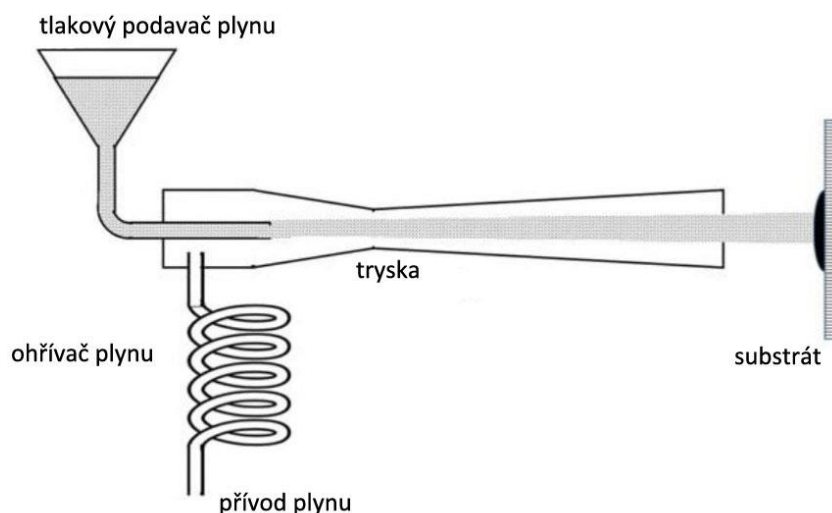
Nízkotlaké zařízení využívá zpravidla vzduchový kompresor k vytvoření tlaku procesního plynu nižšího než 1 MPa. Tímto způsobem je dosaženo několika klíčových výhod. Za prvé, kovový prášek lze do ohřátého procesního plynu přidávat pod atmosférickým tlakem, což usnadňuje konstrukci tlakového zařízení. Za druhé, tento typ zařízení se vyznačuje větší mobilitou a nižšími provozními náklady, což jej činí atraktivní volbou pro renovaci a opravy poškozených komponent. [5,11]

Nízkotlaká konfigurace vstřikuje prášek do trysky v nadzvukové části, což má za následek nižší dopadovou teplotu částic a menší intenzitu výměny tepla s okolním proudem pracovního plynu. Zjednodušené schéma je znázorněno na obr. 1.5. [5]



**Obr. 1.5** Princip fungování nízkotlakého zařízení Cold Spray (LPCS). Upraveno z [12].

Naproti tomu vysokotlaké zařízení pracuje s tlakem procesního plynu nad 1 MPa a využívá plyn jako dusík nebo helium. Umožňuje dosáhnout vyšší rychlost částic, díky intenzivní výměně tepla s plynem v předkomoře a díky tomu tak může nanášet povlaky z různých kovových materiálů, včetně těch s vysokými teplotami tání. Vysokotlaké zařízení však potřebuje speciální podavač prášku. Schéma vysokotlakého systému je názorně představeno na obr. 1.6. [5,11,12]



**Obr. 1.6** Princip fungování vysokotlakého systému Cold Spray (HPCS). Upraveno z [12].

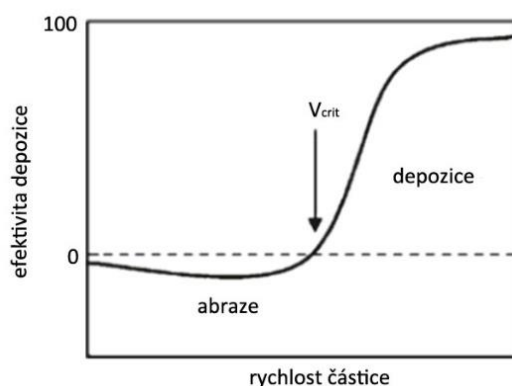
Celý systém CS zahrnuje zásobník stlačeného plynu, podavač prášku, ohříváč plynu, trysku a stříkáč pistolí. Obě konfigurace, nízkotlaká i vysokotlaká, mají své vlastní výhody a nevýhody a volba mezi nimi závisí na konkrétních aplikacích a materiálech. [5]

## 1.6 Parametry procesu ovlivňující CS povlak

V procesu Cold Spray je celá řada faktorů, které ovlivňují, jak efektivně a kvalitativně probíhá nanášení materiálu na povrch substrátu. Mezi ty, které mají největší vliv na proces, patří například: rychlost pohybu trysky, úhel, pod jakým částice dopadají na povrch, vzdálenost mezi tryskou a povrchem, fyzikální vlastnosti plynu, teplota plynu a částic během nárazu, rychlost částic, tvar a velikost částic, povrchová drsnost substrátu. Důležitá je také geometrie trysky, která určuje, jak se částice rozprostřou na povrchu [5,10]

### 1.6.1 Kritická rychlost částic a účinnost depozice

Kritická rychlost  $V_{crit}$  je definována jako minimální rychlost částice nutná k tomu, aby částice prášku přilnula k substrátu. Z obr. 1.7 lze vidět, že pokud je rychlost částice menší než kritická rychlost, potom částice buď narazí a odrazí se od substrátu, nebo narazí na substrát a způsobí opotřebení povrchu. Když je rychlost částice větší nebo stejná jako kritická rychlost, dojde k přilnutí kovové částice k substrátu. Hodnota kritické rychlosti závisí na mnoha faktorech, včetně použitých materiálů substrátů a prášků. Dalšími faktory ovlivňujícími kritickou rychlost jsou velikost částic a vlastnosti povrchu substrátu. [4]



**Obr. 1.7** Vliv rychlosti částice na účinnost depozice v CS. Upraveno z [4].

Při velkém překročení kritické rychlosti dojde ke zvyšování účinnosti depozice a při vysokých teplotách dojde zároveň k erozi povrchu substrátu a k vytváření menších pórů ve struktuře. [4,13]

Účinnost depozice lze jednoduše definovat jako hmotnost částic úspěšně přilnutých k substrátu  $m_s$  podělenou celkovou hmotností částic výchozího prášku (tj. částic, které se účastní depozice)  $M_p$ . Matematicky se pak účinnost depozice dá vyjádřit vztahem [4]:

$$DE = \frac{m_s}{M_p} \cdot 100 \quad (1.1)$$

Přilnavost částic a následná tvorba povlaku závisí na výše uvedených procesních parametrech. Účinnost depozice se zvyšuje, pokud částice výrazně překročí kritickou rychlost. [4]

### 1.6.2 Hnací plyn

Výběr vhodného hnacího plynu zásadně ovlivňuje kvalitu výsledného povlaku. Nejběžněji používanými plyny jsou dusík, vzduch, argon a helium. Helium je nejdražší hnací plyn, nicméně se vyznačuje nejlepší kvalitou povlaku. Mezi vlastnosti, kterými helium disponuje a které mají vliv na kvalitu povlaku, je důležité zmínit vysokou plynovou konstantu a nízkou molární hmotnost, což umožňuje efektivní urychlování částic v trysce. Jelikož je helium dra-

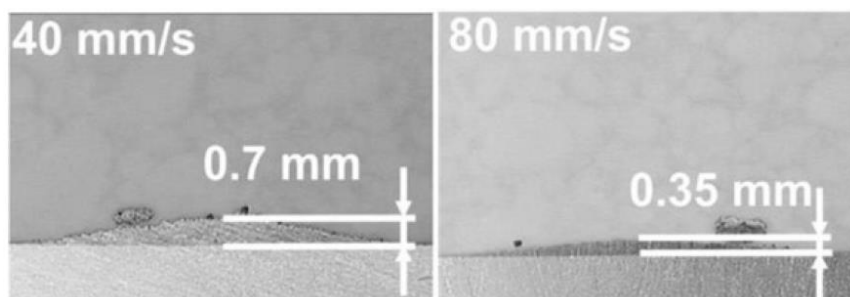
hé, tak se v praxi častěji používá dusík, který sice není kvalitní jako helium, ale je ekonomicky dostupnější. Helium je obzvláště užitečné pro aplikace, kde je zapotřebí nanášet drahé materiály nebo kovy s vysokými rychlostmi depozice. Oba plyny, helium a dusík, zajišťují ochranu částic před oxidací, jelikož vytvářejí ochrannou atmosféru. [4]

Teploty hnacího plynu u CS mohou dosahovat až 1200 °C. Při těchto teplotách se dosahuje vyššího urychlení částic, což má kladný vliv na účinnost depozice. Částice při těchto teplotách se také výrazně zahřejí a to usnadňuje jejich deformaci a snadnější nanášení. Zvyšování teploty ale může mít i negativní vedlejší účinky, jako je například ucpávání trysky. [10,13]

CS technologie pracuje s tlaky hnacího plynu v rozmezí 0,5–6,0 MPa. Zvýšení rozdílu tlaku mezi vstupem a výstupem trysky vede k rychlejšímu urychlování částic, což zlepšuje efektivitu depozice a vlastnosti vytvořeného povlaku. Různé materiály mohou vyžadovat různé kombinace teplot a tlaků pro optimální depozici. Například titanové slitiny a jiné náročné materiály mohou vyžadovat vyšší teploty (600–800 °C) a vyšší tlaky (3–4 MPa). Důležité je zajistit, aby teplota hnacího plynu nepřesáhla teplotu nosného plynu, to by mohlo vést k mísení plynů a poklesu teploty v trysce, což by negativně ovlivnilo efektivitu depozice. [4,10]

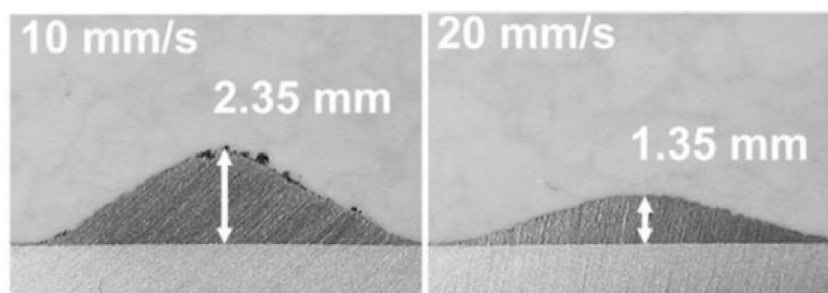
### 1.6.3 Parametry trysky

Rychlost pohybu trysky je parametr, který přímo ovlivňuje tloušťku povlaku. Čím je pohyb trysky rychlejší, tím nižší je tloušťka povlaku, jak je vidět na obr. 1.8. Bylo zaznamenáno, že zvyšování tloušťky povlaku má za následek zvýšení zbytkového napětí a pevnosti spoje. Rychlost pohybu trysky tak má nepřímý vliv na tyto mechanické vlastnosti. [4,5]



**Obr. 1.8** Průřez jednostopovým povlakem při vysoké rychlosti trysky [4].

Rychlost pohybu trysky také ovlivňuje průřezový profil jednostopového povlaku, což má dopad na účinnost depozice. Jak je vidět na obr. 1.9, příčný řez profilem se postupně zostřuje s rostoucí tloušťkou povlaku. Hlavním důvodem tohoto jevu je proudění plynu, které je charakteristické pro pohon nadzvukovou tryskou. Podle teorie dynamiky tekutin je rychlost částic a následná účinnost depozice vyšší v centrální zóně než ve vnější zóně. [4,5]



**Obr. 1.9** Průřez jednostopovým povlakem při nízké rychlosti trysky [4].

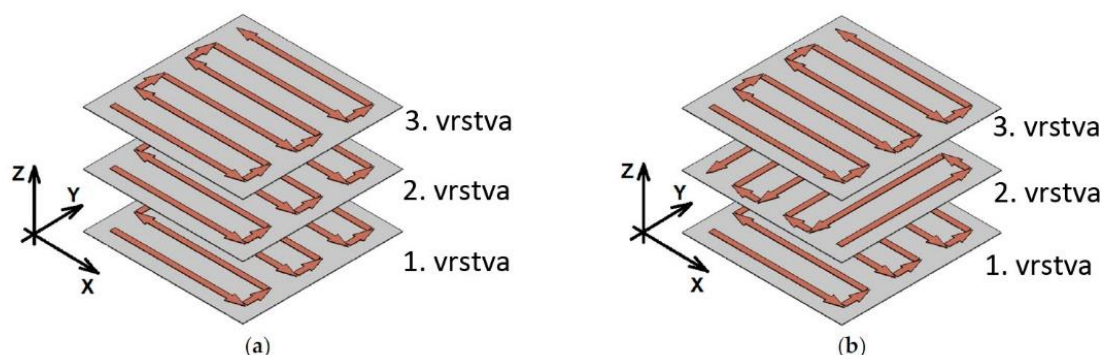
Nižší rychlost pohybu trysky může zvýšit teplotu naneseného povlaku a substrátu. To může podporovat lepší adhezi následných vrstev povlaku, ale současně může zvýšit teplotní napětí. [4]

Důležitým parametrem je vzdálenost trysky, což se uvažuje jako vzdálenost výstupu trysky od povrchu substrátu. Tímto parametrem se výrazně ovlivňuje depoziční efektivita nástřiku. Jakmile částice opustí prostor trysky (při větších vzdálenostech trysky od povrchu), začne rychlost plynu vlivem odporu prostředí klesat. To nakonec způsobí zpomalení částic. Je-li naopak tryska příliš blízko povrchu substrátu, působí na částici velmi silně tzv. rázová vlna. Plyn je zpětně odražen od povrchu a působí tak proti pohybu částic. Vzdálenost trysky od povrchu by tedy měla být optimální, tak aby se tyto komplikace nevyskytly. [4]

Nanášecí úhel nebo také úhel rozstříku se definuje jako úhel mezi osou trysky a povrchem substrátu. Tento úhel má významný dopad na rychlost částic a následné vlastnosti povlaku. Při stříkání pod úhlem k povrchu má pouze normálová složka rychlosti příspěvek k nanášení povlaku, zatímco tangenciální složka rychlosti hraje opačnou roli tím, že potenciálně odděluje nanášené částice. Se snižujícím se úhlem rozstříku k povrchu se normálová složka rychlosti snižuje, zatímco tečná složka rychlosti roste. V důsledku toho klesá účinnost nanášení povlaku a snižuje se jeho tloušťka, což může vést ke snížení pevnosti spojení mezi povlakem a substrátem a zvýšení pórovitosti. Proto je během procesu nanášení povlaku důležité udržovat trysku v normálové orientaci k substrátu (nejlépe kolmo na substrát). Kromě toho má nanášecí úhel také vliv na průřezový profil jednostopového povlaku kvůli kolísání vzdálenosti, kterou částice urazí od trysky k povrchu. [4]

Nános povlaku se dosahuje pomocí trysky, který postupně skenuje celý cílový povrch po linkách podle předem definované trajektorie. Povlak vzniká částečným překryvem mnoha jednotlivých stop povlaku. Skenovací krok je definován jako interval mezi dvěma jednotlivými stopami povlaků, což je důležitý parametr určující postup procesu. Hlavním vlivem skenovacího kroku je rovnoměrnost tloušťky povlaku a morfologie povrchu. [4]

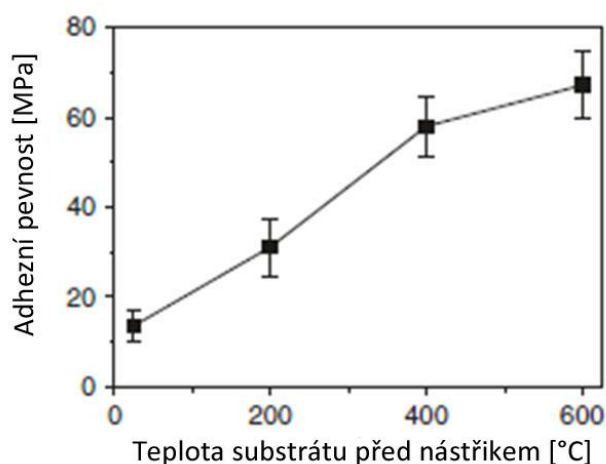
Základním principem trajektorie při CS je maximalizovat homogenitu a kvalitu povlaku. Nanášený povlak by měl mít homogenní hustotu, vlastnosti a pevnost spoje. Aby bylo tohoto cíle dosaženo, musí být procesní parametry pečlivě vybrány a musí být konstantní během procesu. Při nanášení na rovinných površích se obvykle používá jednoduchá trajektorie tam a zpět (zig-zag), aby se maximalizovala homogenita povlaku. Tento princip trajektorie je zobrazen na obr. 1.10 a). Při použití alternativních směrů, kdy je jedna vrstva otočena o 90° (obr. 1.10 b)), se zvýší izotropie materiálu ve srovnání se zmíněnou strategií (zig-zag). Volba těchto trajektorií má vliv na budoucí šíření trhlin v materiálu. U složitých zakřivených povrchů by se měla udržovat konstantní vzdálenost, úhel, rychlost trysky a další procesní parametry tak, aby se zabránilo nehomogenitě povlaku. Proto je vyžadováno pokročilejší plánování trajektorie trysky. Kromě výše zmíněných strategií se na rovinných površích využívá i spirálovitá trajektorie, ta například ve srovnání s trajektorií tam a zpět zlepšuje kvalitu povrchu opravené součásti a snižuje množství nadbytečného materiálu při nanášení. [4,14]



Obr. 1.10 Různé druhy trajektorie při nanášení povlaku: a) tradiční metoda (zig-zag), b) křížová trajektorie (cross-hatching). Upraveno z [14].

### 1.6.4 Povrch substrátu

Zvýšení teploty substrátu je známo jako termomechanické změkčení a to má vliv na proces depozice povlaků a adhezní pevnost. Vyšší teploty umožňují hlubší ukotvení částic a mohou také zvýšit adhezní pevnost povlaku; tento vztah je zachycen na obr. 1.11. Zvýšená teplota může přispět také k lepší kvalitě vytvořeného povlaku. Existují však i některé publikace, které naznačují, že vysoké teploty substrátu mohou zvýšit tloušťku oxidů na ocelových substrátech, což může mít za následek sníženou adhezní pevnost. Je však důležité si uvědomit, že výběr materiálu prášku a substrátu hraje klíčovou roli v tom, jaký vliv bude mít zvýšení teploty. [4,10,15]



Obr. 1.11 Závislost přilnavosti pro rozdílnou teplotu substrátu. Upraveno z [4].

Povrchy substrátu jsou často zdrsňené, aby došlo k lepšímu nanesení povlaku. Povrch substrátu se obvykle upravuje pomocí abrazivního tryskání nebo pomocí pulzního vodního paprsku. [4,11]

Abrazivní tryskání využívá proud abrazivního materiálu, který je tryskán na povrch substrátu. Účelem operace je dosáhnout povrchové hrubosti, která zlepší uchycení povlaku, a také se touto operací čistí povrch od nečistot. Avšak organické nečistoty jsou lépe očištěny organickými rozpouštědly. Typické hodnoty hrubosti pro abrazivní tryskání se pohybují v řádu 2–7  $\mu\text{m}$  v závislosti na substrátu, materiálu šterku a parametrech tryskání. [4]

Mezi novější operace pro zhrubnutí povrchu patří pulzní vodní paprsek. Tato operace poskytuje větší hrubost povrchu než obvyklé abrazivní tryskání. A také eliminuje výskyt abrazivní-

ho materiálu na povrchu substrátu. Na substrát dopadá vysokofrekvenční a vysokotlaký vodní proud. Tento proces způsobuje sérii pulzů, které vytvářejí mechanickou erozi cyklickým zatěžováním, aniž by byl použit abrazivní materiál. [16]

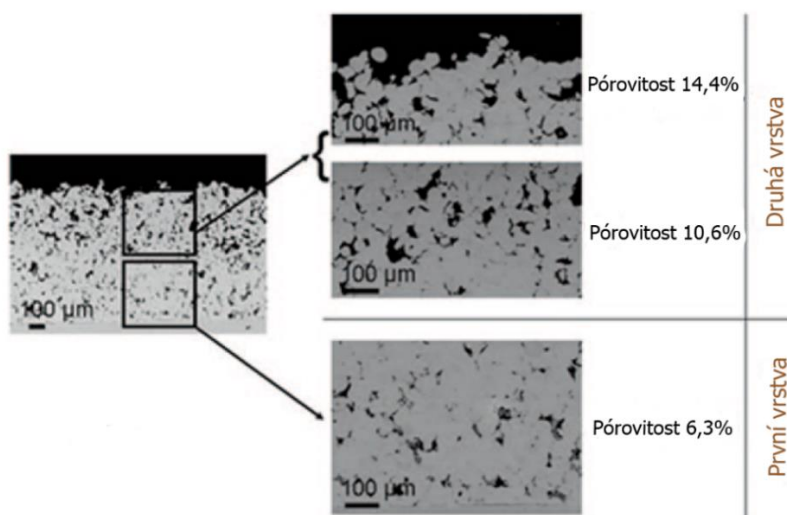
Některé metody přípravy povrchu neprovádějí fyzickou změnu substrátu, ale soustředí se na odstranění oxidů a nečistot z povrchu, tak aby zlepšily drsnost povrchu a zvýšily pravděpodobnost vzniku kovového spojení. Toho se často dosahuje pomocí technik, jako je laserové ošetření nebo použití chemikálií. [4]

## 1.8 Nedostatky CS

Technologie Cold Spray byla vyvinuta s cílem vytvořit povlak, který je lehce přilnavý k povrchu substrátu a zároveň vykazuje dobré mechanické vlastnosti. Je však obtížné nastavit výchozí parametry tak, aby byla minimalizována pórovitost, která má negativní vliv na mechanické vlastnosti. Pórovitost však nemusí být brána jen negativně, při výrobě povlaků do biomedicíny je vytvářena záměrně. Pórovitost se tvoří v důsledku nedostatečné deformace částic nebo způsobena malou kritickou rychlostí částic. Tyto vlastnosti jsou závislé na velikosti a morfologii částic a na drsnosti substrátu. [6]

Proces vytváření povlaku je náhodný a řízený dopady částic, což komplikuje přesnou identifikaci pórovitosti. Vývoj pórovitosti může být obecně popsán jako stoupající efekt petchování způsobený postupným dopadem částic. V horní části povlaku je pórovitost vyšší, protože materiál prochází menším počtem nárazů. Tento efekt se projevuje v gradientu od rozhraní povlak/substrát k povrchu povlaku. Spodní vrstvy na rozdíl od horní části vykazují menší pórovitost způsobenou větším petchování částic. [6]

Gradientní profil pórovitosti závisí na vlastnostech materiálů, podmínkách nanášení, velikosti zrna prášku, rychlosti částic, průtoku prášku a povaze substrátu. Tento jev lze pozorovat zejména při nanášení materiálů s nízkou schopností zhutnění, například titanové slitiny. Rozdíl pórovitosti na různých vrstvách povlaků lze vidět na obr. 1.12. [6]



**Obr. 1.12** Rozdíl pórovitosti ve dvou vrstvách v titanové slitině [6].

Pro stanovení obsahu pór, tedy úrovně porézности, existuje několik metod, včetně Archimedovy porozimetrie, rtuťové intruzní porozimetrie (MIP), permeace plynů a pyknometrie. Nicméně tyto metody nemusí být ideální pro heterogenní pórovitost typickou pro CS. Efektivním přístupem může být využití konvenční dvourozměrné metalografie nebo trojrozměrných technik. [6]

Kromě pórovitosti se ve vrstvách povlaku vyskytuje i zbytkové napětí. Povlaky nanesené metodou CS jsou ovlivněny tlakovým zbytkovým napětím vytvořeným deformací částic. Tato tlaková napětí mohou být do určité míry prospěšná, jelikož působí proti iniciaci trhlin a zpozdují jejich tvorbu. Zároveň materiálu umožňují odolat vnějším zatížením a zlepšují životnost povlaku. Naopak tahová zbytková napětí jsou nežádoucí, jelikož tento typ napětí pomáhá iniciaci trhlin a jejich šíření, což vede ke značnému poklesu životnosti. Pokud jsou tlaková/tahová zbytková napětí příliš velká, přilnavost depozitu je omezena a trhlina se může vytvořit a růst na rozhraní substrát/povlak nebo se může úplně oddělit, což znamená odloupení povlaku od substrátu. [6,14]

## 1.9 Použití metody Cold Spray

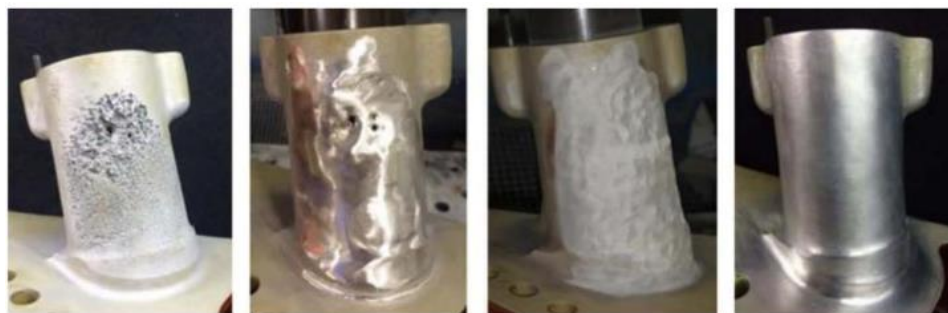
Operace Cold Spray je rozsáhle využívána k vytváření složitých samostatných tvarů, povlakování, ochraně před znečištěním/korozi, spojování různých nekompatibilních materiálů a dalšímu. Tato metoda byla dosud velmi využívána zejména k výrobě a také k opravám. Má velmi velký potenciál pro nanášení různých nových materiálů na substrát (zejména pokud jde o materiály s velkým rozdílem v teplotách tavení nebo těch, které jsou jinak nekompatibilní), jako jsou hliník, měď, bronz, nikl–hliník, titan, kompozitní materiály s kovovou maticí a další. [17]

### 1.9.1 Aditivní výroba

Aditivní výroba se využívá k vytvoření trojrozměrného objektu. Principem výroby je nanášení vrstvy materiálu na předcházející vrstvu. Vzhledem k tomu, že proces probíhá v jediném kroku bez vzniku odpadu, snižuje se celková cena finálního produktu a podporuje se tím ekologická výroba. Při výrobě pomocí metody CS nedochází k výraznému tepelnému ovlivnění materiálu. Pro výrobu složitějších komponentů je třeba se zaměřit na různé parametry. Parametry procesu lze upravit ke zvýšení efektivity nanášení, rychlosti nanášení, tloušťky povlaku a porozity. V současnosti má aditivní výroba velký význam pro opravy a obnovy součástí. [4,17]

### 1.9.2 Opravy součástí

Většina součástí automobilů a leteckých zařízení je vystavena kolísajícím mechanickým zatížením a drsným prostředím, jako jsou tlak, teplota, agresivní prostředí, rychlost otáčení nebo náhodné nárazy, což vede k opotřebení a korozi. To má za následek selhání součástí a následně vyžaduje buď výměnu, nebo obnovu. Pro udržitelnost výrobního průmyslu se technika CS v posledních letech stala jednou z nejpreferovanějších technologií nanášení. Cold Spray je silným nástrojem pro udržitelnost v širokém spektru moderních výrobních odvětví tím, že obnovuje součást místo nahrazení celé součásti. Při opravách je nanášen stejný materiál, jako je substrát. Obr. 1.13 ukazuje opravu a obnovu poškozené součásti. Po úspěšné obnově povrchu a zpracování poškozených částí jsou součásti hladké bez pórů, dutin nebo trhlin. [6,17]



Obr. 1.13 Oprava opotřebované součásti pomocí technologie Cold Spray [12].

### 1.9.3 Spojování odlišných kovů

Technologie Cold Spray je využívána pro spojování různých lehkých nesořodých materiálů, zejména kovů a polymerů. Získává se tím nový význam v oblasti výroby různých hybridních struktur a mechanismů pro průmyslové a inženýrské aplikace. Rozdílné kovy lze spojit na základě technologie „tailored welded blank“ (TWB) s různými kombinacemi. Materiály lze spojit pomocí techniky CS tím, že se použijí různé kombinace pro tloušťku povlaku. Tyto kombinace nabízejí významné zlepšení nanášených povlaků. Homogenní distribuce vlastností materiálů v hotové části s dostatečnou pevností, ekonomičností a snížením hmotnosti celkové součásti – to jsou některé z hlavních výhod tohoto procesu. V porovnání s konvenčními spojovacími procesy se technika CS vyvinula jako alternativní řešení pro takové aplikace, kde je pro spojení vhodná velmi nízká pracovní teplota. [17]

### 1.9.4 Aplikace povlaků v biomedicíně

Rostoucí poptávka po vysoce výkonných antikoročních a biokompatibilních povlakových materiálech v oblasti biomedicíny vedla k vývoji různých depozičních technik. Jednou z takových technik je Cold Spray additive manufacturing (CSAM), což je univerzální a ekonomická metoda úpravy povrchu, která je široce využívána v lékařském průmyslu k vytváření geometricky složitých tvarů. Tato technologie našla uplatnění při výrobě různých produktů, včetně zubních implantátů, kloubních náhrad, chirurgických nástrojů, umělých orgánů, tkáňových lešení, umělých svalů a šlach. [4,17]

Výroba stentů pomocí studeného plynového dynamického stříkání (Gas dynamic cold spray) představuje důležitý inovativní přístup v aplikaci v biomedicíně, umožňující vytvářet malé kovové nebo plastové trubičkovité implantáty, které jsou využívány k rozšíření nebo udržení otevřenosti cév nebo trubic v těle. Tato nová technologie nabízí potenciál stát se vhodnou alternativou k tradičním hromadným materiálům používaným při výrobě stentů. Díky jedinečné zrnitosti dosažené CS může být zvýšena odolnost stentů vůči únavovým namáháním, což má za následek snížení rizika předčasného zlomení stentu. Je však třeba poznamenat, že kovy vyráběné touto metodou mohou trpět nižší tažností v důsledku charakteristické struktury, která po CS vznikne. Tuto tažnost lze však výrazně zlepšit pomocí následných tepelných úprav. [18]

V biomedicínském odvětví se běžně používají různé materiály, jako jsou titan a jeho slitiny, měď, tantal, kobalt–křemík, nikl a nerezová ocel, které mají vylepšené mechanické, chemické a biologické vlastnosti. Titan a jeho slitiny se používají po desetiletí kvůli svým antikoročním a biokompatibilním vlastnostem. V době trvání pandemie COVID–19 začali vědci a metalurgové zkoumat využití mědi a jejích slitin v biomedicínských aplikacích díky jejich antivirovým a antimikrobiálním vlastnostem. Kobalt–křemík a slitiny niklu jsou také atraktivní díky své odolnosti vůči opotřebení a vysoké tuhosti. Keramické povlaky se staly důležitými v biomedicínských aplikacích díky své odolnosti vůči korozi, opotřebení, vysoké houževnatosti a antimikrobiálním vlastnostem. [4,17]

## 1.10 Výhody a nevýhody CS

Metoda Cold Spray přináší řadu výhod v procesu nanášení vrstev. Díky kinetické depozici dochází k minimalizaci oxidů v povlaku. Dosahuje se tak relativně dobré tepelné a elektrické vodivosti. Na povrchu vznikají tlaková zbytková napětí, což vede ke zlepšení únavové životnosti samotné vrstvy. Schopnost nanášet vrstvy u tepelně citlivých materiálů a manipulace s jemnými prášky jsou další klíčové benefity. Tato metoda umožňuje i spojování materiálů s odlišnými vlastnostmi. Mezi další výhody patří snadná příprava povrchu substrátu a minimální zahřívání substrátu, což brání mikrostrukturním změnám. Díky schopnosti

zachytit a opětovně využít nedeponovaný prášek metoda dosahuje téměř stoprocentního využití materiálu, což přispívá k ekologické udržitelnosti a zvyšuje provozní bezpečnost výroby. Nelze opomenout ani to, že lze vytvářet tenké vrstvy, ale i nástříky o větších tloušťkách. Výhodou je i nízká teplota depozice, nedochází tak k natavování materiálu a nevznikají tak nežádoucí fáze, nemění se chemické či fázové složení. Dosahuje se vysoké depoziční efektivity a vysokého pevnostního rozhraní. V poslední řadě je také důležité zmínit možnost provádět opravy výrobků a tím prodlužovat jejich životnost. [1,6]

Cold Spray zůstává relativně novou technologií, což naznačuje, že stále probíhá vývoj s cílem minimalizovat nevýhody. I když se některé z těchto nevýhod mohou v budoucnu eliminovat, stále existují hlavní výzvy spojené s touto metodou. Mezi tyto nevýhody patří vysoké počáteční náklady na vstupní materiál a téměř vyčerpaná plasticita naneseného materiálu, která vede k vyšší křehkosti vrstvy. Použití této metody je omezeno na houževnaté materiály a není dosud možné vytvářet kvalitní keramické vrstvy. Proces vytváří značné mechanické zatížení substrátu, vyžadující minimální tloušťku a tvrdost substrátu, tak aby se zabránilo deformacím během nanášení vrstvy. Stříkání na keramické substráty je obtížné díky nízkým mezičásticovým vazbám mezi povlakem a substrátem. Mezi velké nevýhody patří pórovitost povlaku. Ta je způsobena například nízkou rychlostí nanášení částic, případně velkými částicemi prášku. Pórovitost má vliv na mechanické vlastnosti povlaku a lze ji minimalizovat tepelnými úpravami. CS vytváří povlaky s velmi nízkou tvárností, protože struktura je velmi tvrdá a vazby mezi částicemi mohou být relativně slabé. Nevýhodou je i velká spotřeba hnačícího plynu (převážně dusíku) a s tím související vysoká cena nákladů, která je zapříčiněna hlavně spotřebou dusíku a helia. Nanášení povlaku je náročné na specifické tvary substrátů, jako jsou například vnitřní otvory, kdy je zapotřebí speciální tryska. Nelze vytvářet ostré přechody, u složitých tvarů je nutné součást obrobit. U delších pracovních procesů může dojít k ucpání trysky, což má za následek rozdílné hodnoty depozice a tím i odlišnost vlastností povlaku. Také nelze vytvořit tenké (štíhlé) struktury. Důležité je zmínit i absenci norem, což pro tuto technologii představuje další výzvu. [1,4,6]

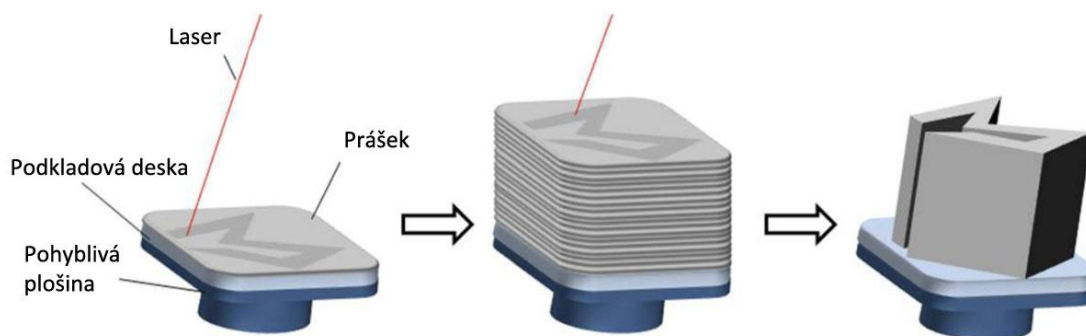
## 2. SLM (SELECTIVE LASER MELTING)

### 2.1 Historie a hlavní princip

Selective Laser Melting (SLM) bylo poprvé navrženo v devadesátých letech 20. století Fraunhoferovým institutem pro laserovou technologii (Fraunhofer ILT) v Německu. Tato technologie byla koncipována jako metoda 3D tisku, která využívá prášek tavený pod laserovým paprskem. Patent na tuto technologii byl poprvé podán v roce 1997 Německému úřadu pro patenty a ochranné známky a byl publikován v roce 1998. [2,19]

Metoda SLM představuje jednu z technik aditivní výroby (AM), kdy laserový zdroj selektivně projíždí práškovou vrstvou podle CAD dat vytvářeného dílu. Laserový paprsek umožňuje úplné roztavení a svaření částic kovového prášku dohromady, což vede k téměř plně homogenní struktuře. Postupné vrstvy částic kovového prášku jsou taveny a spojovány navzájem, což vytváří díly téměř ve finálním tvaru. Roztavený prášek velmi rychle tuhne, při této rychlosti ochlazování nedochází k růstu zrna a segregaci zrna. V důsledku nesouměrného procesu tuhnutí mohou vznikat fáze, které jsou metastabilní nebo dokonce amorfni. [2,20]

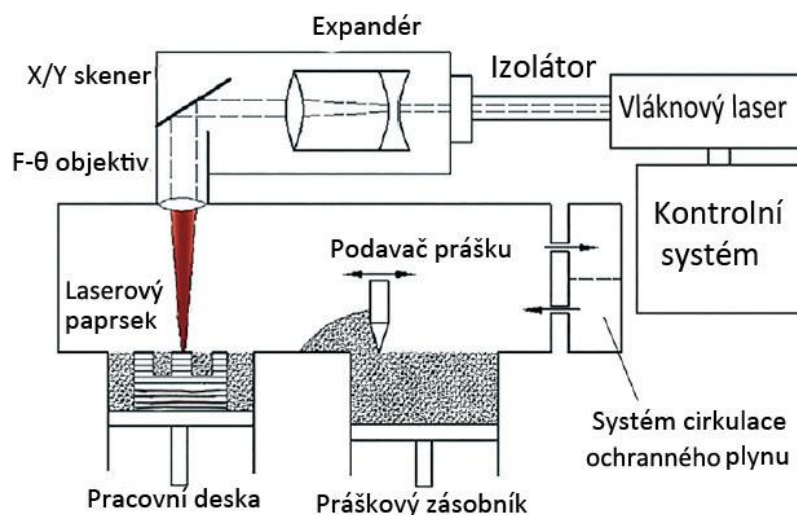
Proces SLM zahrnuje řadu kroků od přípravy CAD dat až po odstranění vyrobené součásti z pracovního stolu. Než jsou CAD data nahrána do SLM stroje, musí být soubory zpracovány softwarem tak, aby byly vytvořeny podpůrné struktury pro převislé části. Proces výroby začíná tím, že se na pracovní desku nanese tenká vrstva kovového prášku. Jakmile je prášek položen, použije se laserový paprsek k roztavení a svaření vybraných oblastí podle zpracovaných dat. Jakmile je první vrstva dokončena, pracovní plošina se sníží, na ni se položí další vrstva prášku a laser vytvoří novou vrstvu. Tento proces se opakuje pro postupné vrstvy prášku, dokud není vyrobena požadovaná součást. Jakmile je proces dokončen, volný prášek se odstraní z pracovní komory a součást lze odstranit z pracovní desky. Kromě přípravy dat a odstranění vyrobené součásti z pracovního stolu je celý proces automatizován. Obr. 2.1 znázorňuje koncept procesu výroby pomocí SLM. [2]



Obr. 2.1 Proces výroby součásti pomocí SLM. Upraveno z [2].

Během procesu SLM se pracovní komora běžně napouští dusíkem nebo argonem. Tím se vytvoří inertní atmosféra, která chrání zahřáté kovové součásti před oxidací. Kromě toho některé stroje SLM nabízejí možnost předehřívání, buď pro pracovní desku, nebo pro celou pracovní komoru. [2]

SLM zařízení se skládá z laserového zdroje pro generování laserového paprsku, práškového systému pro dodávání kovového prášku, pracovní desky pro podporu tisknutých předmětů, řídicího systému pro správu procesu tavení, ochranného prostředí pro minimalizaci kontaminace a skenovacího systému pro řízení pohybu a zaměření laserového paprsku. Tyto části společně umožňují přesný a spolehlivý proces vytváření složitých kovových dílů pomocí technologie SLM. Celé zařízení je představeno na obr. 2.2. [21]



**Obr. 2.2** Schéma SLM zařízení. Upraveno z [21].

Tloušťka vrstvy materiálu obvykle spadá do rozmezí od 20 do 100  $\mu\text{m}$ . Tato volba zajišťuje rovnováhu mezi dosažením jemného rozlišení struktury a zajištění optimálního toku prášku. Větší částice prášku mohou vést ke sníženému rozlišení a tolerance při stavbě, zatímco menší částice mají tendenci snadno se shlukovat kvůli van der Waalovým silám, což může mít vliv na zhoršení přívodu prášku, a tedy nedostatečné pokrytí práškem. [2,20]

Mikrostruktura materiálu vyrobeného metodou SLM se vyznačuje půlkruhovým tvarem s jemnou strukturou. Tyto půlkruhy jsou zpravidla tvořeny kolumnárními zrny<sup>3</sup> a na okrajích se vyskytuje tzv. fúzní hranice. Pro docílení kvalitní mikrostruktury je nutné dodržet určitou interakci mezi laserem a práškem. [22]

Metoda SLM je označována vysokými rozdíly v teplotách, což má za následek zvýšení tepelného napětí. Rychlé ztuhnutí podporuje segregaci a přítomnost fází, které se nedostaly do rovnovážného stavu. Pro eliminaci těchto následků se uplatňují další operace. Mezi nejčastěji používané operace patří tepelné zpracování, převážně žihání, dále pískování anebo tryskání. [23]

## 2.2 Hlavní mechanismus tvorby struktury metodou SLM

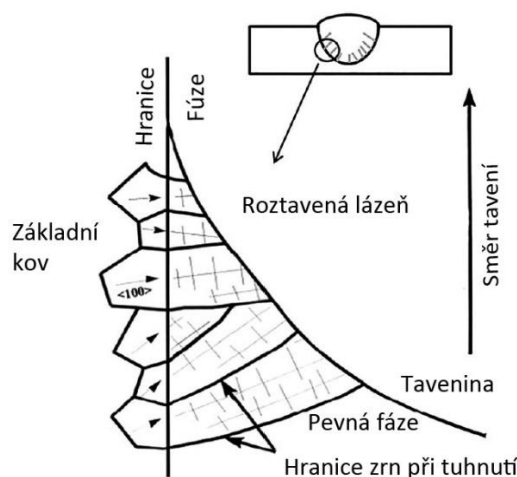
Když laser dopadne na kovový prášek, dojde k velmi rychlému tavení a zároveň k rychlému tuhnutí materiálu. Dochází k řadě složitých fyzikálních a chemických jevů, jako je absorpce a rozptyl laserové energie, přenos tepla, fázové přeměny a tok taveniny. Termodynamické a kinetické chování roztavené lázně materiálu může být změněno úpravou procesních parametrů. Velikost, tvar zrna a obsah složení fází jsou řízeny tak aby došlo k dosažení požadovaných mikrostrukturních a mechanických vlastností. [21]

Jak je znázorněno na obr. 2.3, růst zrn při tavném svařování je považován za počátek epitaxního tuhnutí<sup>4</sup> podkladu materiálu a růstu směrem ke středové čáře svařování. Stejný princip růstu zrn se objevuje i při metodě SLM, kde dochází k růstu směrem ke středové čáře laseru. Za podmínek přehřátí taveniny téměř nedochází k homogenní nukleaci, ve SLM procesu se téměř nevyskytuje homogenní nukleace a nukleace je vždy zesílena na rozhraní pev-

<sup>3</sup> Kolumnární zrna jsou charakterizována svým sloupovitým tvarem. Tento tvar je způsobený rychlým ochlazením taveniny během procesu a má vliv na mechanické vlastnosti. [21]

<sup>4</sup> Epitaxní tuhnutí (epitaxe) je proces, při němž na substrátu rostou tenké vrstvy zrn [21].

ná/tekutá fáze (mezi povrchem zrna mateřského kovu a tekutým kovem). Jakmile je zahájena krystalizace na hranici roztaveného materiálu, zrna pokračují v růstu směrem k nitru taveniny ve formě sloupcových krystalů (kolumnární zrna). Chlazení a způsob tuhnutí roztaveného materiálu závisí především na hustotě energie laseru a době interakce laseru s materiálem. [21]



**Obr. 2.3** Epitaxní tuhnutí a konkurenční růst svařované tavné zóny. Upraveno z [21].

Gradient teploty je dán jako:

$$G = \frac{dT}{dx} \quad (2.1)$$

a vyjadřuje pokles teploty  $T$  na jednotku vzdálenosti  $x$  ve směru maximálního poklesu teploty. Rychlost tuhnutí je pak dána jako:

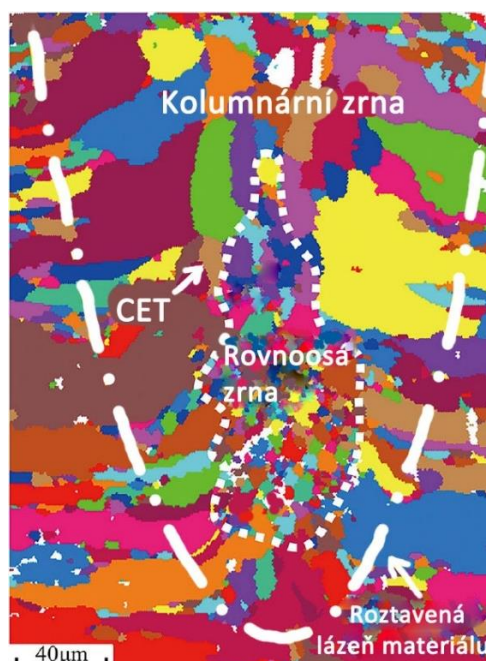
$$R = \frac{dx}{dt} \quad (2.2)$$

kde  $x$  je vzdálenost ztuhnutí materiálu za určitý čas  $t$ . Z gradientu teploty a rychlosti tuhnutí lze dále odvodit chladicí rychlost  $G \cdot R$ , která je dána vztahem:

$$\frac{dT}{dt} = G \cdot R \quad (2.3)$$

Vyšší chladicí rychlost  $G \cdot R$  může zlepšit podchlazení taveniny a zjemnit zrna. Když poměr gradientu teploty a rychlosti tuhnutí  $G/R$  roste, mění se krystalová morfologie z dendritické na buňkovou. Velikost a typ mikrostruktury jsou řízeny chladicí rychlostí a rychlostí tuhnutí odpovídajícím způsobem. Mikrostruktura prochází morfologickou evolucí od rovnoosé po buněčnou, buněčno-dendritickou a rovnostrannou krystalovou strukturu s postupným poklesem chladicí rychlosti. [21]

Rozsah zjemnění zrna závisí na rychlosti chlazení  $G \cdot R$ . Vyšší chlazení v jádru taveného materiálu vede k jemnějším zrnům než na okraji taveného materiálu, což lze také pozorovat na obr. 2.4. Proto lze mikrostrukturu slitin zpracovaných pomocí SLM ovlivnit úpravou technologických parametrů. Nízká rychlost skenování laseru a vysoký výkon laseru mohou zvýšit hustotu laserové energie a dobu interakce mezi laserem a materiálem, čímž se zvýší doba tuhnutí a teploty taveniny a základního materiálu, což způsobí nízký teplotní gradient a rychlost chlazení na rozhraní tuhnutí, což způsobí hrubou mikrostrukturu. Naopak nízký výkon laseru a vysoká rychlost skenování brání růstu zrn. [21]



**Obr. 2.4** Mapa zrn měřená technologií zpětného rozptylu elektronů, CET – Columnar to Equiaxed transition (kolumnární–rovnoosý přechod). Upraveno z [21].

Rychlost chlazení také má významný vliv na velikost prostoru mezi dendrity. Vztah mezi velikostí prostoru mezi dendrity a rychlostí chlazení je zobrazen jako [21]:

$$\delta = c \cdot T^{-n} \quad (2.4)$$

kde **c** je konstanta slitiny a **n** je exponent rychlosti. Tato rovnice naznačuje, že velikost prostoru mezi dendrity klesá s rostoucí rychlostí chlazení. Navíc tvorba podhranic může být ovlivněna vysokou rychlostí ochlazení. Výsledkem je, že povrch má vždy vyšší tvrdost a vyšší hodnotu odolnosti proti opotřebení díky rovnoměrné distribuci jemných částic precipitační fáze, jemnějším dendritům a výskytu podhranic ve srovnání s jádrem. [21]

## 2.3 Vstupní materiál

Pro aditivní výrobu se obvykle používají oceli, slitiny hliníku, titan a jeho slitiny, niklové superslitiny, kobaltchromové slitiny a další kovové materiály. V tomto procesu se tyto kovy zpravidla používají ve formě jemného prášku, který po procesu vytváří trvalou součást. [24]

### 2.3.1 Výroba prášku

Většina těchto kovových prášků se tradičně vytváří pomocí osvědčených technik, jako je atomizace vodou, plynem nebo plazmou. Různé metody výroby prášku mají různé vlastnosti, jako je forma částic, velikost a chemické složení, z nichž každá může hrát důležitou roli v aditivní výrobě. Zásadně je třeba, aby proces aditivní výroby zajišťoval správný tok prášku, což umožní rovnoměrné rozprostření a vhodné uspořádání práškové vrstvy s vysokou hustotou. Tyto charakteristiky prášku ovlivňují hmotnostní vlastnosti vytvářených komponentů, jako je hustota a míra pórovitosti. [24]

Nejjednodušším a ekonomicky efektivním procesem atomizace je atomizace vodou. V tomto procesu je kapalný kov atomizován prostřednictvím vodních trysek při pádu volně skrz atomizační komoru. Vzhledem k vysokému chlazení částic o rozměrech několika milimetrů získávají částice nepravidelný tvar během tuhnutí. Tyto typy částic nejsou proto upřed-

nostňovány pro použití v aditivní výrobě. V porovnání s prášky atomizovanými plynem vede atomizace vodou k práškovým částicím s vyšším obsahem kyslíku. Pokud jde o aplikaci vyrobeného kovového prášku v aditivní výrobě, nežádoucí jevy, jako je přítomnost kyslíku a tvorba oxidových vrstev, ovlivňují nejen chování prášku, ale také tavicí bazén a tím i složení hmotnosti a mechanické vlastnosti dílů. Atomizace vodou není vhodná pro reaktivní materiály, jako je titan. Nejběžnějším materiálem pro atomizaci vodou je ocel. [24]

Pro překonání omezení spojených s atomizací vodou, která je vhodná pouze pro nereaktivní materiály a vytváří nekulaté částice, se k procesu obvykle používá atomizace plynem. Riziko oxidace se snižuje použitím inertního plynu, jako je argon nebo dusík, a proto se atomizace plynem stává preferovanou metodou pro reaktivní materiály, jako je titan. Samozřejmě lze tuto metodu využít i pro nereaktivní materiály, jako je ocel. Konkrétní volba inertního plynu má vliv na vývoj mikrostruktury částic a tím i na mikrostrukturu komponentů vyrobených aditivní výrobou. Typ plynu použitý k atomizaci ovlivňuje složení prášku. Dusík a argon byly využity při atomizaci oceli, což vedlo k různým fázovým složením prášku a tím i k rozdílné mikrostruktuře ocelových komponentů vyrobených aditivní výrobou. Je tedy zřejmé, že volba inertního plynu v komoře aditivní výroby má zásadní vliv. [24]

### 2.3.2 Vlastnosti prášku

V procesech SLM mají vlastnosti prášku zásadní význam. Podobně jako v mnoha jiných procesech založených na prášcích právě tekutost a způsob uspořádání prášku v jednotlivých vrstvách ovlivňují účinnost selektivního tavení a celkovou kvalitu finálního výrobku. Charakteristiky prášku jsou komplexním tématem a jeho chování je ovlivněno mnoha faktory. Mezi tyto faktory patří hustota (nebo stlačitelnost), kohezni síla, tření o stěny a také van der Waalsovy a elektrostatické síly působící na částice prášku, povrchové napětí a charakteristiky zaplnění prostoru. Tekutost prášku je výrazně zlepšena u kulatých částic, zatímco nepravidelné nebo rozdrčené prášky mají nedostatečné vlastnosti toku. Prášky určené pro proces SLM obvykle dosahují lepších výsledků s menšími částicemi a pravidelně rozloženými částicemi. [25]

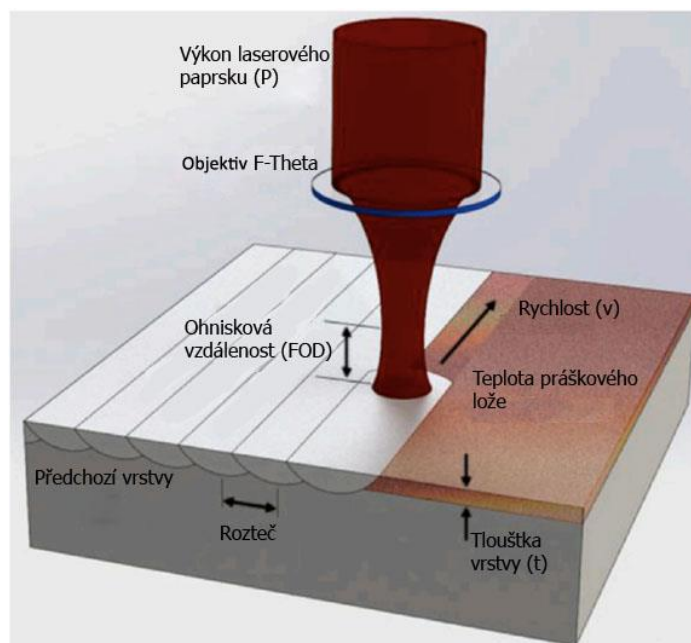
## 2.4 Vliv parametrů na SLM

Existuje několik parametrů, které jsou důležité pro tento proces, jako je absorpce práškového materiálu vůči laserovému záření, vlastnosti prášku, metoda skenování. Vhodné nastavení těchto parametrů má zásadní vliv na výslednou součást [2,22]

### 2.4.1 Reakce laseru a materiálu

Mezi důležité procesní parametry patří laserový výkon, rychlost skenování, rozestupy mezi skenery, tloušťka vrstvy, typ ochranné atmosféry a její proudění a v neposlední řadě i předehřev pracovní desky. Tyto procesní parametry ukazuje obr. 2.5. Spolu s absorbovatelností práškových materiálů na laserové ozáření tyto parametry ovlivňují objemovou energickou hustotu, která je k dispozici pro ohřátí a roztavení prášků. Při ohřevu a tavení je třeba zohlednit tepelnou kapacitu a latentní teplo, ty jsou silně závislé na materiálu a úměrné hmotnosti, která má být roztavena. Nedostatečná energie, obvykle kombinace nízkého laserového výkonu, vysoké rychlosti skenování a velké tloušťky vrstvy, často vede k tvorbě kuliček způsobených nedostatečným spojením roztaveného materiálu s předchozí vrstvou. Nicméně vysoký laserový výkon a nízká rychlost skenování mohou vést k rozsáhlému odpařování materiálu a k jevům tzv. „klíčové dírky“ (keyhole effect). Navíc nedostatečný rozestup mezi skenery často vede k pravidelným porositám ve vytvořených částech, protože sousední roztavené linky se nedokážou plně spojit. Kromě toho odpařování při SLM často způsobuje kondenzaci odpařených materiálů na laserovém okně, což narušuje dodávku laserového výkonu. Proto

je důležitá vhodná kombinace laserového výkonu, rychlosti skenování, rozestupu mezi skenery a tloušťky vrstvy pro úspěšné budování částí s téměř plnou hustotou. [2]



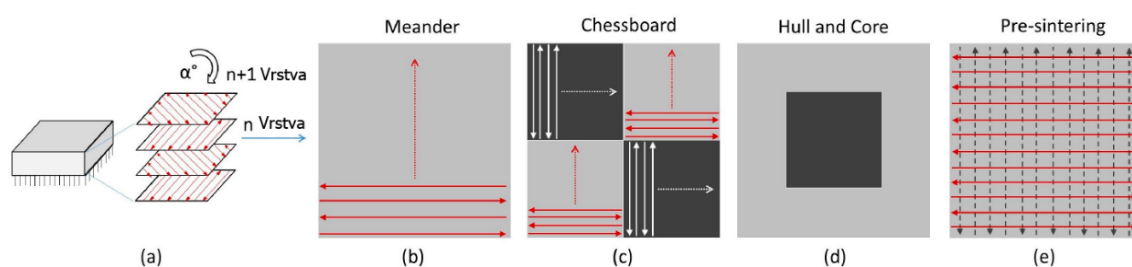
**Obr. 2.5** Procesní parametry v SLM. Upraveno z [22].

Jedním z nedílných aspektů interakce mezi laserem a materiálem je absorpce energie prášku. Absorbovatelnost, definovaná jako poměr absorbovaného toku energie materiálem k toku energie dopadajícímu na materiál, ovlivňuje energetickou efektivitu procesu SLM a může dokonce určit možnost zpracování materiálů určitým laserem. [2]

Vysokou absorbovatelnost práškového materiálu lze vysvětlit vícekrát se odrážejícím laserovým paprskem v práškové vrstvě, což také vede k větší optické hloubce průniku. Kromě studií absorbovatelnosti různých materiálů na ozáření existují také výzkumné práce, které zkoumají efekty energetického profilu laserů a rozdíly mezi pulzními a trvalými lasery. Dle výzkumu je uniformní laserový paprsek schopen dosáhnout větší šířky taveniny při podobném průniku taveniny. Proto by uniformní laserový paprsek mohl být použit ke zvýšení produktivity SLM snížením rozestupu mezi skenery v procesu. [2,26]

## 2.4.2 Metody skenování

Na výsledné vlastnosti součásti má vliv skenovací strategie. Jedná se podstatě o uspořádání drah laseru. Volba této strategie může mít vliv na zbytkové napětí v součásti a vznik trhlin. Existuje několik metod skenování, mezi nejznámější patří metody Meander, Chessboard, Hull and Coore, Pre-sintering a metoda Stripe. Při SLM se vrstvy pravidelně otáčejí mezi vrstvami tak, aby byla minimalizována pórovitost. Jednotlivé skenovací metody jsou zobrazeny na obr. 2.6. [22,26]



**Obr. 2.6** Zobrazení metod pro skenování. a) kontinuální trajektorie s rotací, b) metoda Meander c) metoda Chessboard d) metoda Hull and Core e) metoda Pre-sintering. Upraveno z [26].

Mezi základní metody skenování se řadí metoda Meander. Při této metodě se laser pohybuje po ploše tak, že vždy změni směr chodu na opačný vzhledem k předešlému směru. Šrafuje se tak celá plocha. Velkou nevýhodou metody je vznik zbytkového pnutí, který je způsoben rozdílu teplot v opačných koncích skenovací stopy. Dále bylo zjištěno, že při skenování větších ploch se ve struktuře vyskytuje více pórů než u jiných metod. [26,27]

Na o něco menší pórovitost se může narazit při metodě Chessboard. Pórovitost je ale ovlivněna výkonem laseru a rychlostí skenování. Čím vyšší je výkon laseru a rychlost, tím se snižuje množství pórů ve struktuře. Při této metodě se laser pohybuje na menších plochách než u metody Meander. Celková plocha je rozdělena na šachovnici, kdy pohyb na tmavé ploše je vůči bílé ploše pootočen o  $90^\circ$ . [26,27]

Další zmíněná metoda je Hull and Core, kde je skenovací plocha rozdělena na vnitřní část a vnější část. Pohyb laseru se tedy liší, pokud se pohybuje po vnější nebo po vnitřní části. Pro každou z těchto částí je sestavena jiná skenovací strategie, tak aby bylo dosaženo lepší distribuce energie. [26]

Pre-sintering nebo také Re-melting je metoda, která slouží k odstranění defektů ze struktury. Princip této metody spočívá v tom, že se jedna vrstva prášku skenuje dvakrát. Poprvé se skenuje s nižším výkonem, tak aby se prášek pouze spekl. Až při druhém, vyšším výkonu se prášek roztaví. [26]

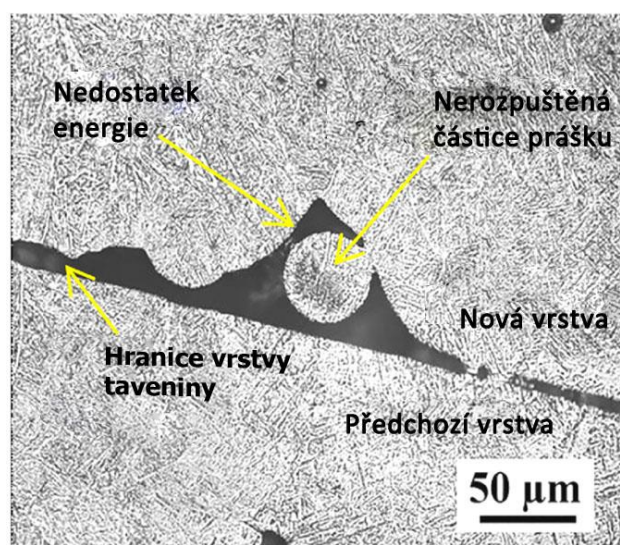
Poslední zmíněná metoda Stripe využívá rozdělení celkové plochy na malé pásy. Jednotlivá skenování jsou tedy kratší a častější. Výhodou této metody je možnost skenovat velké plochy, rovnoměrná distribuce zbytkového napětí a vyšší rychlost skenování v porovnání s Chessboard metodou. [26,27]

## 2.5 Vady SLM

Vady ve struktuře kovových materiálů vyrobených pomocí metody SLM jsou podobné těm, které se vyskytují u jiných výrobků z aditivní technologie. Jsou způsobeny nedostatečnou energií, efekty „kuličkování“ – „balling“, vypařováním, tepelně ovlivněnou oblastí, termofluidní dynamikou a okolními podmínkami. Tyto problémy ovlivňují povrchovou hrubost a mechanické vlastnosti materiálu, včetně tahové pevnosti, únavové pevnosti a tvrdosti. Mezi identifikované vady patří nedostatek svaru (LOF), plynná porozita, anizotropie, tvorba zbytkového napětí, nerovnovážná mikrostruktura (tvorba martenzitu), efekt kuličkování (balling), nepříznivá drsnost povrchu, hot tears a fish scales. Aby se dosáhlo požadovaných výsledků, je klíčové přijmout opatření k minimalizaci těchto nedostatků a optimalizovat proces SLM. [23]

### 2.5.1 Studený spoj (Lack of fusion – LOF)

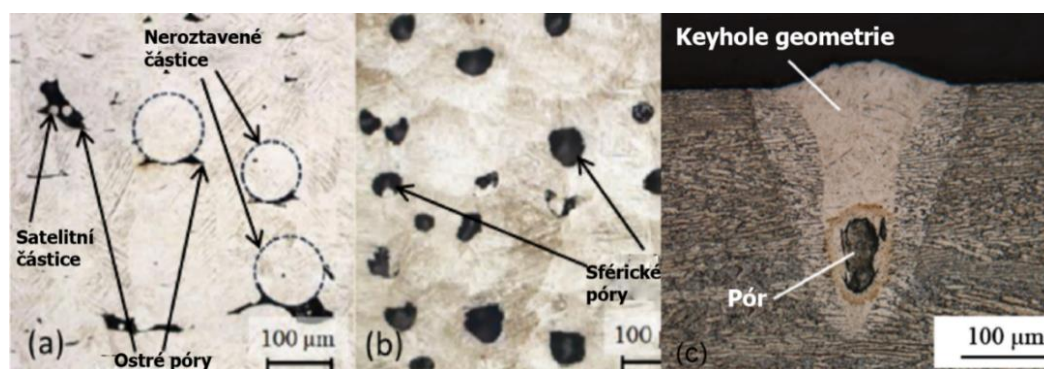
Studený spoj (Lack of fusion – LOF) je nedostatečné spojení nové vrstvy s vrstvou předchozí. Důvodem je málo dodané energie v oblasti (tavné lázni), například vysoká rychlost skenování, nedostatečný výkon laseru apod. Tato vada má negativní vliv na únavovou životnost, protože působí jako iniciační místo pro únavové poškození. Na obrázku 2.7 jsou zachyceny dvě vrstvy vytvořené pomocí procesu SLM. Lze pozorovat oddělení mezi těmito vrstvami, což je způsobeno vadou LOF a neroztavenou částicí prášku. Přítomnost neroztavených částic může vést k výraznému snížení pevnosti součásti. Pórovitost vzniká z počáteční kontaminace práškem, zachycených plynových bublin a LOF. Tato vada způsobuje různé trhliny na povrchu a v podpovrchových částech. [23]



Obr. 2.7 Mikrografie s vadou LOF a neroztavenou částicí. Upraveno z [23].

### 2.5.2 Plynné póry

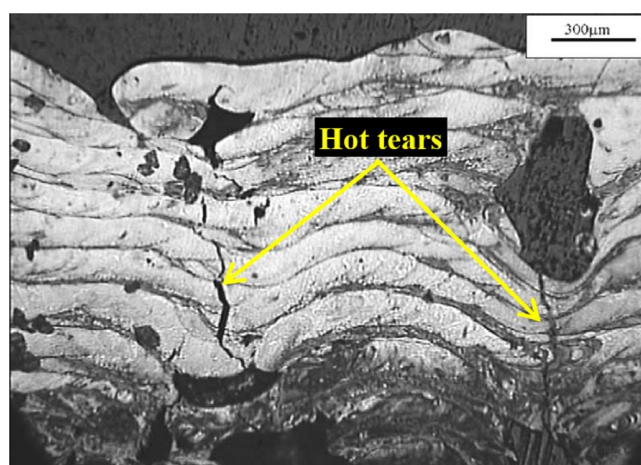
Během procesu dochází ke složitému tepelnému vývoji, který zahrnuje opakované tavení s vysokou energií, rychlé tuhnutí a směrový odvod tepla. Kvůli nízké laserové energii dochází k nedostatečnému tavení nebo dokonce k vytvoření jevu kuličkování (balling). Naopak při příliš vysoké energii dochází ke vzniku pórů obklopených plynem. Z důvodu vypařování materiálu mají póry sférický tvar, což lze detailněji charakterizovat pomocí 3D tomografie. V obou případech má výsledná součást sníženou hustotu. Na obrázku 2.8 a) je vidět přítomnost ostrých protáhlých pórů připomínajících trhliny. Naopak pro vyšší rozsah energie jsou vytvářeny kulaté póry (obr. 2.8 b)). Často jsou pak označovány jako tzv. „keyhole“ efekt (obr. 2.8 c)). Dále se vytvářejí i satelity, což převážně nastává, když částice prášku nemají dostatek času nebo tepla na to, aby pronikly do taveniny před jejím ztuhnutím. Vady, jako je porozita, výrazně ovlivňují únavovou životnost. Neroztavený prášek uvnitř pórů může zvýšit hustotu, ale může přispět k nižší pevnosti. Pokud se u vzorků z procesu SLM vyskytují plynné póry do 1 obj. %, tak zásadně neohrožují součást. Nicméně s nárůstem objemového zlomku pórů nad 5 % dochází k výraznému snížení tahových, únavových a tvrdostních vlastností. [23]



Obr. 2.8 Optická mikroskopická morfologie a) ostré trhliny pórů, b) sférické póry, c) geometrie tzv. „keyhole“ s póry ve slitině Ti-6Al-4V. Upraveno z [23].

### 2.5.3 Hot tears

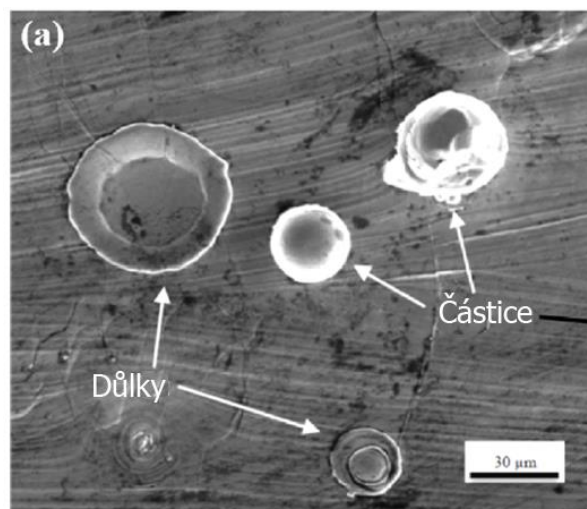
Důsledkem vysokých teplot a napětí se v materiálu vytvoří trhliny, tzv. „hot tears“. Hot tears se mohou vyskytovat v různých materiálech vyrobených pomocí SLM. Například v případě prášků z mědi a nástrojové oceli se během procesu SLM pevné fáze bohaté na měď tvoří na hranicích austenitických zrn během chlazení, což má za následek přítomnost hot tears, jak je znázorněno na obr. 2.9. Tyto trhliny jsou kritičtější při zvýšených teplotách a mohou představovat hrozbu během používání součástí. [23]



Obr. 2.9 Zobrazení hot tears v materiálu vyrobeném metodou SLM [23].

### 2.5.4 Drsnost povrchu

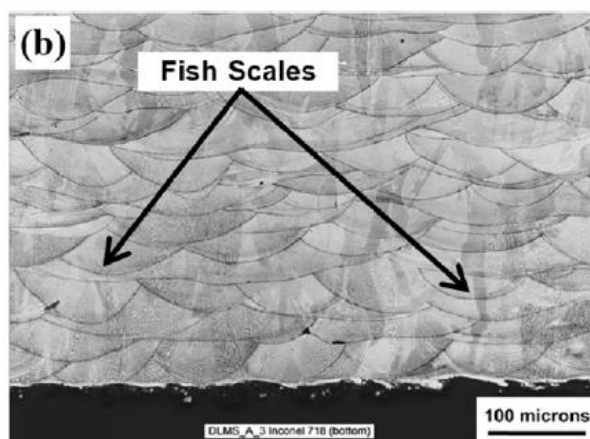
Se zvyšováním rychlosti skenování se velikost tavné lázně (melt pool) zmenšuje, ačkoliv vzdálenost mezi jednotlivými trajektoriemi tisku „hatch“ (částmi, které se tisknou najednou) zůstává konstantní. V důsledku snížení velikosti tavné lázně dochází k jejich menšímu překryvu, což vede ke zhoršení povrchové drsnosti. Na povrchu se navíc nacházejí částice, což způsobuje zvýšenou drsnost povrchu. Existenci hrubosti povrchu vytvořené při výrobě je možné změnit pomocí zvětšení překryvu mezi jednotlivými trajektoriemi tisku. Dané povrchové vady jsou znázorněny na obr. 2.10. [23]



Obr. 2.10 SEM snímek povrchu vzorku vyrobeného metodou SLM s vadami povrchu. Upraveno z [23].

### 2.5.5 Fish scale

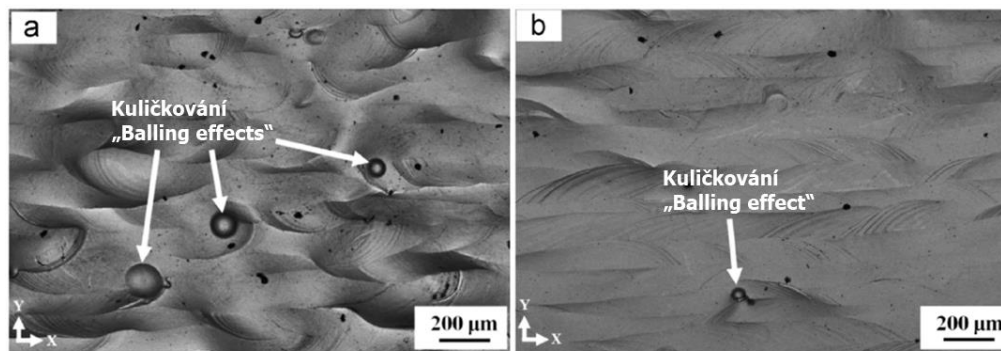
V produktech vyrobených metodou SLM existují vady, které jsou mikrostrukturní nespojitostí nazývanou Fish Scale. Fish Scales vznikají v důsledku koncentrace rozpuštěných látek během postupného tuhnutí jednotlivých vrstev prášků při procesu SLM. Jejich existenci způsobuje také tvorba precipitací a morfologie. Vady jsou vždy kolmé na směr tepelného toku. Tyto vady a vrstvy lze pozorovat také v různých procesech aditivní výroby. Vada se vyskytuje u dílů z materiálu Inconel 718 vytvořených metodou přímého laserového sinterování kovového prášku (DLMS), jak je znázorněno na obr. 2.11. Tyto rysy mohou být zodpovědné za delaminaci vrstev během praktického použití. [23]



Obr. 2.11 Vada Fish Scale zobrazená v materiálu Inconel 718 [23].

### 2.5.6 Kuličkování

Kuličkování (balling) je zvláštním jevem při použití technologie selektivního laserového tavení, kdy tavený kov vytváří kuličky kvůli nedostatečnému smáčení předchozí vrstvy a kvůli povrchovému napětí. Tento jev zabraňuje vytváření nepřerušovaných tavených linek, což má za následek vznik sférických vad. V závažnějších případech může zhoršit kvalitu materiálu v následujících vrstvách a způsobit problémy s procesem zejména u těch, které vystupují nad povrch práškového lože. V těchto případech dojde při tvorbě následující vrstvy prášku k jeho nehomogennímu vrstvení a vzniku dalších vad. Obr. 2.12 představuje kuličkový efekt na titanovém materiálu, vyrobený metodou SLM. [2,23]



Obr. 2.12 Kuličkový efekt v čistém titanu. Upraveno z [23].

Kuličkový efekt je možné významně snížit udržováním obsahu kyslíku na úrovni 0,1 % použitím kombinace vysokého laserového výkonu a nízké rychlosti skenování nebo aplikací opakovaného skenování laserem. Oxidová vrstva na předchozí vrstvě brání spojení mezi vrstvami a vede ke kuličkovému efektu, protože kapalné kovy obvykle nepokrývají oxidové filmy v nepřítomnosti chemické reakce. Spolu s tepelnými napětími vede špatné spojení mezi vrstvami také k delaminaci. Snížení obsahu kyslíku během procesu a zavedení opakované expozice laserem pro rozbití oxidových filmů jsou tedy způsoby, jak minimalizovat výskyt kuličkování. [21,23]

## 2.6 Výhody a nevýhody metody SLM a její použití

Výroba součástí postupným skládáním vrstev je velmi výhodná pro výrobu složitě tvarovaných součástí a tenkostěnných dílů. Velkou výhodou je i možnost vytvářet nové prototypy součástí nebo tisknout malé série na přání zákazníka. Metoda se velmi využívá pro výrobu prototypů pro automobilový průmysl, letectví nebo medicínu. [28]

Metoda SLM má několik výhod, což tuto metodu činí velmi atraktivní pro průmysl. Mezi hlavní výhody lze zahrnout [2,21]:

- výroba složitých tvarů a tenkostěnných součástí,
- široký rozsah materiálů,
- úspora prášku (po procesu lze prášek recyklovat, pokud je však zoxidován nebo kontaminován jinými prvky, tak jej nelze dál použít),
- vytváření prototypů před sériovou výrobou nebo malosériová výroba.

Přestože tato technologie přináší mnoho výhod, existují i nevýhody, na které je potřeba brát ohled [2,29]:

- počáteční náklady a náklady za interní plyny,
- omezující rozměry vyráběných dílů,
- potřeba podpůrných struktur,
- kvalita povrchu,
- anizotropie mechanických vlastností,
- vady v mikrostruktuře,
- pro zlepšení vlastností je potřeba provést povrchové úpravy, případně provést tepelné zpracování,
- časově náročná optimalizace procesních parametrů,
- problém u materiálů vykazujících špatnou teplotní vodivost, což má za následek vysokou úroveň vnitřních pnutí vedoucí k tvorbě trhlin, typicky u Al-Cu slitiny.

SLM nachází široké využití v různých odvětvích a aplikacích díky své unikátní schopnosti vytvářet složité geometrické součásti. Velké využití má v biomedicíně, kde se využívají vyrobené prototypy implantátů a náhrad individualizované pro daného pacienta. Další velké využití můžeme najít v leteckém průmyslu, automobilovém průmyslu. Celkově lze říci, že se tato technologie hodí do všech odvětví, kde je klíčová potřeba vytvářet tvarově složité součásti. [22,29]

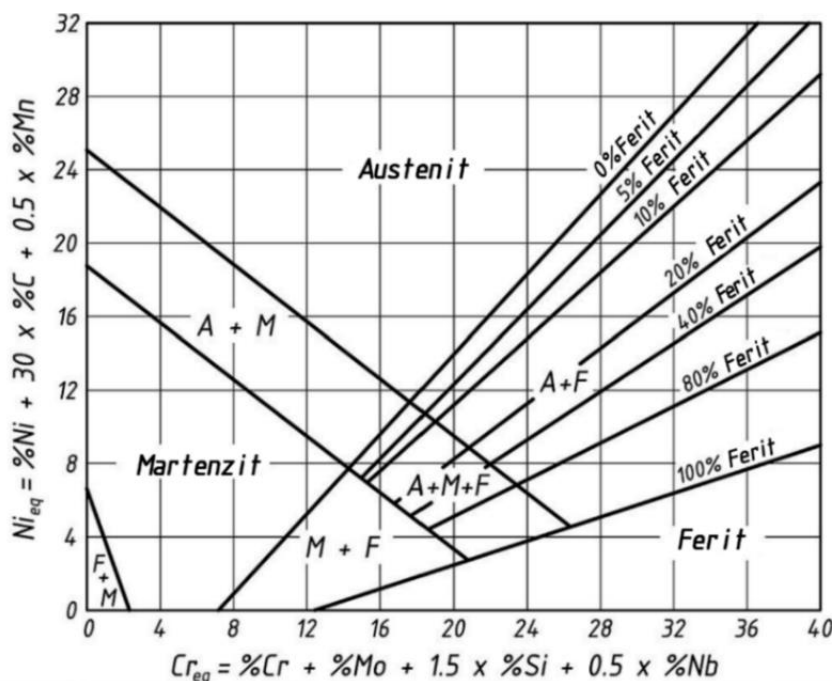
### 3. KOROZIVZDORNÉ OCELI

Korozivzdorné oceli, známé též jako nerezové oceli, sice nejsou zcela imunní vůči chemické a elektrochemické korozi, nicméně přidáním legujících prvků dosahují vysoké odolnosti vůči těmto procesům. Tyto vlastnosti získávají především díky zvýšenému obsahu chromu, niklu, manganu a dalších přísadových prvků, čímž se řadí mezi vysokolegované oceli. [30,31]

Korozivzdorné oceli, ale i reaktivnější materiály se vyznačují schopností odolávat korozi díky tvorbě pasivační vrstvy, která na povrchu vytváří ušlechtilý tenký oxidický film, chránící materiál před korozivními vlivy prostředí. Pokud jsou však vystaveny extrémně korozivnímu prostředí, může dojít k jejich korozi i přes jejich zvýšenou odolnost. [30,31]

Mezi základními prvky těchto ocelí jsou železo a uhlík a dále velké množství přísadových prvků. Tyto legující prvky mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti oceli, například chrom má vliv nejen na pasivaci oceli, ale také ovlivňuje fázové složení slitiny, tím že potlačuje vznik austenitické fáze. Podle normy EN 10088-1 by korozivzdorná ocel měla obsahovat alespoň 10,5 % chromu a ne více než 1,20 % uhlíku. Důležité je zmínit, že minimální obsah chromu musí být volně rozpuštěný v tuhém roztoku a nesmí být vázán například na karbidy. V tomto případě by se chrom nemohl podílet na tvorbě ochranné pasivační vrstvy. Další přísadové prvky mají také vliv na strukturu, mechanické vlastnosti i korozní odolnost oceli. Lze je rozdělit na austenitotvorné prvky a na feritotvorné prvky. Mezi austenitotvorné prvky patří nikl, uhlík, mangan, dusík a měď. Tyto prvky rozšiřují oblast austenitu. V případě většího množství Ni či Mn může být austenitická oblast rozšířena tak, že zasahuje hluboko do nízkých teplot. Naopak prvky jako chrom, titan, hliník, molybden umožňují stabilizovat a rozšiřovat oblast feritu. [30,31,32]

Chemické složení (podíl austenitotvorných a feritotvorných prvků) tedy ovlivňuje strukturu vysokolegovaných ocelí. Oceli se podle toho dělí na austenitické, feritické, martenzitické a duplexní. Pro zobrazení, jaký mají vliv legující prvky na mikrostrukturu korozivzdorné oceli, se používá Schaeffler-Delongův diagram (obr. 3.1). [32]



Obr. 3.1 Schaeffler-Delongův diagram. Upraveno z [32].

Pomocí chemického složení oceli lze určit ekvivalentní obsah chromu, který zastupuje feritotvorné prvky, a zároveň lze zjistit ekvivalentní obsah niklu, zastupující austenitotvorné prvky.

Pro tyto ekvivalentní obsahy pak platí rovnice [32]:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \quad (3.1)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \quad (3.2)$$

Pomocí těchto ekvivalentů lze zjistit souřadnice v Schaeffler-Delongově diagramu a tím určit, o jakou strukturu se jedná. Pokud by se v oceli vyskytoval dusík, tak musí být rovnice (3.1) a (3.2) upraveny, jelikož dusík patří mezi austenitotvorné prvky. V odborné literatuře lze nalézt několik druhů diagramů s mírně odlišnými ekvivalenty, fázovými limity nebo obecným uspořádáním. [32,33]

### 3.1 Austenitické korozivzdorné oceli

Hlavními legujícími prvky austenitických ocelí jsou chrom 18–20 %, mangan 1–2 %, nikl 8–11 % a dusík. Pro zvýšení pevnosti a odolnosti vůči korozi se využívá legující prvek molybden. Molybden ale patří mezi feritotvorné prvky, a musí se tedy počítat s tím, že ovlivní výslednou strukturu. Mezi další legující prvky patří titan, niob a vanad, které se používají převážně pro stabilizaci oceli a také ke zlepšení pevnostních vlastností za vysokých teplot. Při vysokém množství mohou mít negativní vliv na creepovou odolnost<sup>5</sup>. Na celkovou životnost materiálu za vysokých teplot a také pro lepší zpevnění tuhé fáze se používá dusík. [31,34,35]

Důležité je poznamenat, že nesmí dojít k vysoké koncentraci uhlíku, jelikož by došlo k vytváření karbidů chromu na hranicích zrn. Vznikem těchto karbidů dochází k ochuzení chromu v okolí karbidu a to způsobuje pokles pasivace. Pokles pasivace má za následek mezikrystalovou korozi na hranicích zrn. Stabilizací austenitické oceli pomocí prvků jako titan (Ti) nebo niob (Nb) se dosáhne toho, že uhlík se začne vázat s těmito prvky a vytvoří karbidy. Naopak v nestabilizované oceli se tyto prvky nepoužijí a tím se zvýší riziko tvorby karbidů chromu, čímž se ocel stává náchylnější k mezikrystalové korozi. [30,31]

Nejčastěji se používají dva druhy ocelí, a sice chrom-niklové a chrom-manganové. Jak už vyplývá z názvu, tak u chrom-manganových ocelí je nikl nahrazen manganem. Mangan je v porovnání s niklem levnější, má však také vliv na zhoršení odolnosti vůči korozi. Pro stabilitu austenitu se přidávají prvky, jako je dusík a měď. Výhodou těchto ocelí je, že jsou dobře svařitelné a mají přijatelné chemické vlastnosti. [34]

Oproti ostatním druhům korozivzdorných ocelí má austenitická ocel krystalovou mřížku typu FCC. Díky tomu má dobrou tažnost i za nízkých teplot, je dobře svařitelná a má vysokou houževnatost. Důležité je také poznamenat, že tyto oceli jsou méně odolné vůči cyklické oxidaci než feritické oceli, protože jejich větší koeficient tepelné roztažnosti způsobuje možné odlupování ochranného oxidového povlaku. Navíc pokud odolnost austenitické korozivzdorné oceli není dostatečná pro aplikaci v konkrétním prostředí, může dojít ke koroznímu praskání pod napětím. Díky austenitu ve struktuře jsou tyto oceli nemagnetické, ale pokud se ve struktuře vyskytne ferit (přibližně 10 %), tak se ocel stane magnetickou, ale zároveň zřehne. [31,33]

---

<sup>5</sup> Creepová odolnost je schopnost materiálu odolávat dlouhodobé deformaci při konstantním napětí a zvýšených teplotách [31].

Austenitické oceli jsou velmi významná skupina materiálů, které mají obrovské uplatnění v průmyslu. Mezi hlavní odvětví, kde se vyskytují tyto oceli, patří automobilový, energetický, chemický a stavebnický průmysl. Toto široké spektrum uplatnění je díky vynikající odolnosti vůči korozi, dobré pevnosti a kvalitnímu zpevnění. [36]

### 3.2 Feritické korozivzdorné oceli

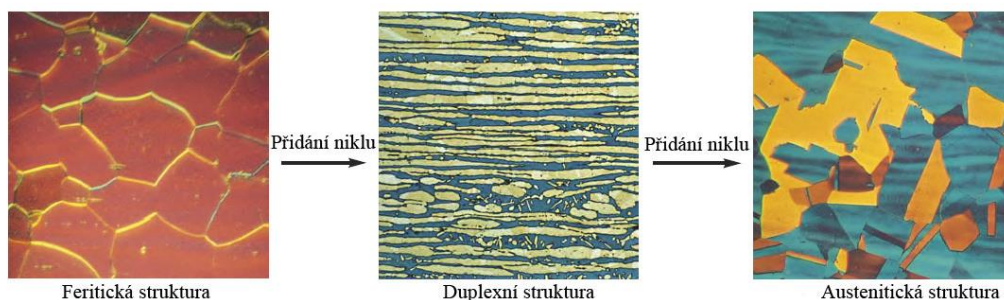
Feritické oceli obsahují 17–30 % chromu a 0,08 % uhlíku. Při větším množství uhlíku dojde k tvorbě karbidů, které mají nežádoucí vliv na strukturu (stejně jak u austenitických ocelí). Chrom je feritotvorný prvek a tím zvětšuje oblast feritu ve struktuře. Pokud dojde ke snížení chromu, může dojít ke tvorbě austenitické struktury a při velkém poklesu dojde k vyloučení vysokoteplotního austenitu, který se při kalení přemění na martenzit a může tak vzniknout feriticko-martenzitická struktura. Díky velmi nízkému nebo také žádnému obsahu niklu se jedná o levnější typ korozivzdorných ocelí. Výhodou feritických ocelí je jejich vysoká odolnost vůči koroznímu praskání způsobenému chloridy. Oceli se dále vyznačují dobrou tažností a vysokou odolností vůči zvýšeným teplotám a jsou magnetické. Také spadají do skupiny žáruvzdorných ocelí, a to díky malým objemovým tepelným změnám. Mezi nevýhody těchto ocelí patří, že jsou málo plastické a mají nízkou pevnost a dále u nich dochází ke zkřehnutí při určitých teplotách. [30,31,37]

### 3.3 Martenzitické korozivzdorné oceli

Tyto oceli obsahují až 1,2 % uhlíku a chrom v rozmezí 11,5–18 %. Díky takovému chemickému složení dosahuje ocel martenzitické struktury. Pomocí chromu lze dosáhnout martenzitu i při kalení na vzduchu, jelikož chrom snižuje kritickou rychlost ochlazování. Martenzitická struktura vykazuje vysokou tvrdost a pevnost, ale zároveň je velmi křehká a má nižší odolnost vůči korozi. Vlastnosti těchto ocelí lze ovlivnit přidáním legujících prvků, jako je například nikl, nebo tepelným zpracováním. Tepelným zpracováním lze dosáhnout lepších pevnostních hodnot. Oceli tohoto druhu jsou zároveň feromagnetické. [30,34]

### 3.4 Duplexní korozivzdorné oceli

Jedná se o dvoufázové oceli, které jsou kombinací výše zmíněných druhů. Mezi nejznámější patří austeniticko-feritické, feriticko-martenzitické oceli. Austeniticko-feritické oceli obsahují převážně chrom 20–30 %, nikl 5 % a molybden. Vliv niklu na strukturu je zobrazen na obr. 3.2.



**Obr. 3.2** Změna mikrostruktury nerezové oceli v důsledku zvyšujícího se obsahu niklu. Upraveno z [37].

Kombinací austenitické a feritické struktury se dosahuje velmi kvalitních vlastností. Mezi nejlepší vlastnosti těchto ocelí patří vysoká houževnatost, dále dosahují vysoké meze kluzu a jsou dobře obrobitelné. Nevýhodou těchto ocelí je, že nejsou vhodné pro používání ve vyšších teplotách, jelikož mají sklon ke zkřehnutí. Jsou také dobře svařitelné, ale s tepelně ovlivněnou zónou jsou spojeny problémy typu ztráty korozní odolnosti, pokles houževnatosti anebo praskání po svařování. [30,31,34]

## PRAKTICKÁ ČÁST

### 4. EXPERIMENT

Experiment bakalářské práce je zaměřen na porovnání dvou odlišných technologií zpracování a jejich vliv na vlastnosti korozivzdorné austenitické oceli AISI 304L. U obou technologií byl použit stejný vstupní materiál v podobě jemného materiálu prášku. Bylo studováno celkem šest vzorků a vstupní materiál v podobě prášku. Tři vzorky byly vyrobeny metodou Cold Spray a zbylé tři metodou SLM. Jak u metody Cold Spray, tak i u metody SLM byly dva vzorky vyrobeny při různých procesních parametrech a jeden vzorek byl tepelně upraven. V případě CS byl vzorek po nastříkání oddělen od substrátu a tepelně zpracován na teplotě 900 °C. U metody SLM byl využit re-melting (opakované přetavení vytvořené vrstvy materiálu). U každého vzorku byla provedena strukturní analýza pomocí světelné mikroskopie (SM) a skenovací elektronové mikroskopie (SEM), bylo hodnoceno chemické složení pomocí energiové spektroskopie (EDS), hodnocena pórovitost pomocí obrazové analýzy (OA), měřena mikrotvrdost a pevnost v ohybu. Výsledky pak byly porovnány mezi sebou a s dostupnou literaturou. V následujících podkapitolách jsou popsány jednotlivé kroky experimentu.

#### 4.1 Vlastnosti použitého materiálu

V rámci experimentu byl použit materiál AISI 304L. Jedná se o nestabilizovanou austenitickou ocel, její ekvivalent odpovídá oceli 17 249 nebo oceli dle evropského značení 1.4307 (také označována jako X2CrNi18-9). Společně s ocelí 316L se jedná o velmi využívané austenitické korozivzdorné oceli. Jak již bylo zmíněno v podkapitole 3.1, jedná se o dobře svařitelnou ocel, která je nemagnetická a má dobrou odolnost vůči slabým kyselinám. Podle EN normy by měl mít materiál maximálně tvrdost 215 HB při tloušťce  $160 \text{ mm} \leq t \leq 250 \text{ mm}$ . Tato tvrdost při použití převodových tabulek odpovídá 224 HV. Dále je doporučeno provést rozpouštěcí žihání v teplotním intervalu 1000–1100 °C, přičemž by se ochlazovalo na vzduchu nebo ve vodě. V případě tepelného zpracování po svařování je doporučená teplota výdrže 900–940 °C, s ochlazením na vzduchu. Tato ocel obsahuje několik legujících prvků, které jsou zobrazeny v tab. 1.

Materiál AISI 304L byl použit ve formě prášku, který byl vyroben atomizací plynem. Použitý plyn v tomto případě byl dusík. Prášek byl vyroben firmou Sandvik Osprey. Velikost částic prášku byla v rozmezí  $-45 \text{ } \mu\text{m} +15 \text{ } \mu\text{m}$ . Dle výrobce se jedná o 99,8 % částic, zbylých 0,2 % částic spadá do velikosti  $-45 \text{ } \mu\text{m}$ . Při určování velikosti částic se použila laserová difrakce a velikost prášku se rovnala:  $d_{10} = 28,7 \text{ } \mu\text{m}$ ,  $d_{50} = 40,5 \text{ } \mu\text{m}$ ,  $d_{90} = 55,5 \text{ } \mu\text{m}$ . Chemické složení prášku od firmy Sandvik je zobrazeno v tab. 4.1.

Tab. 4.1 Chemické složení použitého materiálu

Chemické složení [hm. %] dle Norma EN								
Cr	Ni	Mn	Si	N	P	C	S	Fe
17,5–19,5	8,0–10,5	max 2,0	max 1,00	max 0,11	max 0,045	max 0,03	max 0,015	Bal.
Chemické složení [hm. %] dle Sandvik Osprey								
Cr	Ni	Mn	Si	N	P	C	S	Fe
18,7	8,3	1,5	0,73	0,14	0,023	0,02	0,006	Bal.

Z tabulky lze vyčíst, že použitý prášek splňoval dané limity dle normy. Avšak hodnota dusíku byla o něco vyšší, to může být způsobeno atomizací za pomoci dusíku. Použitý prášek je zobrazen na obr. 4.1.



Obr. 4.1 Metalurgický výbrus použitého prášku, SM.

## 4.2 Parametry výroby vzorků

### Cold Spray

K výrobě vzorků metodou Cold Spray bylo využito vysokotlaké zařízení od firmy Impact Innovations GmbH. Nástřik byl prováděn na hliníkový substrát (slitina EN AW-2618+T6), který byl předehřátý na 200 °C. Jako nosný plyn byl použit dusík. Tryska se pohybovala rychlostí 400 mm/s a byla vzdálena 30 mm od povrchu substrátu. Při tomto pohybu byla použita zig-zag trajektorie s mezerou (rozteč) 1 mm mezi jednotlivými liniemi. Tryska vytvořila 40 vrstev, což odpovídá 40 přejezdům. Tloušťka povlaku byla cca 6 mm. Na obr. 4.2 je uvedeno zařízení, kterým se provedlo nanášení povlaku.



Obr. 4.2 Zařízení na výrobu CS povlaku.

Byly vytvořeny dva různé povlaky, o jiných parametrech nástřiku. Jeden povlak byl následně rozdělen na dvě části, přičemž jedna část podstoupila tepelné zpracování. Vzorek byl tepelně zpracován při hodinové výdrží na zvolené teplotě 900 °C v kanthalové peci. Následně byl vyjmut z pece a ochlazen na vzduchu. Použité procesní parametry a tepelná historie jsou zobrazeny v tab. 4.2.

**Tab. 4.2** Použité procesní parametry u metody CS a tepelné zpracování vzorku.

Označení vzorků	CS 45	CS 50	CS 50 HT
Tlak procesního plynu [bar]	45	50	50
Teplota procesního plynu [°C]	950	1000	1000
Teplota tepelného zpracování [°C]	–	–	900

### Selective laser melting

Vzorky vyrobené metodou SLM byly zpracovány na zařízení SLM 280 HL od firmy SLM Solution Group AG. Zařízení je složeno z Yb-fiber laseru, který dosahuje výkonu 220 W. Komora, ve které celý proces probíhal, byla napuštěna dusíkem. Pracovní deska, na které je nanesen prášek byla předehřáta na 100 °C. Rychlost skenování byla 1200 mm/s a tloušťka jedné vrstvy prášku odpovídala 50 µm. Celkové zařízení je představeno na obr. 4.3.



**Obr. 4.3** Přístroj SLM 280 HL.

V rámci této práce byly studovány tři vzorky. Všechny byly vyrobeny stejnou strategií tisku, a sice kontinuální trajektorií s rotací 66° (viz obr. 2.6 a), kde hlavní rozdíl je ve vzdálenosti mezi návary (v přeneseném slova smyslu je to vzdálenost mezi svarovými housenkami), viz tab. 4.3. Třetí vzorek byl vyroben stejnou strategií tisku s tím, že po skenování každé vrstvy byl navíc připojen krok re-melting (viz obr. 2.6 e), který byl otočen od 90° od původního směru. Takto byla upravena každá vrstva. Jak již bylo zmíněno v podkapitole 2.4.2, jedná se o druhý přejezd laseru, při kterém dojde k opětovnému natavení s cílem odstranit defekty ve struktuře. Daný vzorek je označen jako R50 (re-melting). Jednotlivé parametry procesu jsou zobrazeny v tab. 4.3.

**Tab. 4.3** Parametry jednotlivých vzorků vyrobených metodou SLM.

Označení vzorků	SLM H70	SLM H50	SLM R50
Vzdálenost mezi návary [ $\mu\text{m}$ ]	70	50	50
Strategie skenování	Skenování po vrstvách, rotace o $66^\circ$		
	–		re-melting

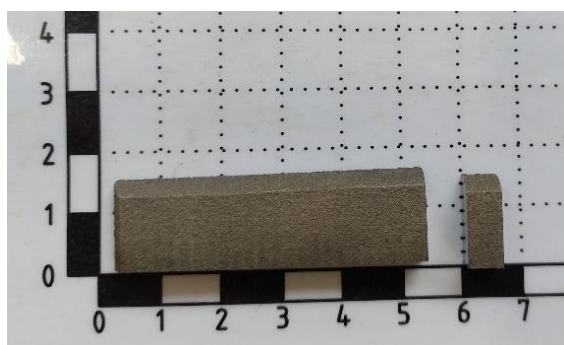
### 4.3 Metalografická příprava vzorku

Jednotlivé materiály byly pro lepší manipulaci rozříznuty na menší dílky. Materiál byl rozdělen na metalografické pile ATM Brillant 220 (obr 4.4). Při řezání byl materiál chlazen vodou, aby nedošlo k tepelnému ovlivnění vzorku. Kotouč se otáčel rychlostí 4000 otáček za minutu a rychlost posuvu byla 0,04 m/s.

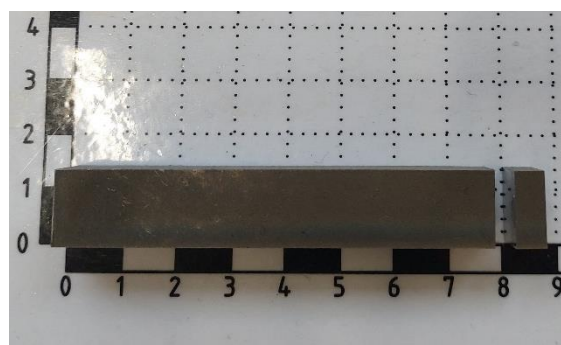


**Obr. 4.4** Metalografická pila ATM Brillant 220.

Na obr. 4.5 a obr. 4.6 lze vidět, jak byl vzorek materiálu rozdělen. V případě vzorku z CS byl proveden řez ve směru, ve kterém se pohybovala tryska.



**Obr. 4.5** Cold Spray vzorek.



**Obr. 4.6** SLM vzorek.

Po rozdělení následovalo zalisování vzorků za tepla, které se provedlo na metalografickém lisu ATM Opal Xpress (obr. 4.7). Každý vzorek byl zvlášť uložen do lisu, kde byl nejdříve zasypan práškem Multifast Green a následně práškem Dentacryl. Poté proběhlo stlačení na tlak 250 barů s výdrží 10 minut na teplotě  $180^\circ\text{C}$ . Vlivem velkého tlaku a teploty se směs prášku roztavila a zalila tak vzorek. Po uběhnutí daného času došlo k pozvolnému ochlazení, které trvalo 4 minuty. Výsledkem zalisování byly malé válečky s jednotlivými vzorky na povrchu. Zalisovalo se celkem šest vzorků a k tomu se zalisovalo i vstupní prášek.



**Obr. 4.7** Lisovací zařízení ATM Opal Xpress.

Takto připravené vzorky byly broušeny a mechanicky leštěny na brusném přístroji Struers LaboForce-50 (obr. 4.8). Vzorky byly broušeny pomocí brusných papírů. Byly použity papíry od nejhrubších až po nejjemnější v tomto pořadí 320, 500, 800, 1200 dle Fepa a P2400, P4000 dle European. Každé broušení trvalo 1,5 minuty při 200 otáčkách/min a vzorky byly chlazeny vodou. Při výměně brusného papíru byly jednotlivé vzorky a unášecí disk umyty pod vodou a usušeny, a sice proto, aby se odstranila hrubší abrazivní zrna materiálu a nedostala se na jemnější brusný papír. Cílem operace bylo dosáhnout rovného povrchu vzorku tak, aby zde bylo co nejméně nerovností a škrábanců (rýh).



**Obr. 4.8** Přístroj Struers LaboForce-50 na broušení a leštění vzorků.

Po broušení následovalo již zmíněné mechanické leštění. Tato operace byla provedena na stejném přístroji jako předchozí operace, ale brusný papír je zde vyměněn a místo něj je použito plátno. Na měkké plátno byla aplikována jemná diamantová pasta D3 (velikost částic 3  $\mu\text{m}$ ). Při leštění byl použit ethanol jako smáčedlo, aby nedocházelo ke tření. Celý proces trval 3 minuty. Po vyleštění byly vzorky umyty ethanolem a použito se nové plátno s jemnější diamantovou pastou D0.7 s velikostí částic 0,7  $\mu\text{m}$ . Celý proces se poté opakovat a trval také 3 minuty. Po této přípravě byly výbrusy připraveny na analýzu pórovitosti a měření mikrotvrdosti.

Pro strukturní analýzu pomocí světelné a elektronové mikroskopie byly tyto vzorky následně mechanicko-chemicky leštěny za pomoci OP-S-Suspension. Jedná se o suspenzi s oxidy (o velikosti řádu  $\mu\text{m}$ ) na leštění, které se používá na dokončovací leštění. Poslední proces leštění trval 5 minut a další 3 minuty byly výbrusy vymývány vodou.

Pro zviditelnění struktury jednotlivých vzorků bylo dále provedeno chemické leptání. Při leptání bylo použito leptadlo Vilella-Bain. Jedná se o směs kyseliny pikrové 0,6 obj. %, kyseliny chlorovodíkové 5,0 obj. % a ethanolu 94,5 obj. %. Po namočení vzorku do leptadla se vzorek umyl ethanolem a vysušil. Tato operace se prováděla několikrát, dokud na SM nebyla viditelná jemná struktura vzorku (u vzorku z CS se jednalo o zviditelnění splatek).

## 4.4 Mikroskopie

### Světelná mikroskopie a obrazová analýza

Vzorky byly nejprve sledovány na světelném mikroskopu značky Olympus GX 51 (obr. 4.9). Zde byly pozorovány zejména z důvodu ověření kvality připravené struktury. Na mikroskopu ZEISS (obr. 4.10) byly pak vzorky ve stavu po mechanickém leštění pozorovány ve světlém poli za účelem zjištění pórovitosti. Při pozorování se sledoval světlý povrch vzorku, ten je způsoben tím, že se paprsky světla odrážejí kolmo od vzorku a světlo tak dopadá přímo na objektiv. Tmavší povrch je pak způsoben různými nerovnostmi či vadami na povrchu, které světlo odráží pod určitými úhly. Za pomoci mikroskopu ZEISS byly pořízeny fotografie jednotlivých struktur. Digitální fotografie pak byly analyzovány pomocí obrazové analýzy. Pokud by se použily fotografie struktur po leptání či mechanicko-chemického leštění, byly by výsledky zkreslené.



Obr. 4.9 Světelný mikroskop Olympus GX 51.



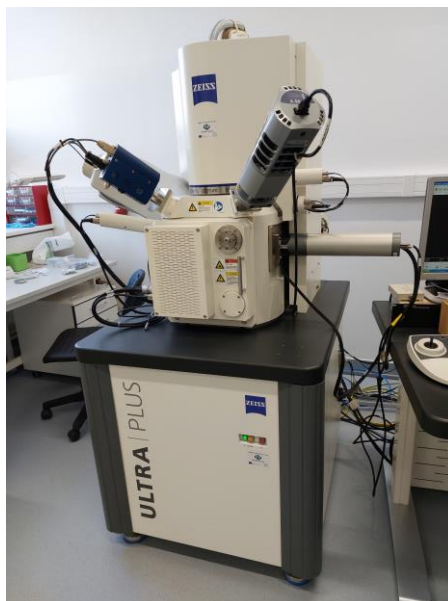
Obr. 4.10 Světelný mikroskop ZEISS.

Na zpracování obrazu byl použit program Olympus stream motion. Měření probíhalo na snímcích, které byly pořízeny při objektivovém zvětšení 10x. Nejednalo se však o celý snímek vzorku, ale o jednotlivé části vzorku. Každý snímek byl ohraničen do určité oblasti, ve které se následně zjišťovalo množství pórů, jejich procentuální množství na naměřenou plochu a velikost největšího póru. Pokud se na vzorku vyskytoval pór, byl viditelně tmavší než oblast bez něj a program vyhodnotil, že se jedná o pór. Při vyhodnocování velikosti póru byla použita metoda „Equivalent circle diameter“. Jedná se o metodu, kdy je plocha póru ekvivalentně převedena na plochu kruhu. Z každého snímku byla zjištěna data, která jsou porovnána v dalších kapitolách.

### Skenovací elektronová mikroskopie a analýza chemického složení

Vzorky byly pozorovány na skenovacím elektronovém mikroskopu značky ZEISS ULTRA PLUS (obr. 4.11). Kromě pozorování byla provedena i analýza chemického složení vzorků. Kromě samostatných oblastí vzorků bylo pozorováno chemické složení částic ve vzorcích. Metodou jsme zjistili, jaké prvky a v jakém množství se nacházejí ve vzorcích. Kromě množství daného prvku lze zjistit i jeho atomové zastoupení. Při tomto pozorování byla využita

metoda EDS (energiově disperzní spektrometrie). Tato metoda je také omezena tím, že nedokáže rozpoznat prvky s nižším protonovým číslem, než je pět [38].



Obr. 4.11 Skenovací elektronový mikroskop ZEISS UTLRA PLUS.

## 4.5 Mikrotvrdość

Jednotlivé vzorky byly vyhodnocovány na mikrotvrdoměru, kde se zjišťovala jejich mikrotvrdość. Tvrdość je popsána jako odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa do povrchu. Měření tvrdości můžeme rozdělit do několika částí, například podle principu zkoušky (vrypová, odrazová, vtisková metoda), podle využití deformace (plastická nebo elastická deformace), podle rychlosti působení zatěžovací síly (statická nebo dynamická metoda) a podle velikosti zatěžovací síly (makrotvrdość anebo mikrotvrdość).

Při měření vzorků byla využita vtisková metoda, a to zkouška tvrdości podle Vickerse. U zkoušky dochází k plastické deformaci zkoušeného materiálu se staticky působící silou na vzorek. Jako indentor (tělísko, které je vtlačováno do vzorku) je použit čtyřboký diamantový jehlan s vrcholovým úhlem  $136^\circ$ . Indentor je vtlačen do materiálu určitou silou a také po určité době. Na povrchu měřeného materiálu vznikne vtisk čtvercového tvaru. Tvrdość je následně vyhodnocena podle délek uhlopříček vzniklého čtverce (plastická deformace). Na rozdíl od Vickersovy zkoušky makrotvrdości, při které je použita větší zátěžná síla, má mikrotvrdość tendenci být ovlivněna velikostí zátěže a hloubkou vtisku. Tento jev, známý jako ISE (Indentation Size Effect), nastává při nižších zátěžích. Když se odlehčí indentor, elastická deformace způsobí, že se velikost vtisku zmenší. Při zkouškách makrotvrdości jsou vtisky větší, takže změna způsobená elastickou deformací je zanedbatelná. Naopak při testech s malými zatíženími jsou vtisky malé a elastická deformace způsobuje relativně výrazné zmenšení ve srovnání s celkovou velikostí vtisku. [39]

Měření mikrotvrdości se provedlo na tvrdoměru od firmy Qness (obr. 4.12). Mikrotvrdoměr byl obsluhován pomocí počítače, ke kterému byl připojen. Jak bylo zmíněno výše, byla použita metoda podle Vickerse se zatížením HV 0,05. Takto nízká hodnota zatížení byla zvolena pro všechny vzorky stejná, aby byla měření mezi sebou snadno porovnatelná, a byla zvolena kvůli tomu, aby vtisk nebyl příliš velký u vzorku se vstupním práškem. Jeden vtisk se vešel do jedné částice. Aby byla zkouška validní, musel být vtisk v porovnání s částicí prášku dostatečně malý. U ostatních vzorků bylo provedeno několik vpichů v jedné řadě, přičemž tvr-

dost se měřila vždy od povrchu vzorku směrem k rozhraní (v případě CS) nebo směrem k podložce (v případě SLM). Vzdálenost prvního vtisku od okraje a zároveň vzdálenost jednotlivých vpichů byla 0,15 mm. Hodnota HV 0,05 odpovídá zatěžovací síle 0,49 N (0,05 kgf). Tím, že byla využita síla menší než 0,9807 N, se jedná o měření mikrotvrdomosti. Zatížení vzorku trvalo přibližně 12 sekund. Byly změřeny všechny vzorky včetně vzorku s práškem a výsledné hodnoty byly dále vyhodnoceny.



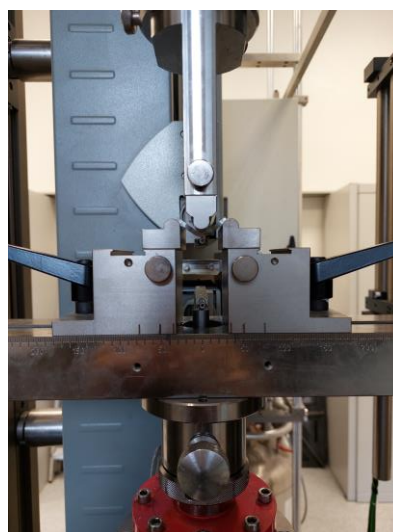
Obr. 4.12 Tvrdoměr Qness.

#### 4.6 Pevnost v ohybu

Zkouška se prováděla na stroji ZWICK/ROELL Z250 (obr. 4.13). Bylo provedeno celkem osmnáct zkoušek, kdy od každého stavu materiálu byla vyrobena tři zkušební tělesa pomocí elektrojiskrového řezání s následným broušením. Zkušební tělesa byla ve tvaru hranolu o rozměrech 3 x 4 mm a délce 35 mm. Průměr zátěžného trnu byl 10 mm a stejný průměr měly i podpurné válečky, které byly od sebe vzdáleny 30 mm. Zatěžování bylo prováděno rychlostí 2 mm/min s předběžným zatížením 5 N. Během zkoušky byl měřen průhyb senzorem, který byl umístěn k tahové straně zkušebního vzorku. Zatížení trvalo do doby, dokud nedošlo k průhybu 10 mm. Poté co se této hodnoty docílilo, došlo k zastavení zkoušky. Z toho plyne, že ne vždy došlo k lomu. Na obr. 4.14 je zkušební těleso zatěžováno tříbodovým ohybem.



Obr. 4.13 Zařízení pro zkoušku v ohybu ZWICK/ROELL Z250.



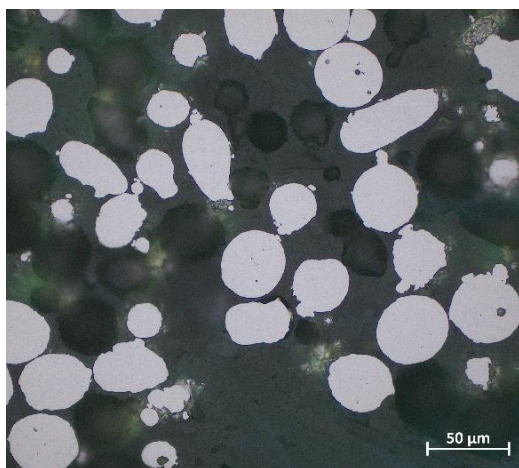
Obr. 4.14 Tříbodové zatěžování zkušebního tělesa.

## 5. VÝSLEDKY

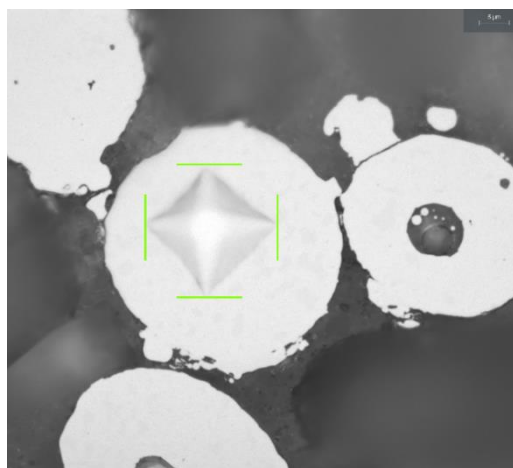
### 5.1 Prášek

Prášek byl analyzován pomocí metod světelné a elektronové mikroskopie. Byl pozorován tvar prášku, jeho rovnoměrnost, vady apod., viz obr. 5.1. Stanovení a kontrola velikosti částic v tomto případě nemohly být provedeny, jelikož pozorovaná plocha neprochází vždy středem částic prášku, ale třeba jen vrchlíkem. S tímto faktem tedy nelze přesně určit průměr kuliček. Nicméně většina částic je podobně velká, a to cca 50  $\mu\text{m}$ , viz obr. 5.1. Pro přesnější kontrolu velikosti částic je nejlepší použít laserovou difrakční analýzu, která byla výrobcem provedena, viz kap. 4.1. Výsledky jsou v souladu s našim pozorováním.

Co se týká morfologie prášku, prášek je převážně ve tvaru kuliček, ale vyskytují se zde i nepravidelné tvary. Kromě nepravidelných tvarů lze vidět i satelity na jednotlivých kuličkách prášku (obr 5.2). Ty mají negativní vliv na výsledné vlastnosti materiálu a jsou vidět ve struktuře povlaku pod mikroskopem (převážně ve formě splatů u metody CS). Nepravidelný tvar spolu se satelity má značný vliv na kinematiku částic u metody CS (viz kapitola 1.4). Kromě satelitů lze spatřit i malé částice v prášku, volně rozptýlené.



Obr. 5.1 Prášek pod SM.



Obr. 5.2 Měření mikrotvrdomosti prášku, SM.

Mikrotvrdomost prášku byla měřena na mikrotvrdoměru metodou dle Vickerse. Při měření bylo zapotřebí brát ohled na to, aby se vtisk nacházel co nejbliž ke středu kuličky. Jak bylo výše zmíněno, tak se měřilo při zatížení HV 0,05. Celkem bylo naměřeno pět hodnot, které jsou zapsány v tab. 5.1. V tabulce je dále uveden aritmetický průměr a směrodatná odchylka.

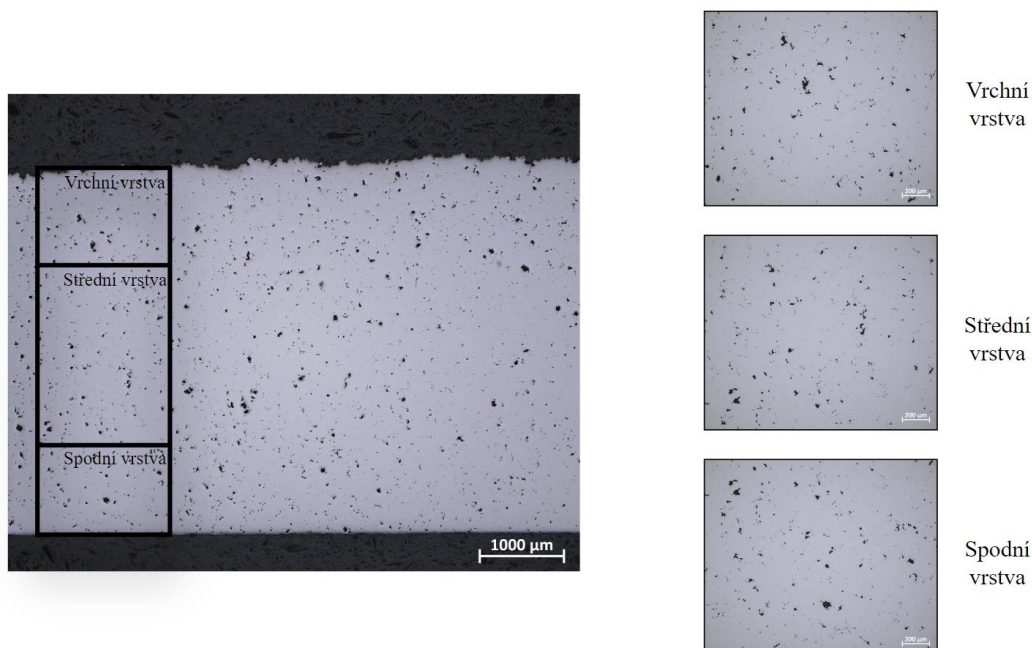
Tab. 5.1 Výsledky mikrotvrdomosti vstupního materiálu

Prášek	1.	2.	3.	4.	5.	$\bar{x}$	$\sigma$
HV 0,05	160	193	175	180	198	181	14

Z tabulky lze vyčíst že průměrná hodnota mikrotvrdomosti prášku byla 181 HV 0,05, což dle převodových tabulek odpovídá přibližně 171 HB. Tvrdomost tedy odpovídá materiálovému listu, kde je předepsaná tvrdost max. 250 HB pro profily tvářené za studena, po rozpouštěcím žihání. Celkově je toto měření ale méně přesné. Pět měření není dostatečný statistický celek. Měření tvrdosti může být také ovlivněno malým objemem materiálu (kulička). Směrodatná odchylka měření je však poměrně nízká.

## 5.2 Pórovitost

Pomocí obrazové analýzy byla na všech vzorcích určena pórovitost. Metoda měření byla popsána v kap. 4.4. Celý průřez vzorku byl rozdělen do 3 oblastí (obr. 5.3): vrchní vrstva (kte- rá je v blízkosti povrchu vzorku), střední vrstva (největší oblasti vzorku), spodní vrstva (v případě CS sousedí se substrátem a v případě SLM s podložkou). Pórovitost v každé oblasti byla stanovena pomocí obrazové analýzy za stejných podmínek, převedena na Equivalent circle diameter. Hodnoty v tab. 5.2 a v tab. 5.3 byly statisticky zpracovány z min. 12 zorných polí (při obj. zvětšení 10x). To odpovídalo cca 22,5 mm<sup>2</sup>, přičemž jeden snímek odpovídal cca 2 mm<sup>2</sup>.



Obr. 5.3 Rozdělení průřezu vzorku CS 45 na tři oblasti.

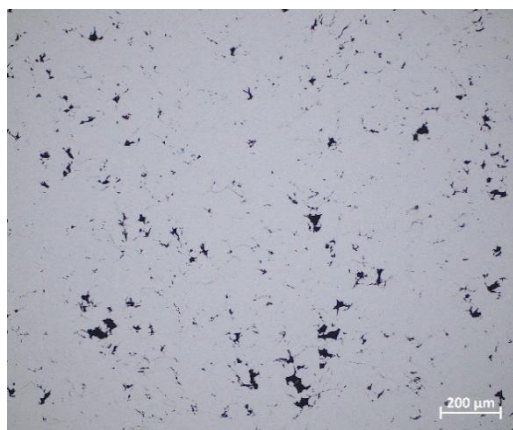
Tab. 5.2 Výsledky pórovitosti.

Pórovitost [%]	Vrchní vrstva	Střední vrstva	Spodní vrstva	Celková pórovitost vzorku
<b>CS 45</b>	0,94 ± 0,12	0,69 ± 0,18	0,77 ± 0,24	0,80 ± 0,21
<b>CS 50</b>	0,47 ± 0,02	0,60 ± 0,00	0,44 ± 0,12	0,48 ± 0,10
<b>CS 50 HT</b>	0,15 ± 0,03	0,21 ± 0,04	0,13 ± 0,05	0,17 ± 0,08
<b>SLM H70</b>	0,12 ± 0,10	0,23 ± 0,27	0,73 ± 0,82	0,28 ± 0,41
<b>SLM H50</b>	0,23 ± 0,31	0,74 ± 1,36	0,31 ± 0,29	0,64 ± 1,23
<b>SLM R50</b>	0,02 ± 0,02	0,02 ± 0,01	0,01 ± 0,01	0,02 ± 0,01

Metody Cold Spray a Selective Laser Melting se výrazně liší v úrovni pórovitosti výsledných materiálů. Z tab. 5.2 je patrné, že metoda CS obecně produkuje materiály s vyšší pórovitostí ve srovnání s metodou SLM. Celková pórovitost vzorků CS se pohybuje od 0,17 % do 0,80 %, zatímco vzorky SLM mají celkovou pórovitost v rozmezí od 0,02 % do 0,64 %. Vyšší pórovitost obvykle znamená nižší mechanické vlastnosti a vyšší náchylnost k iniciaci trhlin. Ve srovnání s metodou SLM je metoda CS značně horší, co se týče počtu pórů.

U metody CS je pórovitost ovlivněna různými procesními parametry. Vzorky CS 45 a CS 50 vykazují vyšší celkovou pórovitost (0,80 % a 0,48 %), zatímco vzorek CS 50 HT,

který prošel tepelným zpracováním, má výrazně nižší pórovitost 0,17 %. Tento pokles je pozitivní, protože snížená pórovitost zvyšuje pevnost a odolnost materiálu vůči trhlinám. Z obr. 5.4 a 5.5 je vidět porovnání pórovitosti s tepelně zpracovaným vzorkem a nezpracovaným vzorkem. Kromě tepelného zpracování vzorku mají na pórovitost vliv i vyšší tlak a teplota, jak je vidět z porovnání CS 45 a CS 50, kde je patrné, že vyšší procesní parametry jsou příznivější.



**Obr. 5.4** Pórovitost vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 10x.



**Obr. 5.5** Pórovitost vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 10x.

Metoda SLM obecně produkuje materiály s nižší pórovitostí než metoda CS. Vzorky SLM H70 a SLM H50 mají relativně vyšší celkovou pórovitost (0,28 % a 0,64 %), což může být způsobeno specifickým nastavením procesu, jako je vzdálenost mezi návary. Na druhé straně vzorek SLM R50, který prošel re-meltingem, vykazuje nejnižší pórovitost 0,02 %. Tento vzorek je atraktivní pro aplikace, kde je nízká pórovitost klíčová. Na obr. 5.6 a obr. 5.7 je vidět srovnání neupraveného vzorku a vzorku po re-meltingu.



**Obr. 5.6** Pórovitost vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 10x.



**Obr. 5.7** Pórovitost vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 10x.

Pórovitost se liší nejen mezi metodami, ale také mezi jednotlivými vrstvami materiálu. U vzorků vyrobených metodou CS je často největší pórovitost ve vrchních a středních vrstvách, kde dochází k nejmenšímu zhutnění materiálu, což odpovídá s literaturou [6] a s obr. 1.12 v této práci na případě nástřiku z titanové slitiny. U vzorků CS 45 a CS 50 se tato skutečnost potvrdila, s největší pórovitostí ve vrchních vrstvách. Tento problém lze však řešit odstraněním vrchní vrstvy dalšími operacemi. V případě vzorků vyrobených metodou SLM je pórovitost také variabilní, ale obecně nižší než u CS. Nejvyšší pórovitost u SLM vzorků se

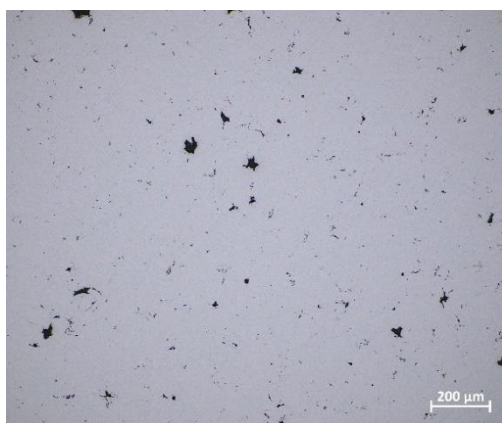
často nachází ve spodní vrstvě, což může být ovlivněno způsobem, jakým je materiál vrstven během procesu tavení.

**Tab. 5.3** Výsledky hustoty pórovitosti a největších pórů.

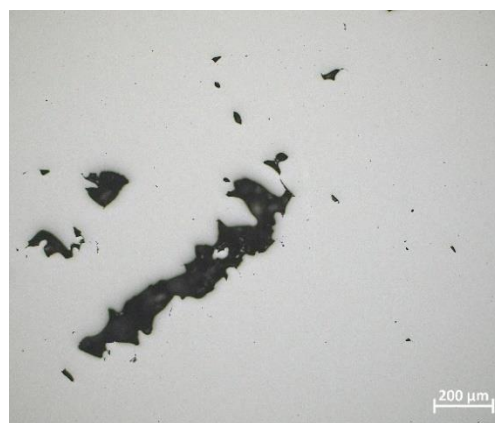
	Vrchní vrstva		Střední vrstva		Spodní vrstva		Celková hustota vzorku
	Hustota [1/mm <sup>2</sup> ]	Největší pór [μm]	Hustota [1/mm <sup>2</sup> ]	Největší pór [μm]	Hustota [1/mm <sup>2</sup> ]	Největší pór [μm]	
<b>CS 45</b>	156	56	113	48	141	51	136
<b>CS 50</b>	88	45	85	31	78	40	83
<b>CS 50 HT</b>	19	55	26	59	14	58	21
<b>SLM H70</b>	3	68	4	100	4	227	4
<b>SLM H50</b>	7	93	8	341	8	116	8
<b>SLM R50</b>	4	21	3	31	3	11	3

Pro lepší porovnání počtu pórů v metodách CS a SLM je vhodné přepočítat počet pórů na jednotku plochy, tedy hustotu pórů (1 pór na mm<sup>2</sup>). Tento přepočet je nutný, protože u některých vzorků bylo provedeno méně snímků kvůli jejich velikosti. Počet pórů byl vztáhnut na měřenou vrstvu a tím se určila hustota, která je uvedena v tab. 5.3 společně s největším pórem ve vrstvě vzorku. Tento přístup umožňuje srovnávat různé vzorky nezávisle na počtu snímků, které byly použity při měření.

Při srovnání metod CS a SLM je zřetelné, že vzorky vyrobené metodou CS mají vyšší hustotu pórů než vzorky vyrobené metodou SLM. Vzorky CS vykazují celkovou hustotu (21 pórů na mm<sup>2</sup> až 136 pórů na mm<sup>2</sup>), zatímco vzorky SLM mají hustotu pouze (3 pórů na mm<sup>2</sup> až 8 pórů na mm<sup>2</sup>). Vzorky SLM mají nižší hustotu pórů, ale větší maximální póry, což může negativně ovlivnit mechanické vlastnosti materiálu a zvýšit riziko iniciace trhlin po zatížení. Póry vzniklé metodou CS jsou ostřejší oproti zaobleným pórům u metody SLM. Srovnání velikosti a tvaru pórů mezi metodami je zobrazeno na obr. 5.8 a obr. 5.9. Velké póry, zejména s ostřejšími tvary, představují vyšší riziko vzniku trhlin a mohou negativně ovlivnit mechanické vlastnosti materiálu. Proto je důležité pečlivě optimalizovat výrobní parametry a zvážit další operace pro snížení pórů.



**Obr. 5.8** Pórovitost vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 10x.



**Obr. 5.9** Nebezpečný pór ve vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 10x.

U vzorků vyrobených metodou CS jsou rozdíly v hustotě a velikosti pórů patrné. Vzorek CS 45 vykazuje nejvyšší hustotu pórů (136 pórů na mm<sup>2</sup>) a relativně velké póry ve všech vrstvách. Naopak vzorek CS 50, který byl vystaven vyšším teplotám a tlakům, má nižší hustotu pórů (83 pórů na mm<sup>2</sup>) a menší póry (největší pór je 45 μm). Tepelně zpracovaný vzorek

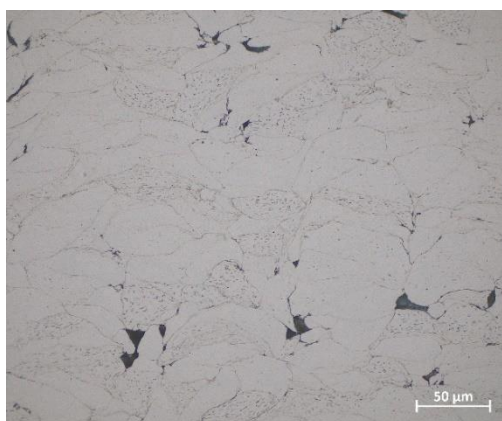
CS 50 HT má nejnižší hustotu pórů 21 pórů na  $\text{mm}^2$ , což ukazuje, že tepelné zpracování může výrazně snížit množství pórů a zlepšit kvalitu materiálu.

U vzorků vyrobených metodou SLM je nejnižší hustota pórů 3 pórů na  $\text{mm}^2$  a malé póry (největší pór 21  $\mu\text{m}$ ) u vzorku SLM R50, který prošel re-meltingem. Vzorek SLM H50 má nejvyšší hustotu pórů (8 pórů na  $\text{mm}^2$ ) a extrémně velké póry ve střední vrstvě, což může být způsobeno menší vzdáleností mezi návary. SLM H70 vykazuje hustotu 4 pórů na  $\text{mm}^2$  a s největším pórem 100  $\mu\text{m}$  ve střední vrstvě. Tyto výsledky naznačují, že nastavení procesních parametrů a tepelné zpracování mohou výrazně ovlivnit hustotu a velikost pórů u vzorků vyrobených metodou SLM.

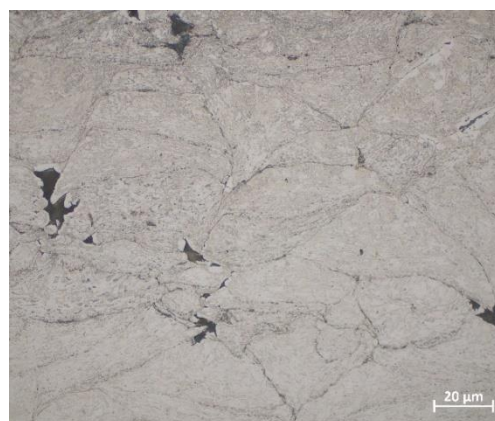
### 5.3 Struktura materiálu na světelném mikroskopu

#### Cold Spray

Připravené vzorky po leptání byly sledovány na SM (viz obr. 5.10 až 5.15). Ze snímků lze vidět viditelné hranice splateů. Velikost jednoho splateu zhruba odpovídá velikosti jedné kuličky prášku. Mezi splatey (hlavně u většího zvětšení na obr. 5.11 a 5.13) lze vidět i velice malé oblasti, což jsou satelitní částice, které přilnuly k prášku. Na hranicích splateů se vyskytují černé póry. Pórovitost je u vzorku CS 45 podstatně vyšší než u vzorku CS 50, což odpovídá výsledkům měření pórovitosti uvedených v předchozí kapitole. U tepelně zpracovaného vzorku se hranice splateů ztrácí, jak je vidět zejména na obr. 5.15. Je to způsobeno tím, že vlivem tepelného zpracování na 900 °C došlo k rekrystalizaci zrn a postupnému propojování hranic splateů.



Obr. 5.10 Mikrostruktura vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 500x.



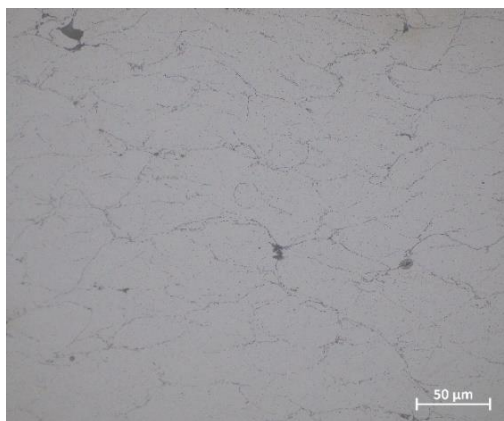
Obr. 5.11 Mikrostruktura vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 1000x.



Obr. 5.12 Mikrostruktura vzorku CS 50 na SM, zvětšeno 500x.



Obr. 5.13 Mikrostruktura vzorku CS 50 na SM, zvětšeno 1000x.



**Obr. 5.14** Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 500x.



**Obr. 5.15** Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 1000x.

### Selective laser melting

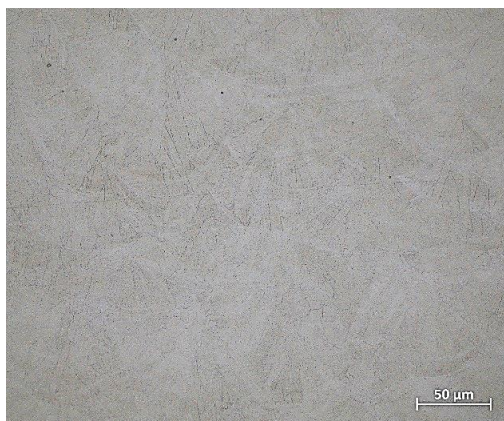
Stejně jako vzorky vyrobené metodou CS, tak i vzorky vyrobené metodou SLM byly pozorovány pomocí SM po leptání (viz obr. 5.16 až obr. 5.21). Vzorky byly příčně rozříznuty a díky tomu lze vidět typickou buněčnou strukturu, která je výrazně hrubší u materiálu SLM H70, tj. při použití větší vzdálenosti mezi návary (mezi přejezdy). U vzorku SLM H50 je struktura jemnější v porovnání s předchozí strukturou a v případě vzorku SLM R50 se zdá být struktura nejjemnější (viz obr. 5.20 a obr. 5.21). Je patrné, jak se jednotlivé tavné lázně (melt-pool) překrývaly. V blízkosti překryvů se místy nachází póry. Vzorky vykazují mnohem menší počet pórů v porovnání se vzorky vyrobenými technologií CS, avšak místy jsou póry výrazně větší.



**Obr. 5.16** Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SM, zvětšeno 500x.



**Obr. 5.17** Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SM, zvětšeno 1000x.



**Obr. 5.18** Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 500x.



**Obr. 5.19** Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 1000x.



**Obr. 5.20** Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 500x.

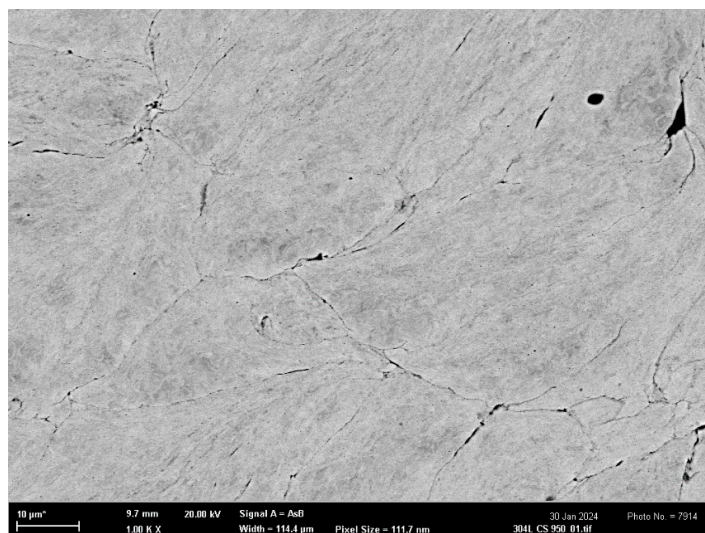


**Obr. 5.21** Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 1000x.

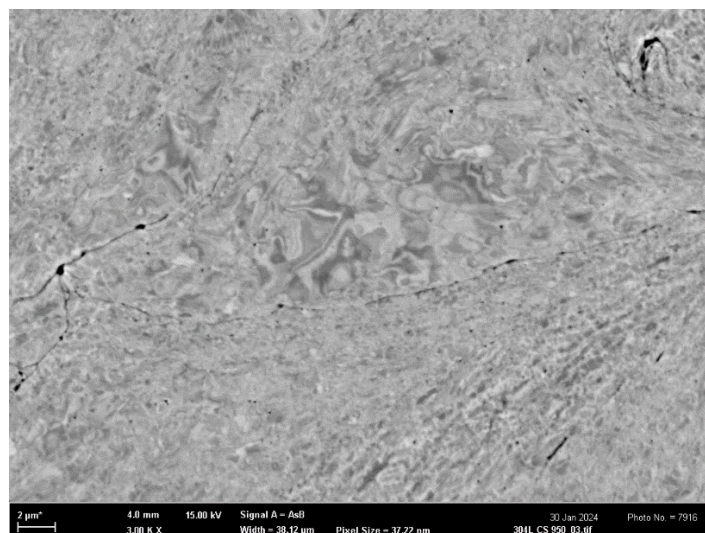
## 5.4 Struktura materiálu na elektronovém mikroskopu

### Cold Spray

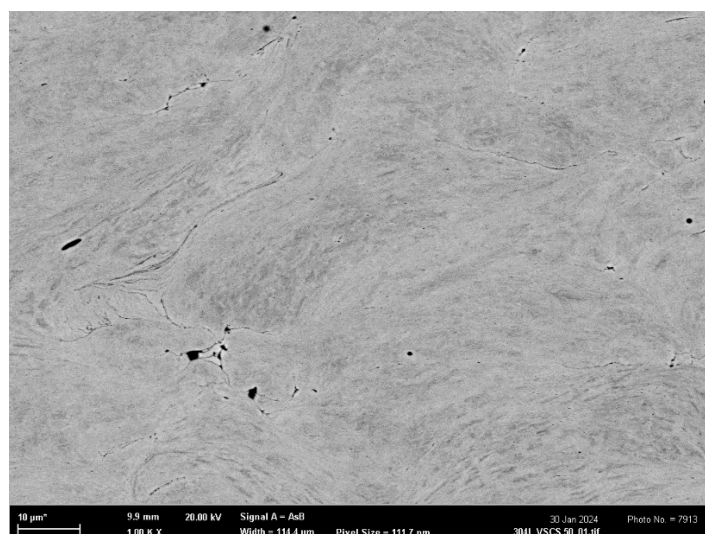
Vyleštěné vzorky byly pozorovány na rastrovacím elektronovém mikroskopu ZEISS ULTRA PLUS (viz obr. 5.22 až 5.25). Ostré póry na snímcích mají negativní vliv na mechanické vlastnosti a zvyšuje se tak pravděpodobnost vzniku trhlin v porovnání s kulatými póry. Hranice splatek ukazují, jak jsou jednotlivé splatek do sebe zaklesnuty (zámkovány). Tím se projevuje tzv. mechanická vazba. U snímku s větším zvětšením je vidět, že v blízkosti hranice splatek (na okraji) je struktura více jemná a zdeformovaná, než je tomu ve středu vzorku. Částečné hranice splatek lze pozorovat u vzorku ovlivněného tepelným zpracováním (obr. 5.25). U vzorku po tepelném zpracování je vidět, že již došlo k rekrystalizaci austenitických zrn a jejich částečnému zhrubnutí v porovnání se strukturou bez tepelného zpracování. Dále jsou ve struktuře vidět typická rekrystalizační dvojčata. Hranice mezi splateky také částečně mizí. Splatek se tedy propojují.



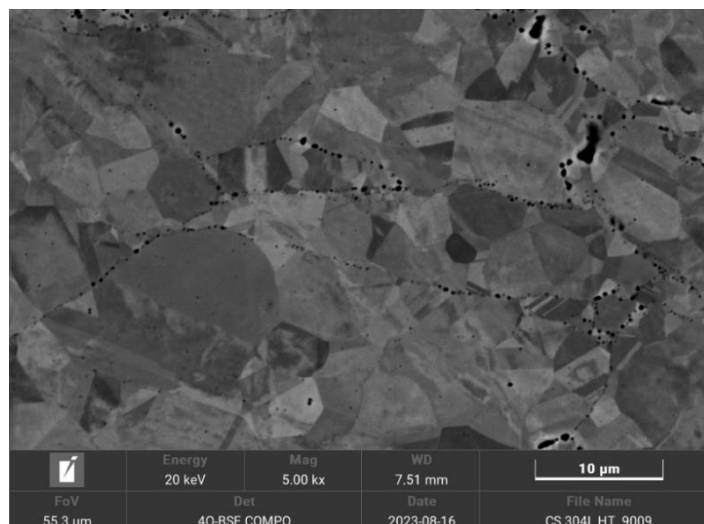
**Obr. 5.22** Mikrostruktura vzorku CS 45 na SEM, zvětšeno 5000x.



**Obr. 5.23** Mikrostruktura vzorku CS 45 na SEM, zvětšeno 10 000x.



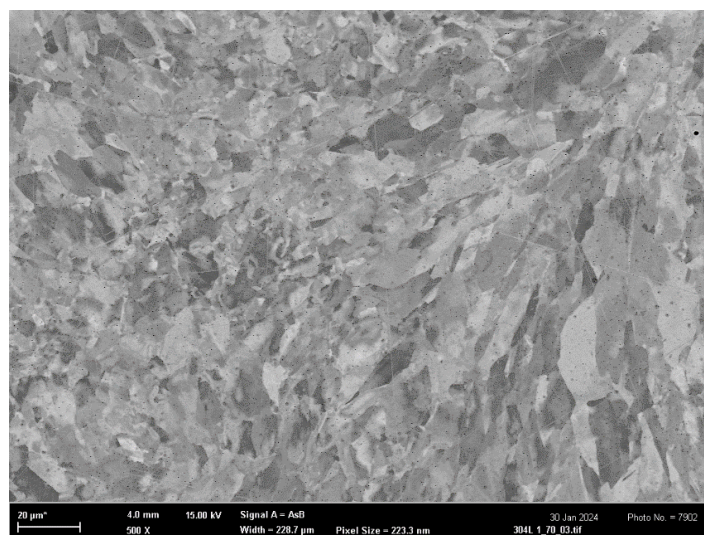
**Obr. 5.24** Mikrostruktura vzorku CS 50 na SEM, zvětšeno 5000x.



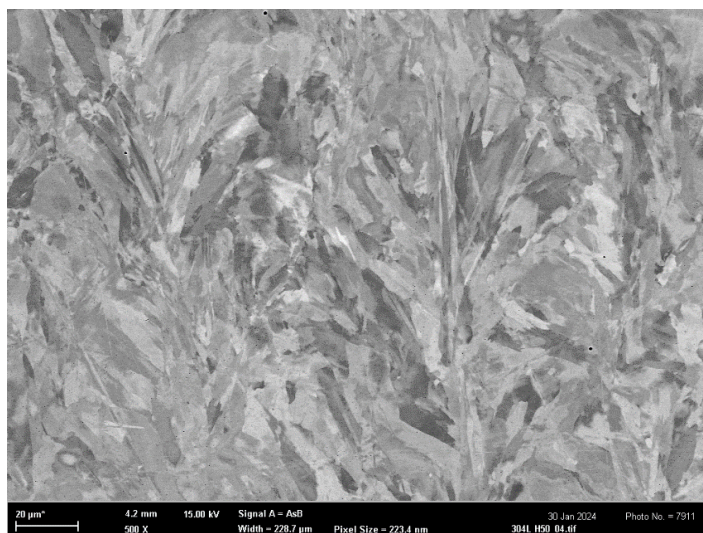
Obr. 5.25 Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SEM, zvětšeno 5000x.

### Selective laser melting

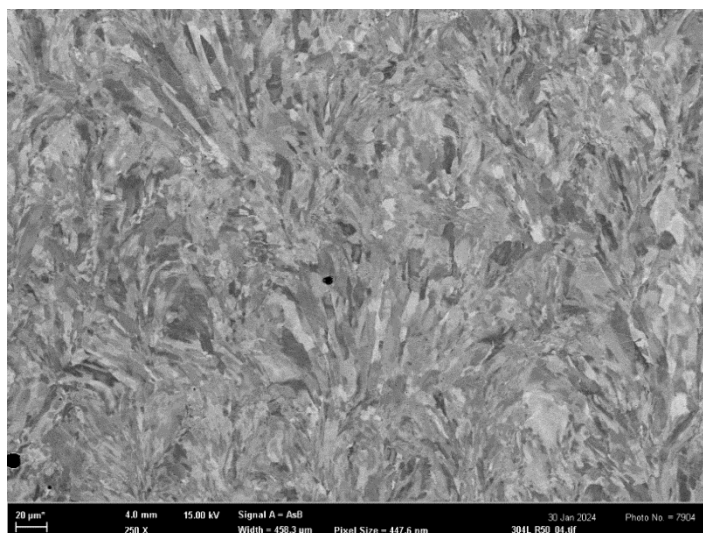
Vzorky vyrobené metodou SLM byly stejně připravené jako vzorky z CS. Na snímcích (obr. 5.26 až 5.28), které byly pořízeny při stejném zvětšení, si lze všimnout jednotlivých austenitických zrn, která jsou protáhlá (kolumnární zrna) ve směru odvodu tepla z melt-poolu, tzn. z tavné lázně. Zrna jsou různorodá, vyskytují se zde jak hrubá zrna, tak i jemnější zrna (rovnoosá zrna). Jemnější struktura je hlavně v oblasti překryvu tavné lázně, kde následně došlo k tepelnému ovlivnění následného průchodu. Porovnáme-li stav as-built pro rozteč 50 a 70 µm, je u vzorku H70 mikrostruktura hrubší. Po procesu re-melting je struktura nejjemnější a rovnoměrná. Překryvy jsou tam méně patrné než v případě stavu as-built.



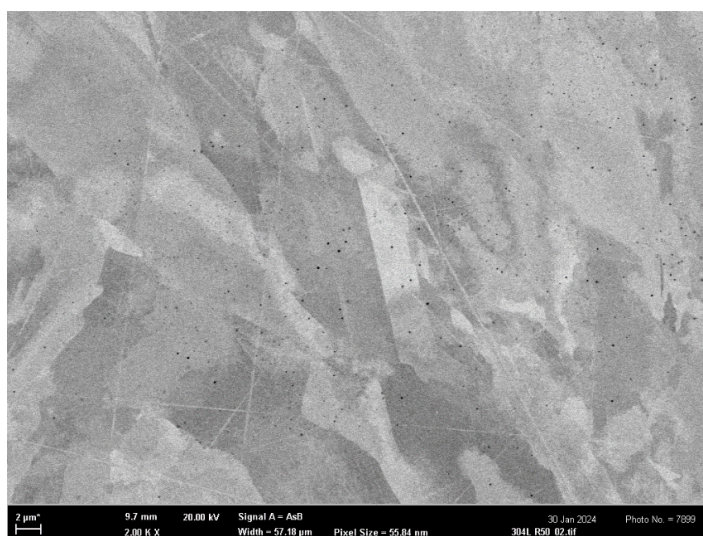
Obr. 5.26 Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SEM, zvětšeno 1000x.



Obr. 5.27 Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SEM, zvětšeno 1000x.



Obr. 5.28 Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SEM, zvětšeno 1000x.



Obr. 5.29 Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SEM, zvětšeno 10 000x.

## 5.5 EDS analýza mikrostruktury

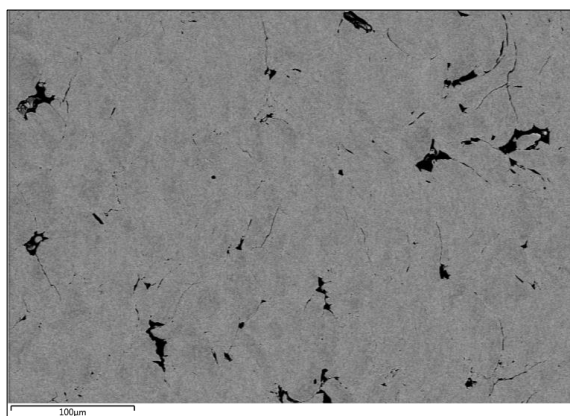
Za pomoci EDS analýzy se zjistilo chemické složení jednotlivých vzorků. K této analýze byl použit skenovací elektronový mikroskop ZEISS ULTRA PLUS s EDS analyzátořem. Byly analyzovány plochy jednotlivých vzorků a u vybraných vzorků se analyzovaly částice, které se ve vzorcích vyskytují.

### Cold Spray

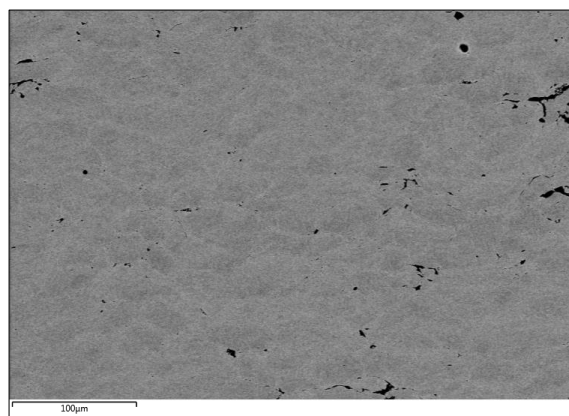
Z tab. 5.4 lze vyčíst, že chemické složení, které bylo naměřeno na plochách odpovídá materiálovému listu a současně i analýze dodané výrobcem. Výrazná změna v chemickém složení není patrná. Potvrzuje to skutečnost, že kinetická depozice nemění chemické složení materiálu. Kromě plošných analýz bylo sledováno chemické složení sledovaných částic (tab. 5.5). V tabulce je vybrána bodová analýza pouze jedné částice ze vzorku CS 45. Chemické složení ostatních částic bylo velmi podobné. Byly pozorovány na všech vzorcích. Obsahují vyšší výskyt kyslíku a nárůst obsahu manganu a křemíku, což odpovídá komplexním oxidům na bázi Mn a Si. Pravděpodobně jsou tyto částice součástí prášku. Velikostně odpovídají satelitům, ale mohou se vyskytovat i uvnitř částic prášku. Toto je ale pouze domněnka. EDS analýza CS vzorků byla provedena na snímcích viz obr. 5.30 až obr. 5.32.

**Tab. 5.4** Chemické složení ploch vzorků Cold Spray analyzovaných pomocí EDS.

Vzorek	Chemické složení [hm. %]					
	Cr	Ni	Mn	Si	O	Fe
CS 45	19,54	8,01	1,74	0,58	–	Bal.
CS 50	19,45	7,81	1,74	0,56	–	Bal.
CS 50 HT	14,2	11,5	1,5	1,3	1,9	Bal.



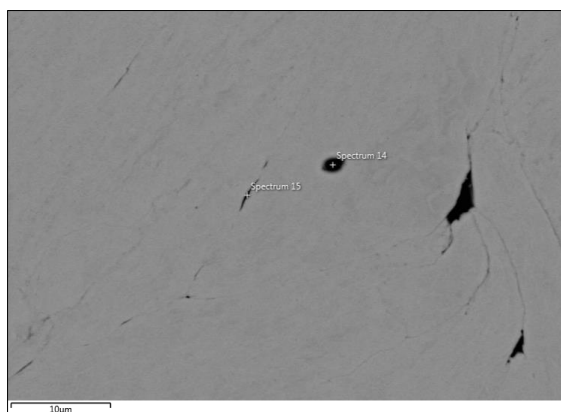
**Obr. 5.30** Analyzovaná plocha vzorku CS 45.



**Obr. 5.31** Analyzovaná plocha vzorku CS 50.

**Tab. 5.5** Chemické složení bodu vzorků Cold Spray analyzovaných pomocí EDS.

Vzorek	Chemické složení [hm. %]							
	Cr	Ni	Mn	Si	Ti	O	Al	Fe
CS 45	13,7	1,4	33,32	10,99	0,2	18,12	7,19	Bal.



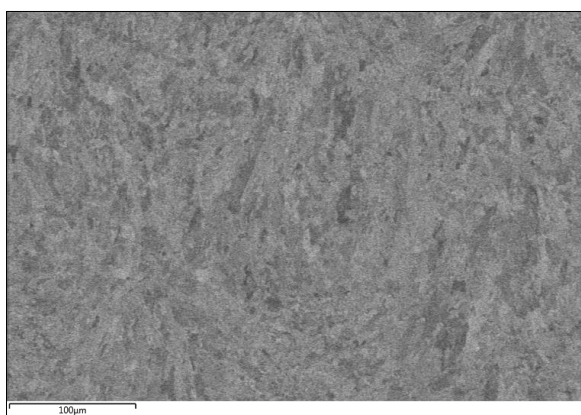
**Obr. 5.32** Analyzovaný bod vzorku CS 45.

### Selective laser melting

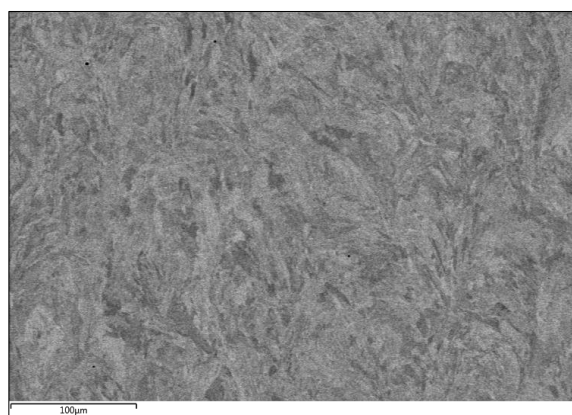
V případě vzorků SLM lze konstatovat, že chemické složení více odpovídá normě EN. To je vidět v tab. 5.6, avšak obsah niklu je zde znovu na spodní hranici možného obsahu. V porovnání s materiálovými listy se jedná o stav srovnatelný s metodou CS. I v této metodě lze pozorovat kulaté oxidy (tab. 5.7) podobného chemického složení jako v případě vzorků CS. Analýza EDS u vzorků SLM byla zhotovena na snímcích viz obr. 5.33 až 5.35.

**Tab. 5.6** Chemické složení ploch vzorků SLM analyzovaných pomocí EDS.

Vzorek	Chemické složení [hm. %]				
	Cr	Ni	Mn	Si	Fe
SLM H70	19,51	8,07	1,68	0,52	Bal.
SLM H50	19,07	8,23	1,71	0,52	Bal.
SLM R50	19,24	8,11	1,59	0,51	Bal.



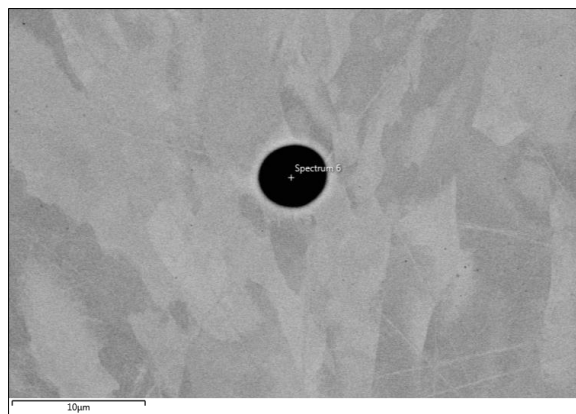
**Obr. 5.33** Analyzovaná plocha vzorku SLM H70.



**Obr. 5.34** Analyzovaná plocha vzorku SLM H50.

**Tab. 5.7** Chemické složení bodu vzorků SLM analyzovaných pomocí EDS.

Vzorek	Chemické složení [hm. %]						
	Cr	Ni	Mn	Si	O	Al	Fe
SLM R50	16,14	3,03	1,49	16,45	14,48	0,23	Bal.

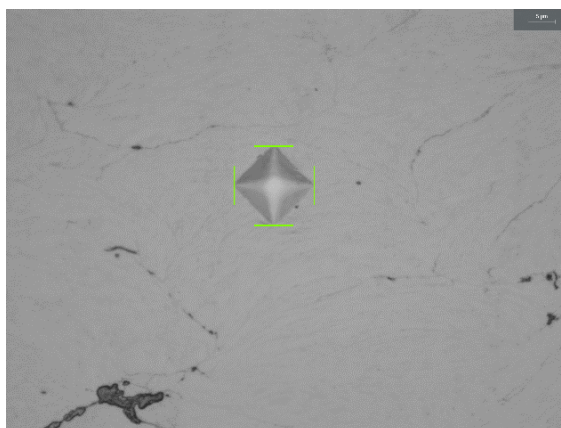


**Obr. 5.35** Analyzovaný bod vzorku SLM R50.

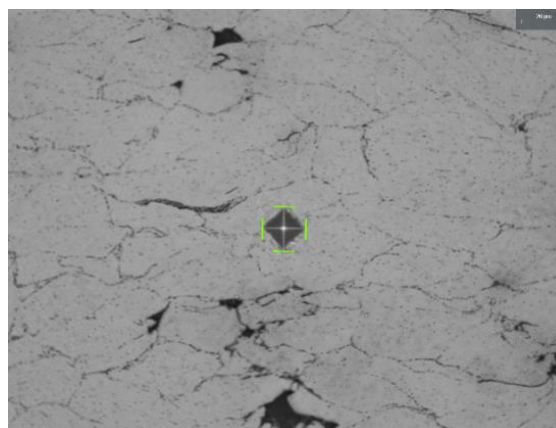
## 5.6 Mikrotvrdomost

### Cold Spray

Jednotlivé vzorky byly měřeny na mikrotvrdoměru, metodou podle Vickerse. Mikrotvrdomost byla měřena kolmo od povrchu vzorku směrem do středu vzorku (k substrátu). Celkem bylo vytvořeno 20 vtisků. Vtisk vytvořený pomocí diamantového indentoru je vidět na obr. 5.36 a na obr. 5.37.



**Obr. 5.36** Vtisk ve vzorku CS 50.



**Obr. 5.37** Vtisk ve vzorku CS 50 HT.

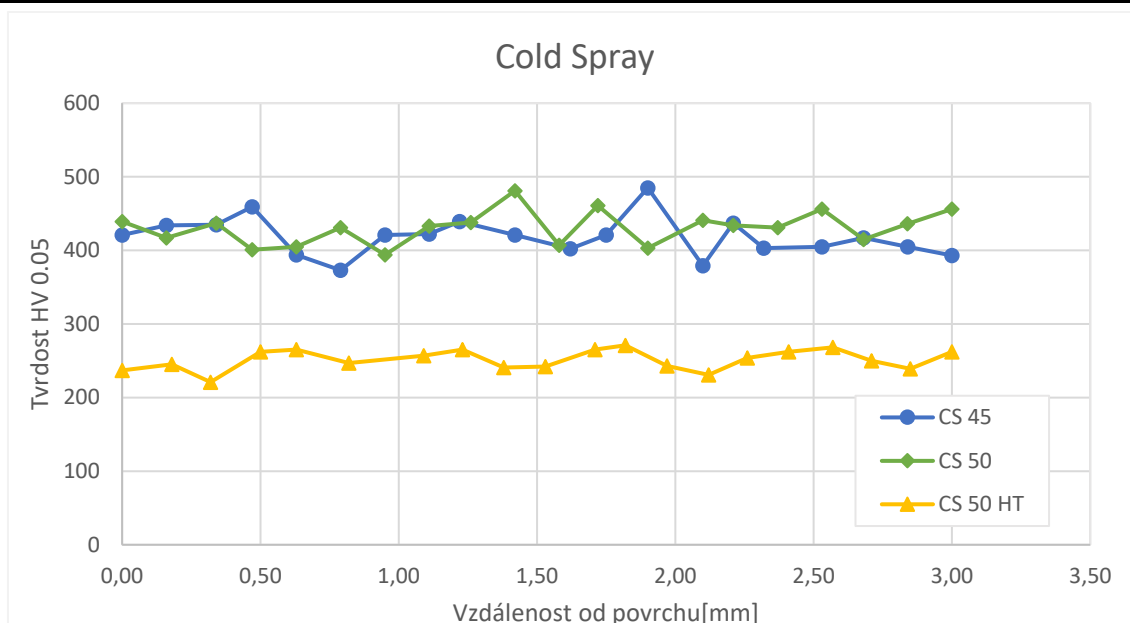
Z tab. 5.8 a z obr. 5.38 lze vidět že tvrdost materiálu CS 45 a CS 50 se příliš neliší. Tvrdost je v obou případech stejná a nedochází k žádnému velkému nárůstu tvrdosti směrem k substrátu. Prášek při metodě Cold Spray projde velkou plastickou deformací a to má za následek, že se zvyšuje tvrdost a snižuje tažnost výsledného materiálu. Tento fakt lze vidět a porovnat s vlastnostmi vstupního prášku, kde aritmetický průměr tvrdosti byl 181 HV<sub>0,05</sub>, kdežto u povlaku se aritmetický průměr v hodnotách 418 HV<sub>0,05</sub> a 431 HV<sub>0,05</sub>.

Vzorek tepelně zpracovaný pak dosahuje značně nižších hodnot tvrdosti a více se přibližuje hodnotě tvrdosti vstupního prášku. Nižší mikrotvrdomost je způsobena pravděpodobně rekrysta-

lizací, která proběhla při tepelném zpracování. Rekrystalizací došlo ke zotavení deformovaných zrn. Tepelně ovlivněný vzorek tedy dosáhl průměrné hodnoty 251 HV<sub>0,05</sub>. Tato hodnota se blíží k tabulkové hodnotě (224 HV) použitého materiálu.

**Tab. 5.8** Výsledky naměřených mikrotvrdotí na vzorcích CS.

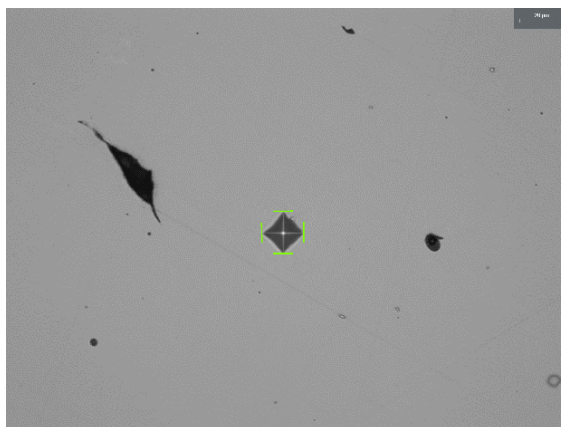
Vzorek	Tvrdość HV <sub>0,05</sub>	
	$\bar{x}$	$\sigma$
CS 45	418	26
CS 50	431	22
CS 50 HT	251	14



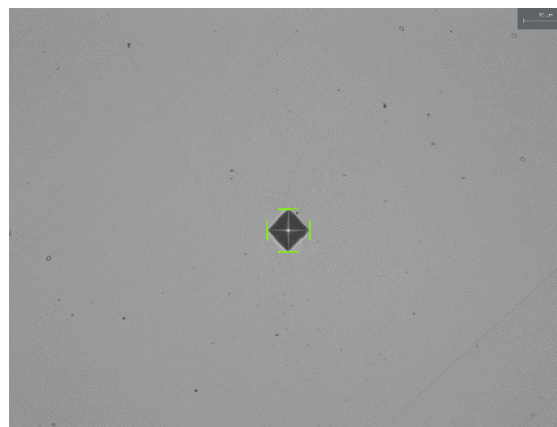
**Obr. 5.38** Graf závislosti mikrotvrdoti HV na vzdálenośći od povrchu pro všechny vzorky CS.

### Selective laser melting

Měření u vzorků vyrobených metodou SLM, probíhalo stejně jako u Cold Spray vzorků. Vtisky byly vytvořeny kolmo na povrch materiálu a směřovaly směrem dolů ke spodnímu povrchu, který ležel na pracovní desce. Na každém vzorku bylo vytvořeno 40 vtisků ve vzdálenośći 0,15 mm od sebe. Na obr. 5.39 a obr. 5.40 jsou jednotlivé vtisky v materiálech vyrobené SLM.



**Obr. 5.39** Vtisk ve vzorku H50.



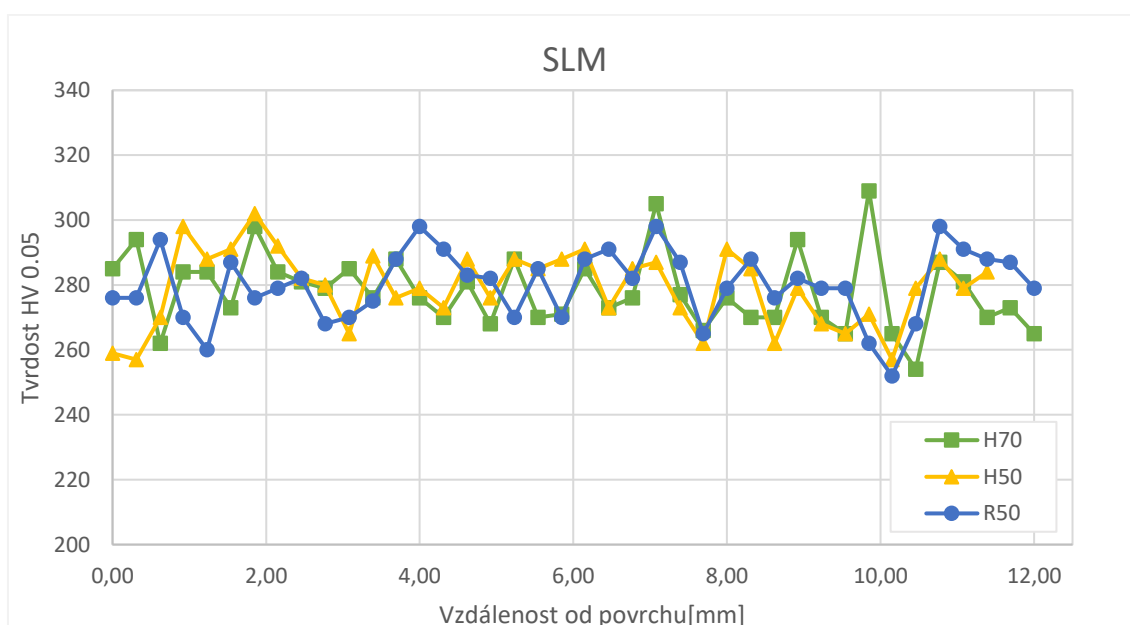
**Obr. 5.40** Vtisk ve vzorku R50.

Výsledky mikrotvrdości jsou si velmi podobné, z tab. 5.9 i z obr. 5.41 lze vyčíst, že aritmetický průměr u vzorků je skoro stejný a stejně tak i směrodatné odchylky jsou si podobné. Tvrdost má přibližně stejnou hodnotu jak u povrchu materiálu, tak i ve větší hloubce materiálu. Je tedy možné konstatovat že hloubka nemá žádný vliv na tvrdost materiálu. Vzorek po remeltingu, také nevykazuje žádnou změnu, co se týče tvrdosti.

V porovnání s tabulkovou hodnotou materiálu AISI 304L došlo vlivem natavení prášku k navýšení tvrdosti přibližně o 50 HV.

**Tab. 5.9** Výsledky naměřených mikrotvrdości na vzorcích SLM.

Vzorek	Tvrdost HV0,05	
	$\bar{x}$	$\sigma$
SLM H70	278	12
SLM H50	279	11
SLM R50	280	11



**Obr. 5.41** Graf závislosti mikrotvrdości HV na vzdálenosti od povrchu pro všechny vzorky SLM.

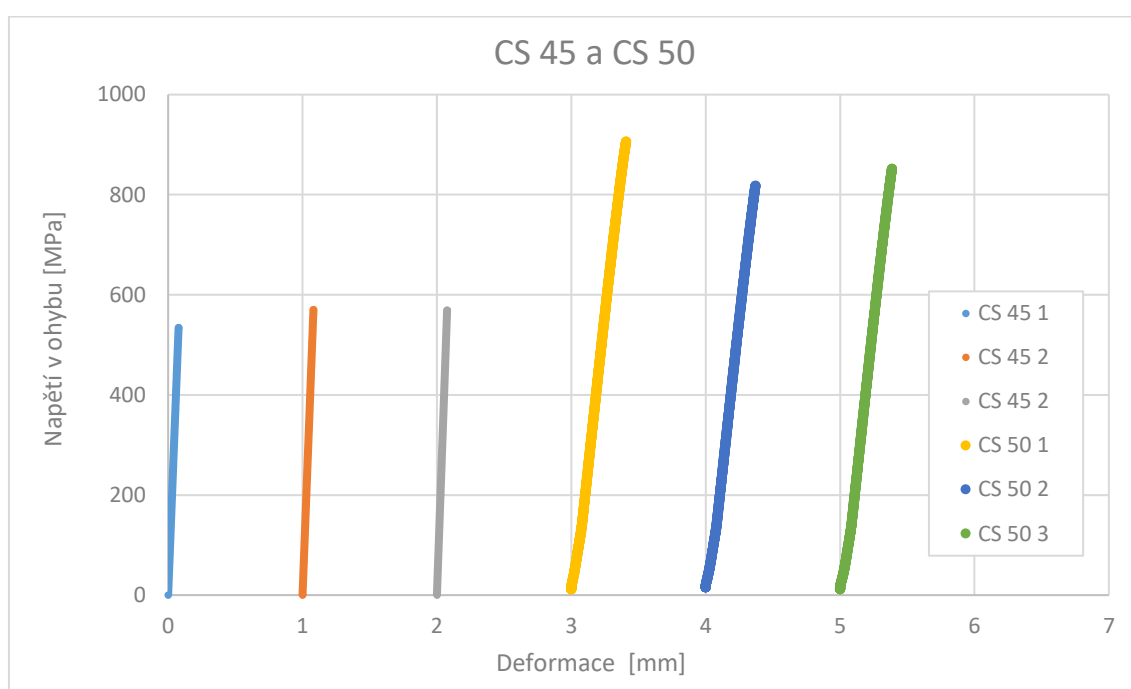
## 5.7 Pevnost v ohybu

### Cold Spray

Jednotlivé vzorky byly zkoušeny statickou zkouškou v ohybu, kde u vzorků, které nebyly tepelně zpracovány, došlo k lomu. Průběh závislosti napětí na deformaci je zobrazen na obr. 5.42, kde lze vidět, že materiál CS 45 praskl při nižších napětích než materiál CS 50. Lze tedy konstatovat, že vyšší procesní parametry, tedy teplota a tlak, mají značný vliv na pevnost v ohybu. Ke křehkému lomu materiálu CS 45 došlo pravděpodobně vlivem větší pórovitosti materiálu. Dle tab. 5.10 je průměrný rozdíl napětí mezi těmito vzorky bez tepelného zpracování v hodnotě 300 MPa.

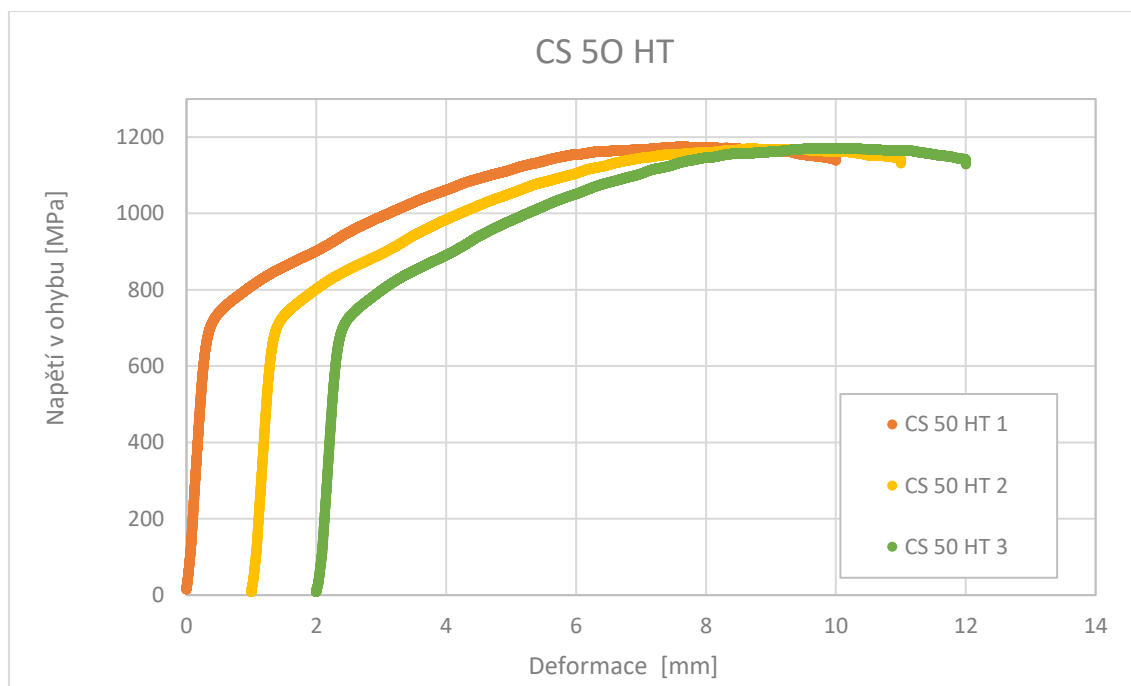
Tab. 5.10 Naměřené hodnoty pro vzorky Cold Spray.

		CS 45			$\bar{x}$	$\sigma$
		CS 45 1	CS 45 2	CS 45 3		
Maximální síla	$F_{max}$ [MPa]	724	826	823	791	47,4
Pevnost v ohybu	$\sigma_{0M}$ [MPa]	534	570	569	558	16,7
		CS 50			$\bar{x}$	$\sigma$
		CS 50 1	CS 50 2	CS 50 3		
Maximální síla	$F_{max}$ [MPa]	617	557	580	585	24,7
Pevnost v ohybu	$\sigma_{0M}$ [MPa]	899	812	845	852	36
		CS 50 HT			$\bar{x}$	$\sigma$
		CS 50 HT 1	CS 50 HT 2	CS 50 HT 3		
Maximální síla	$F_{max}$ [MPa]	831	839	841	837	2,40
Pevnost v ohybu	$\sigma_{0M}$ [MPa]	1175	1169	1171	1171	4,29



Obr. 5.42 Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků CS 45 a CS 50.

Na obr. 5.43 je zachycen průběh napětí v závislosti na deformaci v ohybu u vzorku po tepelném zpracování, tedy u vzorku CS 50 HT. Jak již bylo zdůrazněno v kap. 4.6, v případě, že došlo k většímu průhybu než 10 mm, byla zkouška zastavena. Tak tomu bylo u všech tří zkoušek materiálu CS 50 HT. Jak je vidět z diagramu na obr. 5.42, byla zkouška přerušena již při poklesu smluvního napětí v ohybu. Z toho lze odvodit mez pevnosti, nikoliv však deformační charakteristiky. Porovnáme-li obr. 5.42 a 5.43, je pozitivní vliv tepelného zpracování výrazný. Vlivem tepelného zpracování došlo k obnovení (rekrytalizaci) výrazně deformované struktury po CS, a díky tomu klesla tvrdost materiálu (viz kapitola 5.6), křehkost materiálu a zároveň došlo k obnově plasticity materiálu. Vzorek CS 50 HT vykazuje dvojnásobně vyšší hodnotu pevnosti v ohybu než vzorek CS 45, přičemž u obou je dosažena velmi podobná maximální síla zatěžování.



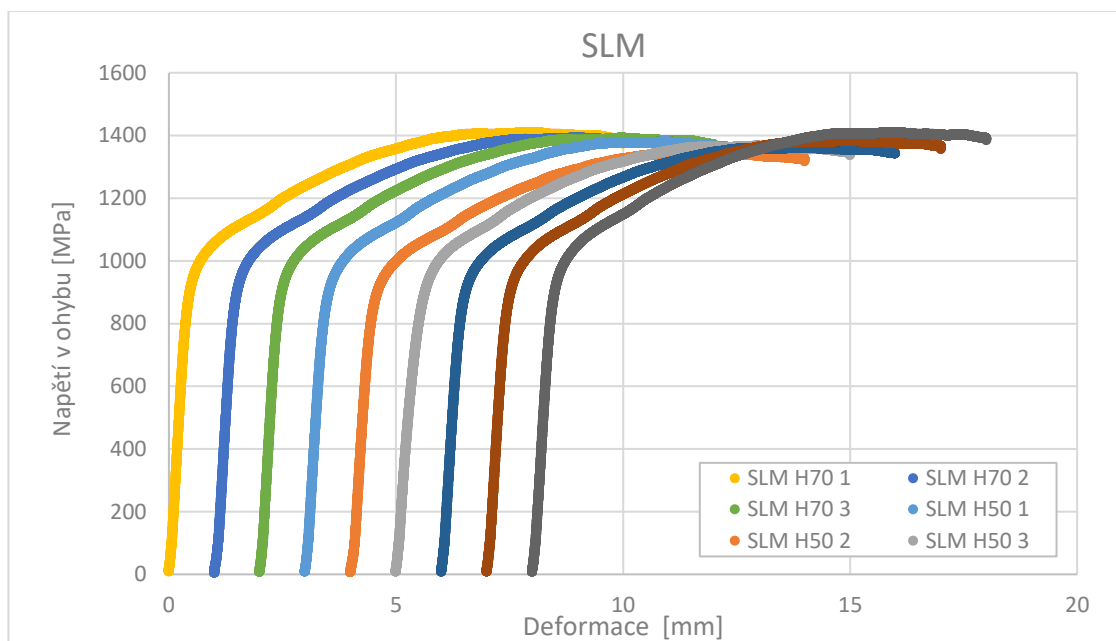
Obr. 5.43 Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků CS 50 HT.

### Selective laser melting

Stejně jako u měření mikrotvrdosti, i zde vzorky vykazují shodné hodnoty. U všech měření byl také překonán průhyb 10 mm a zkouška byla předčasně ukončena. Průměrné hodnoty napětí v ohybu se u vzorků pohybují kolem hodnoty 1382 MPa (viz tab. 5.11). Maximální síly se také velmi shodují, a lze tedy říci, že vzdálenost návaru ani tepelné zpracování nemají významný vliv na maximální napětí v ohybu. Vyšší hodnoty také dokazují, že materiál po operaci SLM je velmi tvárný. Podrobný průběh zkoušky je vidět na obr. 5.44, kde jsou vyneseny průběhy všech vzorků.

Tab. 5.11 Naměřené hodnoty pro SLM.

		SLM H70			$\bar{x}$	$\sigma$
		SLM H70 1	SLM H70 2	SLM H70 3		
<b>Maximální síla</b>	<b><math>F_{max}</math> [MPa]</b>	1010	998	1000	1002	5,41
<b>Pevnost v ohybu</b>	<b><math>\sigma_{0M}</math> [MPa]</b>	1410	1392	1392	1398	8,27
		SLM H50			$\bar{x}$	$\sigma$
		SLM H50 1	SLM H50 2	SLM H50 3		
<b>Maximální síla</b>	<b><math>F_{max}</math> [MPa]</b>	995	985	968	982	11,2
<b>Pevnost v ohybu</b>	<b><math>\sigma_{0M}</math> [MPa]</b>	1380	1345	1366	1364	14,1
		SLM R50			$\bar{x}$	$\sigma$
		SLM R50 1	SLM R50 2	SLM R50 3		
<b>Maximální síla</b>	<b><math>F_{max}</math> [MPa]</b>	1050	1031	1053	1045	9,7
<b>Pevnost v ohybu</b>	<b><math>\sigma_{0M}</math> [MPa]</b>	1362	1383	1409	1385	19,2



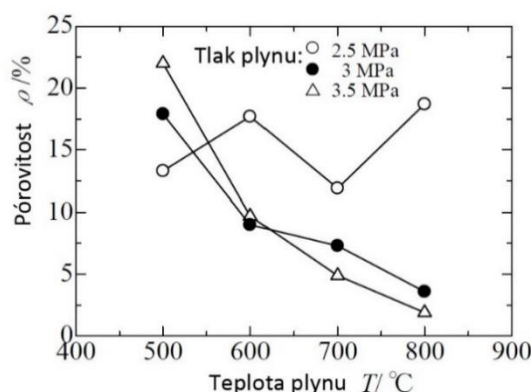
Obr. 5.44 Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků SLM.

## 6. DISKUZE

V rámci této práce byl analyzován vstupní materiál v podobě kovového prášku z korozivzdorné austenitické oceli AISI 304L a dále byl tento vstupní materiál zpracován dvěma technologiemi, metodou CS a SLM.

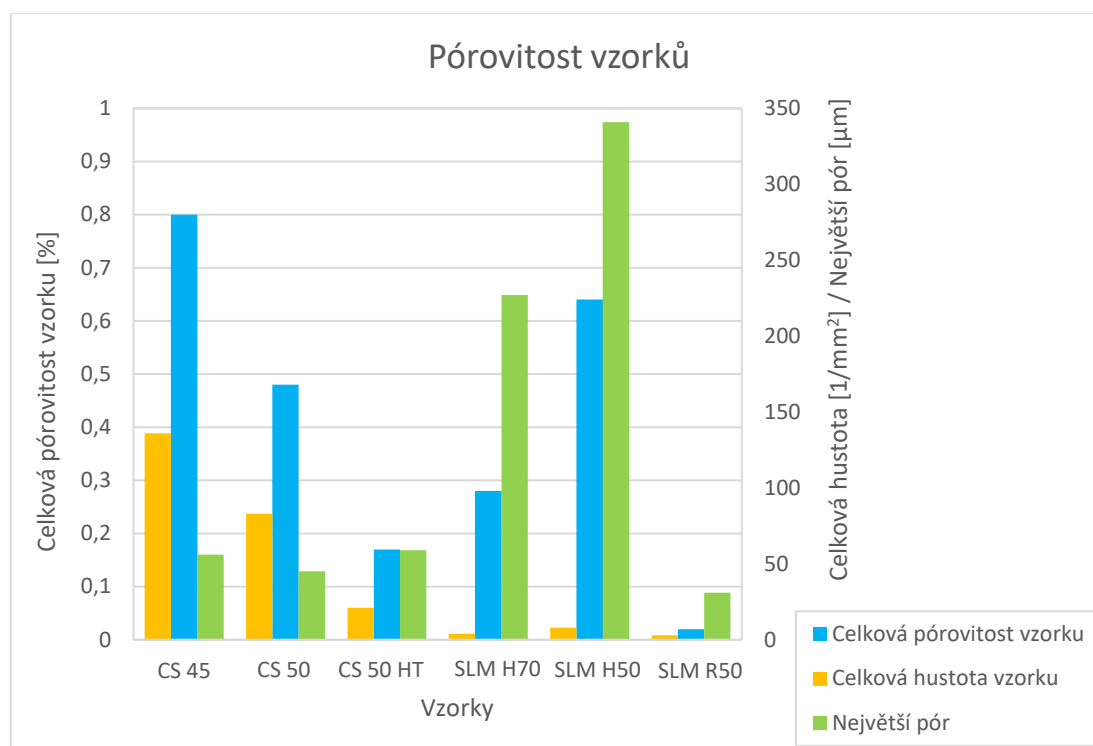
Prášek vykazuje nepravidelnou morfologii, jak je znázorněno na snímcích ze SEM na obr. 5.1. Ze snímku si lze všimnout, že na kovové částice přilnuly satelitní částice. Ty mají zásadní (negativní) vliv na účinnost depozice (je ovlivněna kritická rychlost) a vyšší pórovitost povlaku v případě CS. To, že mají satelity negativní vliv na pórovitost, je v souladu s literaturou [6]. Chemické složení prášku odpovídá materiálovému listu kromě vyššího množství dusíku. Jeho množství se zvýšilo pravděpodobně vlivem atomizace dusíkem při jeho výrobě. Tento fakt odpovídá i článku [24]. Tvrdost prášku dosáhla v průměru 181 HV<sub>0,05</sub>, což je menší hodnota, než udávají materiálové listy, kde je hodnota max. 224 HV (převedená dle tabulek z 215 HB). Z materiálových listů je však brána hodnota tvrdosti u materiálu, který má tloušťku nad 160 mm. Lze tedy konstatovat, že tvrdost prášku se od základního materiálu významně neliší.

S rostoucí teplotou a tlakem se u vzorků CS značně měnila pórovitost, hustota pórů na mm<sup>2</sup> a velikost největších pórů. S vyššími procesními parametry (při vyšší teplotě a tlaku) se snižovala pórovitost. Výsledky tedy odpovídají obr. 6.1, kde se se zvyšujícím se tlakem a teplotou procesního plynu pórovitost klesá. K většímu poklesu dále došlo u vzorku po tepelném zpracování, kde došlo k poklesu hustoty pórů v celém vzorku až na hodnotu 21 pórů na mm<sup>2</sup>. To potvrzuje i literatura [4], kde je popsáno, že se se zvyšující se teplotou tepelného zpracování pórovitost klesá.



**Obr. 6.1** Pórovitost povlaku AISI 316L vyrobeného metodou CS při různých teplotách a tlacích plynu (dusík).  
Upraveno z [40].

Co se týká metody SLM, hustota pórů u vzorku po re-meltingu vykazuje hodnotu 3 pórů na mm<sup>2</sup>, což je nejmenší hodnota v porovnání s ostatními vzorky. To je pro metodu re-melting typické. Opětovný ohřev snižuje vnitřní defekty (póry) ve struktuře, viz [26]. Pórovitost je s menší vzdáleností návaru větší. Výsledky celkově nasvědčují, že metoda SLM má menší nejen pórovitost, ale i hustotu pórů na mm<sup>2</sup> (dle tab. 5.2 a tab. 5.3). Největším negativem metody jsou výrazně velké póry, které mohou mít vliv na iniciaci trhliny. Ty jsou však ve srovnání s póry u metody CS zaoblenější, což je přívetivější. Celkové srovnání pórovitosti, hustoty pórů na mm<sup>2</sup> a největších pórů ve vzorcích lze vidět na obr. 6.2. Z obrázku jednoznačně vyplývá, že nejlepších výsledků dosáhly vzorky po tepelném zpracování (u CS) a re-meltingu (u SLM).



**Obr. 6.2** Porovnání pórovitosti mezi CS a SLM vzorky.

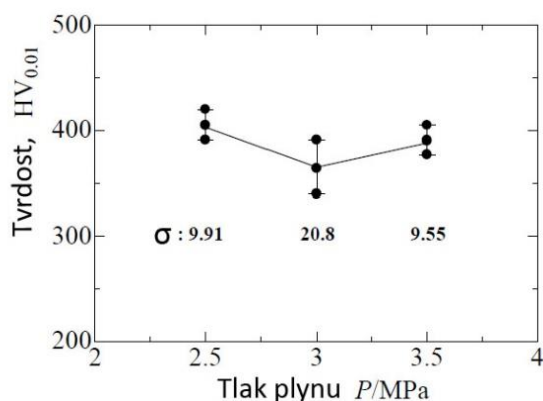
Dále byla v práci sledována struktura na výbrusech po leptání. V případě CS vzorků se viditelně objevily hranice splatek, pozůstatky satelitů a vytvořené póry na hranicích splatek. Největší změna byla v případě vzorku po tepelném zpracování, jelikož v jeho případě začaly zanikat hranice splatek. To je způsobeno rekrytalizací, která proběhla při vyšších teplotách, a tím došlo k částečnému rozpuštění hranic zrn a k prorůstání austenitických zrn přes tyto hranice. Tento proces se shoduje s literaturou [4]. U vzorků SLM si nelze nevšimnout menšího počtu pórů ve struktuře. Kromě pórů se ve struktuře vyskytují kontury laserových stop. Jednotlivé návary jsou pak viditelně odděleny. Tyto vlastnosti struktury jsou pro tuto technologii typické a shodují se s odborným článkem [21].

Při větším zvětšení vzorků na SEM se více odhalila jednotlivá zrna v mikrostruktuře. U CS vzorků se zviditelnila deformovaná zrna uvnitř splatek, která mají vliv na vnitřní napětí, což odpovídá literatuře [4, 6]. U vzorků po tepelném zpracování se vyskytla austenitická zrna a tím i typická austenitická dvojčata. Tyto strukturní vlastnosti vznikly vlivem rekrytalizace deformovaných zrn. Naproti tomu se u SLM vzorků vyskytují jak hrubší austenitická zrna, tak i jemnější. Jemnější struktura je typická pro místa, kde proběhlo prvotní natavení prášku. To vyplývá i z literatury [21], kde bylo popsáno, že se ve vzorcích vyrobených metodou SLM vyskytují jak kolumnární zrna, tak i jemnější rovnoosá zrna. Vzorek po re-meltingu vykazuje jemnější strukturu; díky dalšímu ohřátí dochází k novému, pomalejšímu ochlazení, při němž vzniká jemnější struktura.

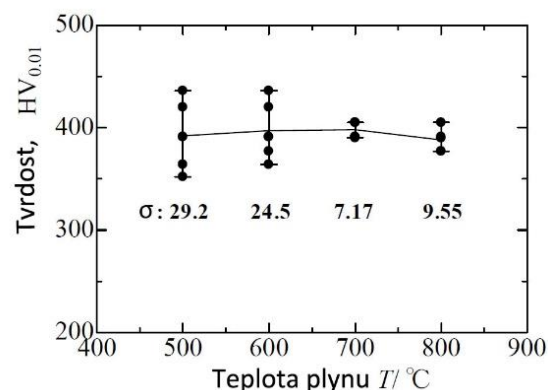
Výsledky z EDS analýzy odpovídaly materiálovým listům AISI 304L. Jediný viditelný rozdíl byl v obsahu niklu, který byl v případě obou technologií na spodní hranici obsahu. Nikl má zásadní vliv na vlastnosti materiálu, převážně co do odolnosti vůči korozi. Jedná se ale o drahý kov, a proto je možné, že se jeho obsah dává na spodní hranici z ekonomických důvodů. V porovnání s listy od výrobce prášku je zde rozdíl hlavně u chromu a manganu, které vykazují větší procentuální množství. Opačně na tom jsou nikl a křemík, kde je pokles v obsahu. Částice v materiálech se skládají z kyslíku, manganu a křemíku. Společně pak vytvářejí buď

oxid křemíku, nebo oxid manganu. Tyto částice mají vliv na mechanické vlastnosti materiálu. Chemická analýza neprokázala žádnou výraznou změnu ve složení vzorků vlivem technologie výroby CS i SLM, což je zejména v případě CS technologie v souladu s literaturou [4].

Největších hodnot mikrotvrdoosti bylo dosaženo metodou CS (431 HV 0,05), kde průměrná hodnota dosahovala téměř dvojnásobku uváděné maximální hodnoty z materiálových listů (max. 224 HV). Vzorky, které po CS nebyly nijak tepelně ovlivněny, se lišily v rámci 10 jednotek HV 0,05, což se jeví jako zanedbatelná hodnota. Vysoká tvrdost je způsobena napěčováním částic a také vlivem deformací částic. Nejnižších hodnot dosáhl vzorek CS po tepelném zpracování při teplotě 900 °C, kdy bylo naměřeno 251 HV 0,05. Nižší tvrdosti se dosáhlo vlivem rekrystalizace, díky níž došlo k zotavení deformovaných zrn a tím k poklesu vnitřního napětí. Tato hodnota se ze všech měřených hodnot nejvíce přibližuje hodnotě z materiálových listů. Dle [4] se nižší pórovitost projevuje větší tvrdostí, tento fakt lze potvrdit, jelikož vzorek CS 45 s větší pórovitostí dosáhl nižších hodnot mikrotvrdoosti než vzorek CS 50. Nedochozí ani k poklesu mikrotvrdoosti směrem k povrchu, kde byl substrát, přičemž z literatury [4] vyplývá, že největší tvrdost je na povrchu povlaku. Tvrdost u tepelně nezpracovaných vzorků vykazuje přibližně stejnou hodnotu, jak je na obr. 6.3 a obr. 6.4.

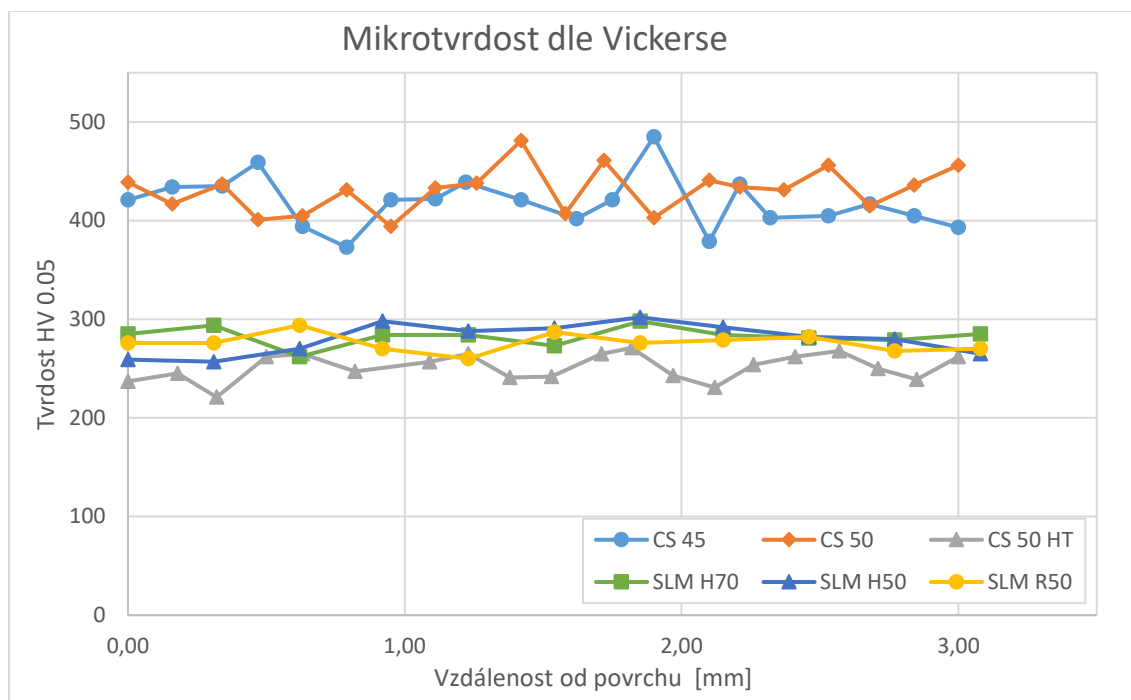


**Obr. 6.3** Tvrdoost HV povlaků z AISI 316L metodou CS, při tlaku plynu 3,5 MPa. Upraveno z [40].



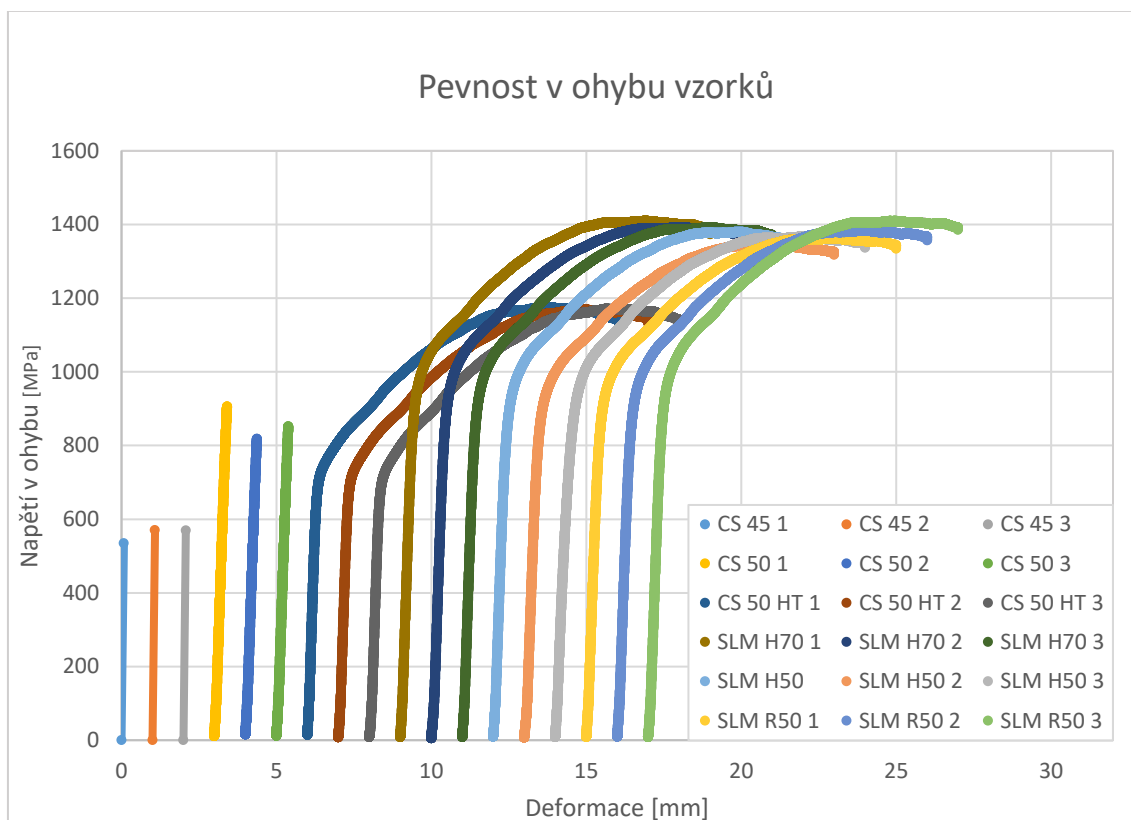
**Obr. 6.4** Tvrdoost HV povlaků z AISI 316L metodou CS, při teplotě plynu 800 °C. Upraveno z [40].

V případě vzorků vyrobených metodou SLM lze říci, že mikrotvrdoost je u všech vzorků stejná. Ani tepelně ovlivněný vzorek po re-meltingu nevykazuje výraznou výchylku. Průměrná hodnota odpovídá přibližně 279 HV 0,05. V porovnání se vstupním materiálem došlo vlivem natavení prášku k navýšení tvrdosti přibližně o 100 HV 0,05. Literatura [2] uvádí, že přibližná hodnota tvrdosti by měla být 217 HV; tato hodnota je nižší než průměrná hodnota ze vzorků. Nízká tvrdost u materiálu může být způsobena vlivem hustoty energie laseru dle [25]. Lze tedy říci, že na tvrdost by měla mít vliv hustota energie laseru, avšak pro tuto skutečnost by se muselo provést nové měření a toto tvrzení potvrdit. Rozložení mikrotvrdoosti se vzdáleností od povrchu u jednotlivých metod je zobrazeno na obr. 6.5, kde lze vidět značný rozdíl mezi vzorky CS bez tepelného zpracování a ostatními vzorky.



**Obr. 6.5** Srovnání mikrotvrdości u vzorků CS a SLM.

CS vzorky s největší pórovitostí a mikrotvrdości během statické zkoušky v ohybu nedosáhly ani průhybu 10 mm a praskly dříve, což bylo způsobeno vyčerpanou plasticitou, která je typická pro tuto technologii. Důležité je znovu zopakovat, že velký počet pórů (ostrých) usnadňuje a urychluje vznik trhliny a její následné šíření. S rostoucím tlakem a teplotou procesního plynu se výrazně snižuje pórovitost (jak bylo výše uvedeno) a současně roste pevnost v ohybu, jelikož vzorek CS 45 dosáhl pevnosti v ohybu pouze 558 MPa, zatímco vzorek vyrobený za vyšší teploty a tlaku dosáhl 852 MPa. Po aplikaci tepelného zpracování (CS 50 HT vzorek) výrazně vzrostla i plastická odezva, pravděpodobně díky rekrystalizaci struktury a poklesu počtu pórů a tím i tvrdosti. Tato domněnka se potvrdila s článkem [41], kde je uvedeno, že tepelné zpracování má optimalizovat mikrostrukturu a zvýšit tak odolnost vůči ohybu. Vzorek tak dosáhl hodnoty meze pevnosti v ohybu 1171 MPa, což je dvojnásobná hodnota meze pevnosti vzorku CS 45. SLM vzorky pak vykazovaly totožné výsledky s minimálními odchylkami, nehledě na to, jestli daný vzorek prošel re-meltingem nebo ne. Průměrná hodnota pevnosti v ohybu se pohybovala v rozmezí 1364–1398 MPa. Zda má re-melting výrazný vliv na mechanické vlastnosti, by bylo třeba ověřit v dalším experimentu. To naznačuje, že metoda SLM vykazuje lepší hodnoty pevnosti v ohybu v porovnání s CS. Porovnání rozdílu v pevnosti v ohybu metodou SLM a CS je zachyceno na obr. 6.6.



**Obr. 6.6** Porovnání pevnosti v ohybu mezi CS a SLM vzorky.

## ZÁVĚR

Hlavním cílem bakalářské práce bylo porovnat strukturu a vlastnosti nestabilizované austenitické oceli AISI 304L, která byla vyrobena pomocí dvou metod, CS (Cold Spray) a SLM (Selective Laser Melting). Pro pochopení vyhodnocených výsledků byla vytvořena literární rešerše, která se v první části věnuje metodě CS. Ta se zabývá vysvětlením technologie, hlavním principem mechanismu tvorby povlaku, popisem procesních parametrů, výhodami a nedostatky dané technologie. Podobným způsobem byla zpracována i rešerše k technologii SLM. V další kapitole se práce zaměřuje na popis korozivzdorných ocelí a jejich rozdělení dle struktury. Dále následovala experimentální část, kde je popsáno, jaký materiál byl použit na experimenty, za jakých podmínek byly jednotlivými technologiemi vzorky zhotoveny a jak byly připraveny k jednotlivým experimentům. Postupně jsou zde pak uvedeny všechny výsledky z jednotlivých měření.

U vstupního prášku se odhalila jeho nepravidelná morfologie, která negativně ovlivňuje kinematiku dopadu prášku a zároveň strukturu vytvořeného povlaku, zejména pórovitost u technologie CS. Bylo ověřeno chemické složení, které korespondovalo s materiálovým listem.

Porovnáme-li pórovitost materiálu vyrobeného oběma technologiemi, můžeme konstatovat, že nejnižších hodnot dosahuje technologie SLM. Ukazuje se ale, že samotná pórovitost není jediný relevantní ukazatel. Podíváme-li se na velikost největšího póru, póry vzniklé technologií SLM dosahují velkých rozměrů (až 341  $\mu\text{m}$ ) oproti metodě CS, kde největší pór je až šestkrát menší. Naopak četnost pórů ve sledované oblasti byla výrazně větší u metody CS (až dvacetinásobná). Je nutné zdůraznit, že póry vzniklé technologií CS jsou ostré oproti zaobleným pórům pozorovaným u technologie SLM. Pórovitost i četnost pórů u technologie CS se podařilo výrazně snížit díky vhodnému tepelnému zpracování při teplotě 900 °C. Ovšem velikost největších pórů zůstala stejná. Naproti tomu u technologie SLM se pórovitost výrazně zmenšila díky aplikaci re-meltingu, stejně tak jako četnost pórů a velikost největšího póru.

Byla pozorována struktura materiálu vyrobeného oběma technologiemi. Struktura materiálu vyrobená metodou CS se skládala z typických splatů. V rámci splatu byla pozorována výrazně deformovaná jemnozrná mikrostruktura materiálu. Po tepelném zpracování při teplotě 900 °C došlo k rekrystalizaci austenitických zrn a propojení splatů. U materiálu vyrobeného metodou SLM byla pozorována také typická struktura pro tuto metodu, skládající se z jednotlivých stop po průchodu laserem (návarů). Uvnitř přetavené oblasti byla jemnozrná austenitická struktura. Ve všech případech bylo měřeno chemické složení, kde nebyla zjištěna větší odchylka od původního složení prášku.

Vysoká mikrotvrdość naměřená na materiálu vyrobeném technologií CS byla výrazná (až dvojnásobná) oproti mikrotvrdości naměřené na původním materiálu (na částicích prášku) a také v porovnání s materiálovým listem. Je to způsobeno přechováním částic materiálu kinetickou depozicí, kdy dochází k deformaci částic a zároveň i k jejich zpevnění. Vlivem tepelného zpracování, kde dochází k rekrystalizaci zrn, došlo k výraznému zmenšení mikrotvrdości (až na polovinu) na hodnoty podobné mikrotvrdości prášku. U měření mikrotvrdości vzorků vyrobených technologií SLM nebyly výrazné rozdíly mezi různými strategiemi tisku a také jsou tyto hodnoty srovnatelné s mikrotvrdoostí prášku.

U statických zkoušek v ohybu se u materiálu vyrobeného pomocí metody SLM neukázal významný vliv procesních parametrů (strategie tisku) na mez pevnosti v ohybu ani na deformační charakteristiky. Naproti tomu u materiálu vyrobeného technologií CS se ukázal vliv procesních parametrů jako výrazný. Zvýšením teploty a tlaku procesního plynu (dusíku) vznikl

povlak s nižší pórovitostí a výrazně vyšší pevností v ohybu. Aplikované tepelné zpracování ještě tento vliv posílilo. Vzrostla jak pevnost v ohybu, tak i plasticita materiálu. To pravděpodobně ovlivňuje výše zmíněná obnovená struktura bez zřetelných hranic mezi sploty.

Metoda Cold Spray je vhodná pro nanášení různě širokých vrstev a na opravu součástí. Nevýhodou je vyčerpaná plasticita, která má za následek křehkost materiálu, ale zároveň se vytváří odolný tvrdý materiál. Další nevýhodou pak může být pórovitost, která je však například v biomedicíně žádaná. Tyto negativní vlastnosti pak mohou být potlačeny tepelným zpracováním. Naproti tomu metoda Selective Laser Melting nabízí vysokou pevnost v ohybu a nižší pórovitost. Jako pozitivní přístup se ukazuje re-melting, který pórovitost výrazně snižuje. S touto technologií nelze opravovat součásti, ale lze s ní vytvářet složité tvary součástí a prototypy pro sériovou výrobu.

## SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol/Zkratka	Jednotka	Popis
<b>2D</b>	[-]	Dvourozměrný
<b>3D</b>	[-]	Trojrozměrný
<b>AISI</b>	[-]	American Iron and Steel Institut
<b>Al</b>	[-]	Hliník
<b>Bal.</b>	[-]	Balanc
<b>BCC</b>	[-]	Kubická středově centrovaná mřížka (Body Centered Cubic Lattice)
<b>C</b>	[-]	Uhlík
<b>CAD</b>	[-]	Počítačem podporované projektování (computer-aided design)
<b>CET</b>	[-]	Columnar-to-Equiaxed transition (Kolumnární-Rovnoosý přechod)
<b>Cr</b>	[-]	Chrom
<b>CS</b>	[-]	Cold Spray
<b>CSAM</b>	[-]	Cold Spray additive manufacturing
<b>Cu</b>	[-]	Měď
<b>ČSN</b>	[-]	Česká technická norma
<b>DE</b>	[-]	Účinnost depozice
<b>DLMS</b>	[-]	Direct laser metal sintering
<b>EDS</b>	[-]	Energiově disperzní spektrometrie
<b>EN</b>	[-]	Evropská norma
<b>F<sub>max</sub></b>	[N]	Maximální síla v ohybu
<b>FCC</b>	[-]	Kubická plošně centrovaná mřížka (Face Centered Cubic Lattice)
<b>Fe</b>	[-]	Železo
<b>Fepa</b>	[-]	Federation of European Producers of Abrasives
<b>G</b>	[K/m]	Gradient teploty
<b>HB</b>	[-]	Zkouška tvrdosti podle Brinella
<b>HCP</b>	[-]	Hexagolová krystalová struktura (hexagonal close-packed crystal structure)
<b>HT</b>	[-]	Tepelné zpracování (Heat treatment)
<b>HV</b>	[-]	Zkouška tvrdosti podle Vickersona
<b>HVOF</b>	[-]	Žárové stříkání se spalováním paliva a kyslíku vysokou rychlostí

<b>ILT</b>	[-]	Institute for Laser Technology
<b>LOF</b>	[-]	Lacko of fusion
<b>MIP</b>	[-]	Rtuťová intruzivní porozimetrie (Mercury Intrusion Porosimetry)
<b>Mn</b>	[-]	Mangan
<b>Mo</b>	[-]	Molybden
<b>M<sub>p</sub></b>	[-]	Celková hmotnost částic počátečního substrátu
<b>N</b>	[-]	Dusík
<b>Nb</b>	[-]	Niob
<b>Ni</b>	[-]	Nikl
<b>O</b>	[-]	Kyslík
<b>OP-S</b>	[-]	Oxide polishing suspension
<b>P</b>	[-]	Fosfor
<b>R</b>	[m/s]	Rychlost tuhnutí
<b>S</b>	[-]	Síra
<b>SEM</b>	[-]	Skenovací elektronový mikroskop
<b>Si</b>	[-]	Křemík
<b>SiC</b>	[-]	Karbid křemíku
<b>SLM</b>	[-]	Selective laser melting
<b>SM</b>	[-]	Světelný mikroskop
<b>T</b>	[K]	Teplota
<b>TEM</b>	[-]	Transmisní elektronový mikroskop
<b>Ti</b>	[-]	Titan
<b>TWB</b>	[-]	Tailored welded blank
<b>V<sub>crit</sub></b>	[m/s]	Kritická rychlost
<b>c</b>	[-]	Konstanta slitiny
<b>hm.%</b>	[%]	Hmotnostní procenta
<b>kgf</b>	[-]	Kilogram force
<b>m<sub>s</sub></b>	[-]	Hmotnost částice úspěšně přilnuté k substrátu
<b>n</b>	[-]	Exponent rychlosti
<b>obj.%</b>	[%]	Objemová procenta
<b>t</b>	[s]	Čas

---

<b>x</b>	[m]	Vzdálenost
$\bar{x}$	[-]	Aritmetický průměr
$\delta$	[ $\mu\text{m}$ ]	Vztah mezi velikostí prostoru mezi dendrity a rychlostí chlazení
$\sigma$	[-]	Směrodatná odchylka
$\sigma_{0M}$	[MPa]	Pevnost v ohybu

## SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] POPYRIN, Anatolii (ed.). *Cold spray technology*. Amsterdam: Elsevier, 2007. ISBN 978-0-08-045155-8.
- [2] YAP, C. Y.; CHUA, C. K.; DONG, Z. L.; LIU, Z. H.; ZHANG, D. Q. et al. Review of selective laser melting: Materials and applications. Online. *Applied Physics Reviews*. 2015, vol. 2, no. 4. ISSN 1931-9401. Dostupné z: <https://doi.org/10.1063/1.4935926>. [cit. 2023-09-09].
- [3] IRISSOU, Eric; LEGOUX, Jean-Gabriel; RYABININ, Anatoly N.; JODOIN, Bertrand a MOREAU, Christian. Review on Cold Spray Process and Technology: Part I—Intellectual Property. Online. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2008, vol. 17, no. 4, s. 495-516. ISSN 1059-9630. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11666-008-9203-3>. [cit. 2023-09-08].
- [4] CAVALIERE, Pasquale (ed.). *Cold-Spray Coatings*. Online. Cham: Springer, 2018. ISBN 978-3-319-67182-6. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-67183-3>. [cit. 2023-09-08].
- [5] YIN, Shuo; CAVALIERE, Pasquale; ALDWELL, Barry; JENKINS, Richard; LIAO, Hanlin et al. Cold spray additive manufacturing and repair: Fundamentals and applications. Online. *Additive Manufacturing*. 2018, vol. 21, s. 628-650. ISSN 2214-8604. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.04.017>. [cit. 2023-09-08].
- [6] VILLAFUERTE, Julio (ed.) *Modern cold spray: materials, process, and applications*. Cham: Springer, 2015. ISBN 978-3-319-16771-8.
- [7] DIMITRIS, K. Christoulis; JEANDIN, Michel; IRISSOU, Eric; LEGOUX, Jean-Gabriel a KNAPP, Wolfgang. Online. In: DUMITRAS, Dan C. (ed.). *Nd YAG Laser*. InTech, 2012. ISBN 978-953-51-0105-5. Dostupné z: <https://doi.org/10.5772/36104>. [cit. 2023-09-08].
- [8] KAMARAJ, M. a RADHAKRISHNAN, V. M. Cold Spray Coating Diagram: Bonding Properties and Construction Methodology. Online. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2019, vol. 28, no. 4, s. 756-768. ISSN 1059-9630. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11666-019-00853-5>. [cit. 2023-09-09].
- [9] SINGH, Harminder; SIDHU, T. S.; KALSI, S. B. S. a KARTHIKEYAN, J. Development of cold spray from innovation to emerging future coating technology. Online. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2013, vol. 35, no. 3, s. 231-245. ISSN 1678-5878. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s40430-013-0030-1>. [cit. 2023-09-09].
- [10] RAOELISON, R.N.; XIE, Y.; SAPANATHAN, T.; PLANCHE, M.P.; KROMER, R. et al. Cold gas dynamic spray technology: A comprehensive review of processing conditions for various technological developments till to date. Online. *Additive Manufacturing*. 2018, vol. 19, s. 134-159. ISSN 2214-8604. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.07.001>. [cit. 2023-09-10].
- [11] GRIGORIEV, S.; OKUNKOVA, A.; SOVA, A.; BERTRAND, P. a SMUROV, I. Cold spraying: From process fundamentals towards advanced applications. Online. *Surface and Coatings Technology*. 2015, vol. 268, s. 77-84. ISSN 0257-8972. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.060>. [cit. 2023-09-10].

- [12] CHAMPAGNE, Victor K.; HELFRITCH, Dennis a HASSANI, Mostafa (ed.). *Advances in Cold Spray A Coating Deposition and Additive Manufacturing Process*. 2nd ed. Elsevier Science, 2023. ISBN 978-0-08-103015-8.
- [13] BAGHERIFARD, Sara; KONDAS, Jan; MONTI, Stefano; CIZEK, Jan; PEREGO, Fabrizio et al. Tailoring cold spray additive manufacturing of steel 316 L for static and cyclic load-bearing applications. Online. *Materials & Design*. 2021, vol. 203. ISSN 0264-1275. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109575>. [cit. 2023-09-14].
- [14] VAZ, Rodolpho; GARFIAS, Andrea; ALBALADEJO, Vicente; SANCHEZ, Javier a CANO, Irene. A Review of Advances in Cold Spray Additive Manufacturing. Online. *Coatings*. 2023, vol. 13, no. 2. ISSN 2079-6412. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/coatings13020267>. [cit. 2023-09-14].
- [15] ASSADI, H.; KREYE, H.; GÄRTNER, F. a KLASSEN, T. Cold spraying – A materials perspective. Online. *Acta Materialia*. 2016, vol. 116, s. 382-407. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.06.034>. [cit. 2023-09-14].
- [16] SAMSON, T.; MACDONALD, D.; FERNÁNDEZ, R. a JODOIN, B. Effect of Pulsed Waterjet Surface Preparation on the Adhesion Strength of Cold Gas Dynamic Sprayed Aluminum Coatings. Online. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2015, vol. 24, no. 6, s. 984-993. ISSN 1059-9630. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11666-015-0261-z>. [cit. 2023-10-12].
- [17] KUMAR, Satyajeet a PANDEY, Shailesh Mani. The Study of Assessment Parameters and Performance Measurement of Cold Spray Technique: A Futuristic Approach Towards Additive Manufacturing. Online. *MAPAN*. 2022, vol. 37, no. 4, s. 859-879. ISSN 0970-3950. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s12647-022-00597-8>. [cit. 2023-10-12].
- [18] AL-MANGOUR, B.; DALLALA, R.; ZHIM, F.; MONGRAIN, R. a YUE, S. Fatigue behavior of annealed cold-sprayed 316L stainless steel coating for biomedical applications. Online. *Materials Letters*. 2013, vol. 91, s. 352-355. ISSN 0167-577X. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.10.030>. [cit. 2023-10-12].
- [19] GAO, Bingwei; ZHAO, Hongjian; PENG, Liqing a SUN, Zhixin. A Review of Research Progress in Selective Laser Melting (SLM). Online. *Micromachines*. 2023, vol. 14, no. 1. ISSN 2072-666X. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/mi14010057>. [cit. 2023-10-18].
- [20] BARTKOWIAK, Konrad; ULLRICH, Sven; FRICK, Thomas a SCHMIDT, Michael. New Developments of Laser Processing Aluminium Alloys via Additive Manufacturing Technique. Online. *Physics Procedia*. 2011, vol. 12, s. 393-401. ISSN 1875-3892. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.050>. [cit. 2023-10-18].
- [21] ZHANG, Jinliang; SONG, Bo; WEI, Qingsong; BOURELL, Dave a SHI, Yusheng. A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends. Online. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019, vol. 35, no. 2, s. 270-284. ISSN 1005-0302. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.09.004>. [cit. 2023-10-20].

- [22] OLAKANMI, E.O.; COCHRANE, R.F. a DALGARNO, K.W. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. Online. *Progress in Materials Science*. 2015, vol. 74, s. 401-477. ISSN 0079-6425. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.03.002>. [cit. 2023-10-20].
- [23] SINGLA, Anil Kumar; BANERJEE, Mainak; SHARMA, Aman; SINGH, Jagtar; BANSAL, Anuj et al. Selective laser melting of Ti6Al4V alloy: Process parameters, defects and post-treatments. Online. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021, vol. 64, s. 161-187. ISSN 1526-6125. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.009>. [cit. 2023-10-20].
- [24] HERZOG, Dirk; SEYDA, Vanessa; WYCISK, Eric a EMMELMANN, Claus. Additive manufacturing of metals. Online. *Acta Materialia*. 2016, vol. 117, s. 371-392. ISSN 1359-6454. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>. [cit. 2023-11-08].
- [25] MURR, Lawrence E.; MARTINEZ, Edwin; AMATO, Krista N.; GAYTAN, Sara M.; HERNANDEZ, Jennifer et al. Fabrication of Metal and Alloy Components by Additive Manufacturing: Examples of 3D Materials Science. Online. *Journal of Materials Research and Technology*. 2012, vol. 1, no. 1, s. 42-54. ISSN 2238-7854. Dostupné z: [https://doi.org/10.1016/S2238-7854\(12\)70009-1](https://doi.org/10.1016/S2238-7854(12)70009-1). [cit. 2023-11-08].
- [26] KOUTNY, Daniel; PALOUSEK, David; PANTELEJEV, Libor; HOELLER, Christian; PICHLER, Rudolf et al. Influence of Scanning Strategies on Processing of Aluminum Alloy EN AW 2618 Using Selective Laser Melting. Online. *Materials*. 2018, vol. 11, no. 2. ISSN 1996-1944. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/ma11020298>. [cit. 2023-11-11].
- [27] RENISHAW PLC. *Design for metal AM - a beginner's guide*. Online, PDF. © 2017. Dostupné z: <https://www.renishaw.com/resourcecentre/en/details/--101490>. [cit. 2023-11-11].
- [28] FRAZIER, William E. Metal Additive Manufacturing: A Review. Online. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2014, vol. 23, no. 6, s. 1917-1928. ISSN 1059-9495. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11665-014-0958-z>. [cit. 2023-11-19].
- [29] MUNIR, Khurram; BIESIEKIERSKI, Arne; WEN, Cuie a LI, Yuncang. Selective laser melting in biomedical manufacturing. Online. In: WEN, Cuie (ed.). *Metallic Biomaterials Processing and Medical Device Manufacturing*. Elsevier, 2020, s. 235-269. ISBN 978-008-102965-7. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102965-7.00007-2>. [cit. 2023-11-19].
- [30] ČÍHAL, V. *Mezikrystalová koroze ocelí a slitin: vysokoškolská příručka pro vysoké školy technické*. 3. opr. a rozš. vyd. Praha: SNTL, 1984.
- [31] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [32] MCGUIRE, M. F. *Stainless Steels for Design Engineers*. ASM International, 2008. ISBN 978-0-87170-717-8.
- [33] LEFFLER, B. *Stainless steel and their properties*. 2nd ed. ASM International, 2013. ISBN 91-9720-216-9.
- [34] ČÍHAL, V. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Česká matice technická. Praha: Academia, 1999. ISBN 80-200-0671-0.

- [35] JAVIDI, Mehdi; NEMATOLLAHI, M. R.; LALEHPARVAR, M. M. a GHASSEMI, A. Failure Analysis of AISI 321 Austenitic Stainless Steel Water Piping in a Power Plant. Online. *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2016, vol. 16, no. 2, s. 209-215. ISSN 1547-7029. Dostupné z: <https://doi.org/10.1007/s11668-016-0070-9>. [cit. 2023-12-27].
- [36] ŠMÍD, Miroslav; KUBĚNA, Ivo; JAMBOR, Michal a FINTOVÁ, Stanislava. Effect of solution annealing on low cycle fatigue of 304L stainless steel. Online. *Materials Science and Engineering: A*. 2021, vol. 824. ISSN 0921-5093. Dostupné z: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141807>. [cit. 2023-12-27].
- [37] *Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels*. Online. 3rd ed. International Molybdenum Association, London: IMO A 2014. ISBN 978-1-907470-09-7. Dostupné z: [https://www.imoa.info/download\\_files/stainless-steel/Duplex\\_Stainless\\_Steel\\_3rd\\_Edition.pdf](https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf). [cit. 2024-04-04].
- [38] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I. 2.*, opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, c2003. ISBN 80-720-4283-1.
- [39] ÚŘAD PRO TECHNICKOU NORMALIZACI, METROLOGII A STÁNÍ ZKUŠEBNICTVÍ [ÚNMZ]. ČSN EN ISO 6507-1. *Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda*. 4. vyd. Praha: Česká agentura pro standartizaci, 2018.
- [40] ADACHI, Shinichiro a UEDA, Nobuhiro. Effect of Cold-Spray Conditions Using a Nitrogen Propellant Gas on AISI 316L Stainless Steel-Coating Microstructures. Online. *Coatings*. 2017, vol. 7, no. 7. ISSN 2079-6412. Dostupné z: <https://doi.org/10.3390/coatings7070087>. [cit. 2024-04-20].
- [41] HAN, W.; MENG, X.; ZHAO, J.; ZHANG, J. Fracture behavior of 304 stainless steel coatings by cold gas dynamic spray. Online. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2011, vol. 24, iss. 3, s. 249-254. ISSN 1006-7191. Dostupné z: <https://doi.org/10.11890/1006-7191-113-249>. [cit. 2024-04-20].

## SEZNAM OBRÁZKŮ

<b>Obr. 1.1</b> Schéma Thurstonova vynálezu.....	12
<b>Obr. 1.2</b> Porovnání procesu Cold Spray s ostatními žárovými nástřiky. ....	13
<b>Obr. 1.3</b> Leptaná struktura hliníku, který byl nanesen pomocí technologie Cold Spray. ....	14
<b>Obr. 1.4</b> Schéma znázorňující vliv velikosti částic na kritickou rychlost a rychlost částic ....	16
<b>Obr. 1.5</b> Princip fungování nízkotlakého zařízení Cold Spray (LPCS) .....	17
<b>Obr. 1.6</b> Princip fungování vysokotlakého systému Cold Spray (HPCS).....	17
<b>Obr. 1.7</b> Vliv rychlosti částice na účinnost depozice v CS .....	18
<b>Obr. 1.8</b> Průřez jednostopovým povlakem při vysoké rychlosti trysky .....	19
<b>Obr. 1.9</b> Průřez jednostopovým povlakem při nízké rychlosti trysky.....	19
<b>Obr. 1.10</b> Různé druhy trajektorie při nanášení povlaku.....	21
<b>Obr. 1.11</b> Závislost přilnavosti pro rozdílnou teplotu substrátu.....	21
<b>Obr. 1.12</b> Rozdíl pórovitosti ve dvou vrstvách v titanové slitině.....	22
<b>Obr. 1.13</b> Oprava opotřebované součásti pomocí technologie Cold Spray.....	23
<b>Obr. 2.1</b> Proces výroby součásti pomocí SLM.....	26
<b>Obr. 2.2</b> Schéma SLM zařízení .....	27
<b>Obr. 2.3</b> Epitaxní tuhnutí a konkurenční růst svařované tavné zóny .....	28
<b>Obr. 2.4</b> Mapa zrn měřená technologií zpětného rozptylu elektronů .....	29
<b>Obr. 2.5</b> Procesní parametry v SLM.....	31
<b>Obr. 2.6</b> Zobrazení metod pro skenování .....	32
<b>Obr. 2.7</b> Mikrografie s vadou LOF a neroztavenou částic .....	33
<b>Obr. 2.8</b> Optická mikroskopická morfologie.....	34
<b>Obr. 2.9</b> Zobrazení hot tears v materiálu vyrobeném metodou SLM.....	34
<b>Obr. 2.10</b> SEM snímek povrchu vzorku vyrobeného metodou SLM s vadami povrchu .....	35
<b>Obr. 2.11</b> Vada Fish Scale zobrazená v materiálu Inconel 718 .....	35
<b>Obr. 2.12</b> Kuličkový efekt v čistém titanu.. .....	36
<b>Obr. 3.1</b> Schaeffler-Delongův diagram .....	38
<b>Obr. 3.2</b> Změna mikrostruktury nerezové oceli v důsledku zvyšujícího se obsahu niklu.....	40
<b>Obr. 4.1</b> Metalurgický výbrus použitého prášku, SM .....	42
<b>Obr. 4.2</b> Zařízení na výrobu CS povlaku.....	42
<b>Obr. 4.3</b> Přístroj SLM 280 HL. ....	43
<b>Obr. 4.4</b> Metalografická pila ATM Brillant 220. ....	44
<b>Obr. 4.5</b> Cold Spray vzorek.....	44
<b>Obr. 4.6</b> SLM vzorek.....	44

---

<b>Obr. 4.7</b>	Lisovací zařízení ATM Opal Xpress.....	45
<b>Obr. 4.8</b>	Přístroj Struers LaboForce-50 na broušení a leštění vzorků. ....	45
<b>Obr. 4.9</b>	Světelný mikroskop Olympus GX 51. ....	46
<b>Obr. 4.10</b>	Světelný mikroskop ZEISS. ....	46
<b>Obr. 4.11</b>	Skenovací elektronový mikroskop ZEISS UTLRA PLUS. ....	47
<b>Obr. 4.12</b>	Tvrdoměr Qness. ....	48
<b>Obr. 4.13</b>	Zařízení pro zkoušku v ohybu ZWICK/ROELL Z250. ....	48
<b>Obr. 4.14</b>	Tříbodové zatěžování zkušebního tělesa. ....	48
<b>Obr. 5.1</b>	Prášek pod SM. ....	49
<b>Obr. 5.2</b>	Měření mikrotvrdomosti prášku, SM. ....	49
<b>Obr. 5.3</b>	Rozdělení průřezu vzorku CS 45 na tři oblasti. ....	50
<b>Obr. 5.4</b>	Pórovitost vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 10x. ....	51
<b>Obr. 5.5</b>	Pórovitost vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 10x. ....	51
<b>Obr. 5.6</b>	Pórovitost vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 10x. ....	51
<b>Obr. 5.7</b>	Pórovitost vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 10x. ....	51
<b>Obr. 5.8</b>	Pórovitost vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 10x. ....	52
<b>Obr. 5.9</b>	Nebezpečný pór ve vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 10x. ....	52
<b>Obr. 5.10</b>	Mikrostruktura vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 500x. ....	53
<b>Obr. 5.11</b>	Mikrostruktura vzorku CS 45 na SM, zvětšeno 1000x. ....	53
<b>Obr. 5.12</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 na SM, zvětšeno 500x. ....	53
<b>Obr. 5.13</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 na SM, zvětšeno 1000x. ....	53
<b>Obr. 5.14</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 500x. ....	54
<b>Obr. 5.15</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SM, zvětšeno 1000x. ....	54
<b>Obr. 5.16</b>	Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SM, zvětšeno 500x. ....	54
<b>Obr. 5.17</b>	Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SM, zvětšeno 1000x. ....	54
<b>Obr. 5.18</b>	Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 500x. ....	55
<b>Obr. 5.19</b>	Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SM, zvětšeno 1000x. ....	55
<b>Obr. 5.20</b>	Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 500x. ....	55
<b>Obr. 5.21</b>	Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SM, zvětšeno 1000x. ....	55
<b>Obr. 5.22</b>	Mikrostruktura vzorku CS 45 na SEM, zvětšeno 5000x. ....	56
<b>Obr. 5.23</b>	Mikrostruktura vzorku CS 45 na SEM, zvětšeno 10 000x. ....	56
<b>Obr. 5.24</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 na SEM, zvětšeno 5000x. ....	56
<b>Obr. 5.25</b>	Mikrostruktura vzorku CS 50 HT na SEM, zvětšeno 5000x. ....	57
<b>Obr. 5.26</b>	Mikrostruktura vzorku SLM H70 na SEM, zvětšeno 1000x. ....	57

---

---

<b>Obr. 5.27</b> Mikrostruktura vzorku SLM H50 na SEM, zvětšeno 1000x. ....	58
<b>Obr. 5.28</b> Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SEM, zvětšeno 1000x.....	58
<b>Obr. 5.29</b> Mikrostruktura vzorku SLM R50 na SEM, zvětšeno 10 000x.....	58
<b>Obr. 5.30</b> Analyzovaná plocha vzorku CS 45. ....	59
<b>Obr. 5.31</b> Analyzovaná plocha vzorku CS 50. ....	59
<b>Obr. 5.32</b> Analyzovaný bod vzorku CS 45. ....	60
<b>Obr. 5.33</b> Analyzovaná plocha vzorku SLM H70.....	60
<b>Obr. 5.34</b> Analyzovaná plocha vzorku SLM H50.....	60
<b>Obr. 5.35</b> Analyzovaný bod vzorku SLM R50. ....	61
<b>Obr. 5.36</b> Vtisk ve vzorku CS 50. ....	61
<b>Obr. 5.37</b> Vtisk ve vzorku CS 50 HT. ....	61
<b>Obr. 5.38</b> Graf závislosti mikrotvrlosti HV na vzdálenosti od povrchu pro vzorky CS. ....	62
<b>Obr. 5.39</b> Vtisk ve vzorku H50. ....	62
<b>Obr. 5.40</b> Vtisk ve vzorku R50.....	62
<b>Obr. 5.41</b> Graf závislosti mikrotvrlosti HV na vzdálenosti od povrchu pro vzorky SLM. ....	63
<b>Obr. 5.42</b> Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků CS 45 a CS 50.....	64
<b>Obr. 5.43</b> Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků CS 50 HT. ....	65
<b>Obr. 5.44</b> Závislost napětí v ohybu na deformaci u vzorků SLM. ....	66
<b>Obr. 6.1</b> Pórovitost povlaku AISI 316L vyrobeného metodou CS při různých podmínkách. ....	67
<b>Obr. 6.2</b> Porovnání pórovitosti mezi CS a SLM vzorky. ....	68
<b>Obr. 6.3</b> Tvrdost HV povlaků z AISI 316L metodou CS, při tlaku plynu 3,5 MPa.....	69
<b>Obr. 6.4</b> Tvrdost HV povlaků z AISI 316L metodou CS, při teplotě plynu 800 °C .....	69
<b>Obr. 6.5</b> Srovnání mikrotvrlosti u vzorků CS a SLM.....	70
<b>Obr. 6.6</b> Porovnání pevnosti v ohybu mezi CS a SLM vzorky. ....	71

## SEZNAM TABULEK

<b>Tab. 4.1</b> Chemické složení použitého materiálu.....	41
<b>Tab. 4.2</b> Použité procesní parametry u metody CS a tepelné zpracování vzorku. ....	43
<b>Tab. 4.3</b> Parametry jednotlivých vzorků vyrobených metodou SLM. ....	44
<b>Tab. 5.1</b> Výsledky mikrotvrdosti vstupního materiálu .....	49
<b>Tab. 5.2</b> Výsledky pórovitosti. ....	50
<b>Tab. 5.3</b> Výsledky hustoty pórovitosti a největších pórů. ....	52
<b>Tab. 5.4</b> Chemické složení ploch vzorků Cold Spray analyzovaných pomocí EDS.....	59
<b>Tab. 5.5</b> Chemické složení bodu vzorků Cold Spray analyzovaných pomocí EDS.....	59
<b>Tab. 5.6</b> Chemické složení ploch vzorků SLM analyzovaných pomocí EDS.....	60
<b>Tab. 5.7</b> Chemické složení bodu vzorků SLM analyzovaných pomocí EDS.....	61
<b>Tab. 5.8</b> Výsledky naměřených mikrotvrdostí na vzorcích CS. ....	62
<b>Tab. 5.9</b> Výsledky naměřených mikrotvrdostí na vzorcích SLM.....	63
<b>Tab. 5.10</b> Naměřené hodnoty pro vzorky Cold Spray. ....	64
<b>Tab. 5.11</b> Naměřené hodnoty pro SLM. ....	65