



FAKULTA
STROJNÍ
ČVUT V PRAZE

Ústav materiálového inženýrství

**Hodnocení mechanických vlastností
při statickém a proměnlivém
zatěžování niklové superslitiny
Inconel 718 připravené pokročilou
technologíí DMLS**

**Evaluation of mechanical properties of
nickel superalloy Inconel 718 made
with advanced DMLS technology for
static and variable loading**

DIPLOMOVÁ PRÁCE

2019

Bc. Adam Poloch

Studijní program: N 2301 STROJNÍ INŽENÝRSTVÍ

Studijní obor: 3911T035 Výrobní a materiálové inženýrství

Vedoucí práce: Doc. Ing. Jana Sobotová, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Hodnocení mechanických vlastností při statickém a proměnlivém zatěžování niklové superslitiny Inconel 718 připravené pokročilou technologií DMLS vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů.

V Praze dne:

.....

PODĚKOVÁNÍ

V první řadě bych chtěl poděkovat paní Doc. Ing. Janě Sobotové, Ph. D. za odbornou pomoc během sepsání diplomové práce. Dále bych velice rád poděkoval firmě SVÚM, a.s. za možnost vytvoření diplomové práce v rámci projektu, Ing. Janu Kecovi a dalším kolegům za praktickou pomoc a rady při řešení dílčích úkonů, Západočeské univerzitě v Plzni za přípravu jednotlivých zkušebních vzorků a Technologické Agentuře ČR za poskytnutí potřebných finančních zdrojů na realizaci projektu.

ANOTACE

Diplomová práce se zabývá hodnocením mechanických vlastností niklové superslitiny Inconel 718 vyrobené pomocí 3D tisku technologií DMLS. V teoretické části jsou nastíněny základní informace o technologiích 3D tisku kovových součástí, popis hlavních zástupců niklových slitin a základních mechanických zkoušek. V experimentální části jsou vyhodnoceny zkoušky statického a proměnlivého zatěžování, metalografická a fraktografická analýza. Veškeré výsledky tištěných vzorků jsou porovnány s konvenčně připraveným Inconelem 718.

KLÍČOVÁ SLOVA

Inconel 718, 3D tisk, DMLS, mechanické vlastnosti, pevnost, únava, mikrostruktura

ABSTRACT

The diploma thesis deals with the evaluation of mechanical properties of nickel superalloy Inconel 718 produced by 3D printing using DMLS technology. The theoretical part outlines basic information about 3D printing technology of metal parts, description of main representatives of nickel alloys and basic mechanical tests. The experimental part evaluates the tests of static and variable loading, metallographic and fractographic analysis. All results of the printed samples are compared with conventionally prepared Inconel 718.

KEY WORDS

Inconel 718, 3D printing, DMLS, mechanical properties, strength, fatigue, microstructure

OBSAH

Úvod	10
Teoretická část	11
1 3D tisk kovových materiálů	11
1.1 Vývoj 3D tisku	12
1.2 Technologie využívané pro tisk kovových materiálů	15
1.2.1 Selective Laser Sintering.....	16
1.2.2 Electron Beam Fabrication	17
1.2.3 Selective Laser Melting.....	17
1.3 Direct Metal Laser Sintering (DMLS)	18
1.3.1 Příprava a proces tisku součástí technologií DMLS	18
1.3.2 Materiály využívané pro 3D tisk technologií DMLS.....	20
2 Nikl a jeho slitiny	21
2.1 Niklové slitiny	22
2.1.1 Slitiny Ni-Cu (Monely).....	22
2.1.2 Slitiny Ni-Cr	23
2.1.3 Role karbidů v žárupevné niklové slitině.....	24
2.1.4 Tepelné zpracování niklových slitin.....	25
2.2 Niklové slitiny typu Inconel	26
2.2.1 Niklová slitina Inconel 600	26
2.2.2 Niklová slitina Inconel 625	27
2.3 Niklová superslitina Inconel 718	28
2.4 Niklová superslitina Inconel 718 tištěná technologií DMLS	30
2.5 Porovnání výsledných mechanických vlastností vzorků Inconel 718 tištěných technologiemi DMLS a SLM	32
3 Hodnocení vlastností kovových materiálů	33
4 Experimentální část	34
4.1 Příprava vzorků.....	34
4.2 Tepelné zpracování	38
4.3 Zkouška tahem	39
4.3.1 Zkouška tahem za pokojové teploty.....	39
4.3.2 Zkouška tahem za zvýšené teploty.....	40
4.4 Zkouška vysokocyklové únavy	41
4.5 Metalografická analýza	42
4.6 Chemické složení	44
4.7 Měření tvrdosti dle Vickerse	45
5 Výsledky a jejich diskuze	46
5.1 Výsledky zkoušky tahem za pokojové teploty	46
5.2 Výsledky zkoušky tahem za zvýšené teploty	49
5.3 Vliv teploty na výsledky zkoušky tahem.....	52
5.4 Výsledky vysokocyklové únavy	54
5.5 Výsledky metalografické a fraktografické analýzy	56



5.5.1	Množství nekovových vměstků a pórů u tištěného i konvenčně vyráběného materiálu Inconel 718	56
5.5.2	Analýza mikrostruktury	58
5.5.3	Fraktografická analýza vzorků z tahové zkoušky	61
5.5.4	Fraktografická analýza únavových lomů	63
5.6	Analýza chemického složení	65
5.7	Vyhodnocení zkoušky tvrdosti dle Vickerse HV30.....	66
Závěr.....		68
Bibliografie.....		69
Seznam použitých obrázků		74
Seznam použitých tabulek		75

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

zkratka symbol	anglický výraz	český výraz	jednotky
3D	Three dimensional	trojrozměrný	
CAD	Computer Aided Design	Počítačem podporované navrhování	
AF	Additive Fabrication	Aditivní výroba	
SLS	Selective Laser Sintering	Selektivní laserové slinování	
Cx	Drag coefficient	Součinitel odporu vzduchu	
PBF	Powder Bed Fusion		
DED	Directed Energy Depositing		
EBM	Electron Beam Fabrication		
SLM	Selective Laser Melting		
DMLS	Direct Laser Metal Sintering		
NASA	National Aeronautics and Space Administration	Národní úřad pro letectví a komonautiku	
EOS	Electro-Optical Systems		
_.stl	stereolithography	stereolitografie	
Ni	Nickel	Nikl	
FCC	Face-centred cubic	Krychlová plošně středěná	
Cu	Cuprum	Měď	
Cr	Chromium	Chróm	
Fe	Iron	Železo	
Mn	Manganese	Mangan	
Al	Aluminium	Hliník	

zkratka symbol	anglický výraz	český výraz	jednotky
Ti	Titanium	Titan	
Si	Silicium	Křemík	
γ	Gamma-phase	Tuhý roztok gama	
γ'	Gamma'-phase	Fáze Gama'	
Mo	Molybdenum	Molybden	
W	Tungsten	Wolfram	
C	Carbon	Uhlík	
Nb	Niobium	Niob	
Co	Cobalt	Kobalt	
SPF	Super Plastic Forming	Vysoce tvařitelné	
SEM	Scanning Electrone Microscope	Rastrovací Elektronový Mikroskop	
HIP	Hot Isostatic Pressing	Izostatické lisování za tepla	
V	Vertical	Vertikální	
D	Diagonal	Diagonální	
H	Horizontal	Horizontální	
W	Wrought	Kované	
ϵ	Engineering strain	Poměrné prodloužení	-
R_{p0,2}	Yield strength	Mez kluzu	MPa
R_m	Ultimate tensile strength	Mez pevnosti	MPa
A	Ductility	Tažnost	%
Z	Reduction area	Kontrakce	%



zkratka symbol	anglický výraz	český výraz	jednotky
ZČU	University of West Bohemia	Západočeská univerzita	
SO	Standard deviation	Směrodatná odchylka	

Úvod

3D tisk nejen kovových materiálů je ve světě vědy a techniky žhavé téma, které se velice rychle posouvá směrem vpřed. Pole působnosti této technologie se neustále rozšiřuje, rozsáhle výzkumy se snaží 3D tisk aplikovat do praxe a nahradit tak konvenční způsoby výroby [1].

Jedním z výzkumných projektů zabývajících se problematikou 3D tisku kovových součástí, přesněji hodnocením mechanických vlastností tištěné niklové superslitiny Inconel 718, je projekt Epsilon TH02010303 podporovaný Technologickou Agenturou ČR. Na tomto projektu se podílí Západočeská univerzita v Plzni a SVÚM a.s. V rámci projektu dostal autor příležitost napsat svou diplomovou práci.

Protože je 3D tisk kovových materiálů poměrně nová technologie, množství výzkumných prací je ve svých počátcích a není dostatek výzkumem důkladně podložených informací. Předložená diplomová práce uveřejňuje řadu nových výsledků popisujících chování 3D tištěného materiálu Inconel 718 vyrobeného pokročilou technologií DMLS. Tyto informace je možné do budoucna využít nejen pro další výzkum, ale i pro využití dané technologie a materiálu v praxi. Uvedené výsledky jsou pouze dílčí a autor práce v testování vlastností tištěného Inconelu 718 pokračuje.

Cílem práce je nejprve rešerše mapující aktuální stav 3D technologií zabývajících se tiskem kovových materiálů a charakterizace základních vlastností niklových superstlin a to nejen tištěných, ale i konvenčně připravených. Dále experimentálně vyhodnotit vybrané metody pro zjišťování vlastností tištěného i konvenčně vyrobeného materiálu Inconel 718 a diskutovat vzájemné rozdíly nejen experimentálně zjištěných výsledků, ale i výsledků uveřejněných z dostupné technické literatury.

TEORETICKÁ ČÁST

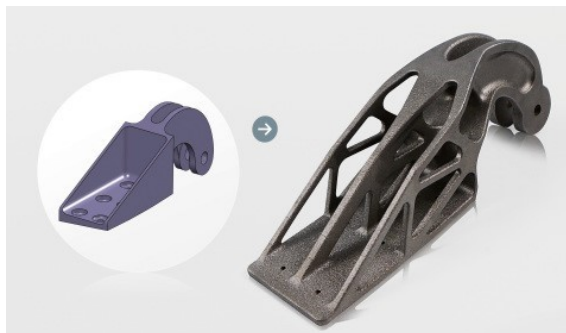
1 3D tisk kovových materiálů

Technologie 3D tisku je jednou z nejpoužívanějších aditivních technologií současnosti. Jde o proces, při kterém se díl vyrábí přímo z 3D CAD modelu skládáním jednotlivých vrstev materiálu, které jsou kladeny postupně na sebe. Tímto způsobem se vytvoří celý výrobek. Daný způsob výroby je schopen během krátkého časového období vytvořit funkční součásti, která může mít srovnatelnou úroveň kvality zpracování, jako díl vyrobený konvenční technologií [1], [2].

Metody, při kterých se materiál přidává (vrství) se všeobecně nazývají Additive Fabrication (AF) a dělí se na tři hlavní skupiny [3]:

- Rapid Prototyping – Usnadňuje práci konstruktérům a vývojářům, kteří si jsou schopni během krátkého časového intervalu vytvořit téměř cokoliv a kontrolovat tím například funkčnost sestav.
- Rapid Tooling – Převážně pro tvorbu forem, modelů či opravu poškozených nástrojů.
- Rapid Manufacturing – Výroba plně funkčních součástí.

Výroba kovových součástí 3D tiskem má několik zásadních výhod oproti konvenční výrobě, díky kterým se do výzkumu a vývoje vynakládá značné úsilí. Mezi hlavní výhodu je potřeba uvažovat, že tisk dovoluje vyrobit téměř cokoliv. Otevírají se tím designérům i konstruktérům neomezené tvarové možnosti, které byly konvenční výrobou nemyslitelné. Navíc je možné změnou tvarů značně snížit spotřebu materiálu a hmotnost jednotlivých dílů [3]. *Obrázek 1* dokumentuje možnost odlehčení součásti vyráběné konvenčním způsobem na levé straně obrázku v porovnání se součástí tištěnou pomocí 3D tisku (vpravo).



Obrázek 1 - Úspora materiálu využitím aditivní technologie [4]

1.1 Vývoj 3D tisku

Vývoj 3D tisku má relativně krátkou historii, která se spojuje převážně s rozvojem počítačové techniky. V té době bylo vyvinuto značné úsilí o vytvoření stroje, který by byl schopen vyrobit objekt bez použití fyzické práce člověka. Jednotlivé vývojové fáze a úspěchy jsou shrnuty v následujících bodech [5], [6] [7]:

- **1976 – První inkoustová tiskárna**

Po zprovoznění první inkoustové tiskárny se realita 3D tisku velmi přiblížila. Principy inkoustové tiskárny využívaly první aditivní technologie.

- **1984 – Stereolitografie**

Chuck Hullem, zakladatel firmy 3D Systems, modifikuje inkoustové tiskárny a zkoumá na nich fotopolymery inkoustu. Zajímají ho převážně fyzikální vlastnosti a možnosti urychlení tuhnutí za pomoci UV záření. Jeho výzkumná práce zjistila, jak vrstvit jednotlivé fotopolymerní vrstvy na sebe, čímž vznikl 3D objekt. Technologii vrstvení nazývá stereolitografie.

- **1986 – Patentování stereolitografie**

Technologii Stereolitografie si Chuck Hullem patentuje a ve své firmě 3D Systems započíná práce na vývoji první komerční 3D tiskárny (SLA 1). Ve stejném roce dokázala experimentální metoda SLS (Selective Laser Sintering) vytisknout první součást, jejichž rozměry ovšem byly silně nepřesné.

- **1990 – SLA 1**

Firma 3D Systems vyrábí první zařízení SLA 1. Fotopolymer je vytvrzován UV laserem. Již v této době tiskárna dokázala velice přesně vytvářet požadované tvary.

- **1992 – Automotive**

Začalo testování prvních součástí tištěných pro automobilový a následně i letecký průmysl.

- **2002 – Funkční miniaturní ledvina**

Plně funkční ledvina schopná filtrovat krev ve zvířecím těle. Tento úspěch vede k značnému rozšíření 3D tisku v biomechanice.

- **2005 – RepRap**

Založení open-source asociace RepRap. Má za snahu vyvinutí tiskárny, která by byla schopná vytisknout většinu svých součástí potřebných pro sestavení plně funkční kopie. Díky tomu by se mohly jednoduché 3D tiskárny rychle a levně šířit mezi uživateli.

- **2006 – Rozšíření SLS**

Technologie Selective Laser Slitering se značně zpřesnila. Je stále velmi nákladná, a proto se její využití jen pomalu šíří průmyslovými odvětvími.

- **2011 – Vytisknuté letadlo, tisk z různých materiálů**

Byl představen funkční metr dlouhý model letadla, jehož veškeré komponenty byly vytisknuty. Byl rozšířen tisk z jiných materiálu – například zlato a stříbro.

- **2013 – Příruční pistole Liberator, auto Urbee 2**

Velký rozruch vzniká ohledně zbraně Liberator, kterou si mohl vytisknout téměř každý. Na nátlak vlády USA jsou plány výroby staženy po několika dnech, nicméně na různých serverech jsou ke stažení i dnes. Ve stejném roce je také vytvořena druhá generace vozidla Urbee – Urbee 2, které díky extrémně nízkému aerodynamickému odporu (součinitel odporu vzduchu $C_x=0,15$) a hybridnímu pohonu dosahuje velmi nízké spotřeby.

- **2014 – Konec patentu**

Od tohoto roku je trh přesycen novými značkami tiskáren. Tiskárny jsou levné a může jí doma mít každý.

• 2014 – Současnost

Tabulka 1 - Přehled aktuálních problematik ve výzkumu 3D technologií

Tisk funkčních domů: Velice jednoduchá, rychlá a levná produkce tištěných domů, od které si výzkumníci slibují převážně rychlou obnovu oblastí zasažených přírodní katastrofou či zlepšení životních podmínek v rozvojových zemích a chudinských lokalitách.



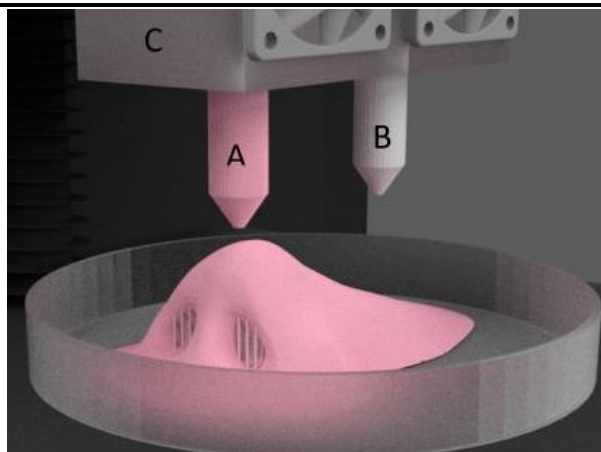
[8]

3D tisk při nulové gravitaci: Možnost tisknout kvalitní náhradní díly či nářadí přímo ve vesmíru při stavu bez tíže. Tato skutečnost sníží množství zásob, které je potřeba mít k dispozici v rámci dlouhých kosmických.



[9]

3D tisk biomateriálů: Výzkum zabývající se 3D tiskem nejen částí lidského těla z biomateriálů (ucho, nos), ale i plně funkčních lidských orgánů.



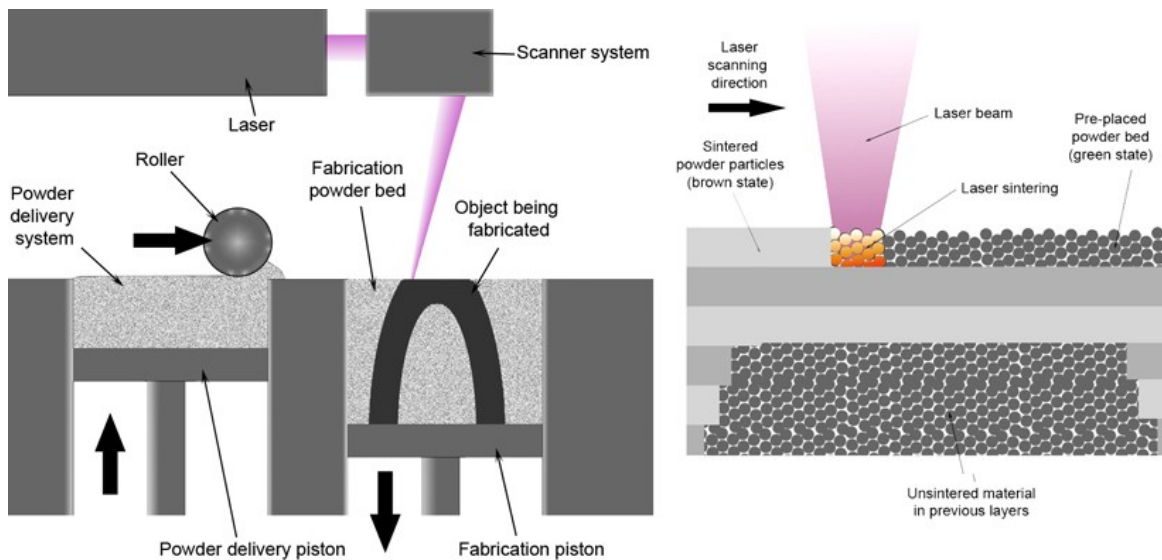
[10]

1.2 Technologie využívané pro tisk kovových materiálů

Technologie 3D tisku kovových materiálů lze rozdělit na dvě nejvíce rozšířené skupiny dle typu materiálového a energetického zdroje. Jedná se o Powder Bed Fusion (PBF) a Directed Energy Deposition (DED) [1].

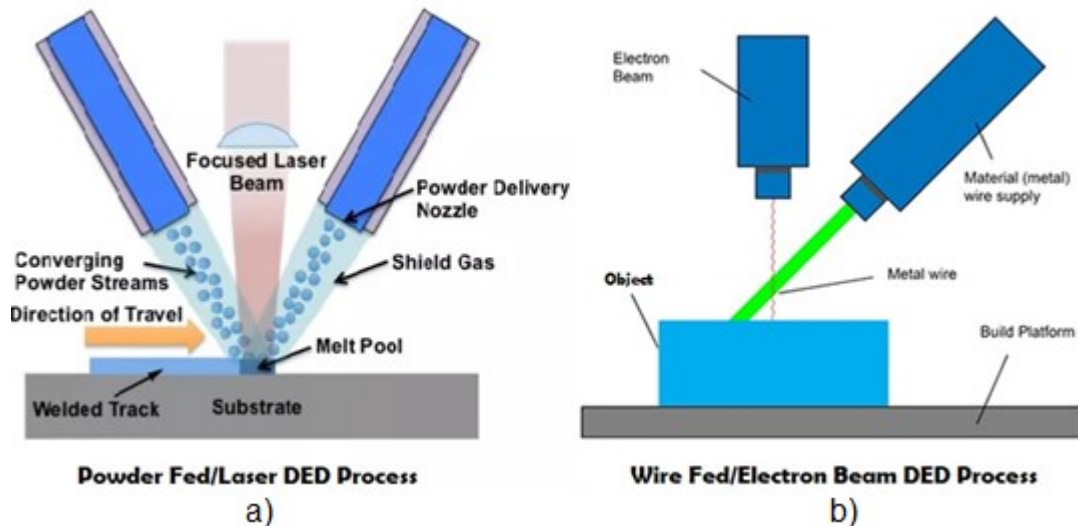
Powder Bed Fusion využívá jako zdroj energie laser nebo elektronový paprsek, který nataví materiál ve formě prášku. Natavený materiál se spojí a po ztuhnutí vznikne homogenní vrstva. Tato technologie je použitelná pro nejrůznější druhy materiálů, jako jsou korozivzdorné oceli, nástrojové oceli, slitiny titanu, niklu, hliníku, kobaltu či mědi. Na *Obrázku 2* je v levé části schéma pracovního cyklu metody PBF. Pravá část znázorňuje detail procesu spékání jednotlivých vrstev. Do této skupiny patří technologie [3], [11]:

- **SLS (Selective Laser Sintering)**
- **EBM (Electron Beam Fabrication)**
- **SLM (Selective Laser Melting)**
- **DMLS (Direct Metal Laser Sintering)**



Obrázek 2 - Schématické znázornění metody PBF [12]

Metoda *Directed Energy Deposition* využívá materiál ve formě prášku (Obrázek 3a) nebo drátu (Obrázek 3b) a tavení probíhá za pomoci laseru, elektronového paprsku či plasmového oblouku. Přídavný materiál je na rozdíl od PBF uložen externě. Na místo tavení je materiál v podobě drátu dodáván pomocí podavače, který je umístěn na 4–5osém rameni. Prášek se dopraví na místo tavení pomocí trysky s nosným plynem [13].



Obrázek 3 - Schématické znázornění metody DED [14]

1.2.1 Selective Laser Sintering

Metoda Selective Laser Sintering (SLS) byla vyvinuta na University of Texas v Austinu a patentována roku 1989. Technologie má pracovní teplotu okolo 200 °C. Pro tavení prášku se využívá laserového spektra, jehož paprsek může být viditelný i lidským okem. Metoda se kvůli nízkým teplotám využívá převážně na plasty, polymery a některé druhy kovů s relativně nízkou teplotou tání [3].

Například článek [15] uvádí využití této metody pro tisk z prášku Alumide, což je smíchaný hliníkový prášek s polyamidovým.

Tento prášek se využívá u součástí, kdy je třeba zvýšit jejich odolnost proti teplotní degradaci a křehkému porušení [16].

1.2.2 Electron Beam Fabrication

Metoda Electron Beam Fabrication (EBF) vznikla v americkém Národním úřadu pro letectví a kosmonautiku (NASA). EBF je schopná pracovat téměř s jakoukoliv slitinou železa. Během tisku je nutné uvnitř pracovní komory vakuum. Titan jako takový je velice reaktivní s kyslíkem, proto se EBF využívá především pro výrobky z titanových slitin. Je zde použita tekutá fáze spékání, jenž zajišťuje větší homogenitu struktury. Kvůli přítomnosti vakua je metoda velice finančně i časově náročná. Na druhou stranu výrobky dosahují velmi dobrých mechanických vlastností a čistoty [11].

1.2.3 Selective Laser Melting

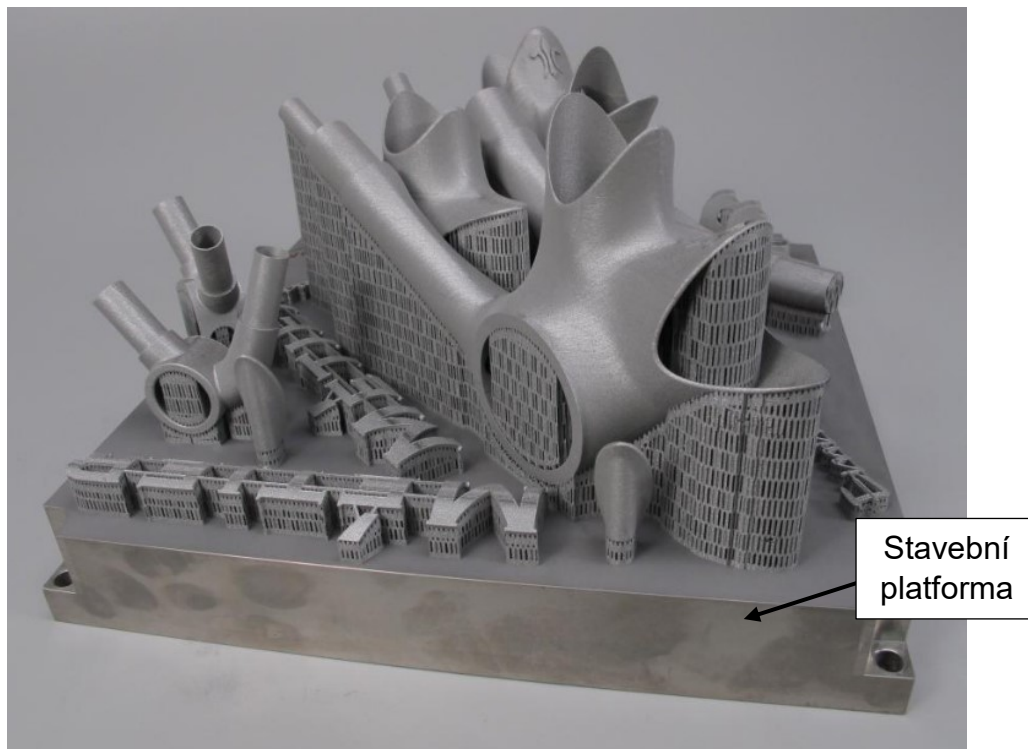
Metoda Selective Laser Melting (SLM) se často zaměřuje kvůli podobnému názvu s metodou SLS. „*Laser Melting*“ znamená, že tavený prášek se vždy plně rozpustí (vyšší homogenita), kdežto při využití „*Laser Sintering*“ se prášek pouze „speče“ k předešlé vrstvě. Tato metoda je vhodná pro výrobu složitějších součástí z kovů a slitin, například tvarové složité prvky s dutinami či kanálky. Součásti vyráběny SLM mají v porovnání s EBF výhodu převážně v rychlosti a jednoduchosti metody (absence vakua), kdy je možno vyrobit složitější tvary za zlomek času [11].

Předložená práce je založená na vzorcích tištěných pomocí metody „*Direct Metal Laser Sintering*“.

1.3 Direct Metal Laser Sintering (DMLS)

Metoda Direct Metal Laser Sintering (DMLS) se postupně vyvinula kombinací různých technologií v devadesátých letech německou společností *Electro Optical Systems* (EOS). Roku 1995 se představil první komerčně dostupný DMLS systém. Od té doby je společnost EOS jedním z nejvýznamnějších výrobců DMLS 3D tiskáren a toto dominantní postavení si drží i v současnosti [17].

DMLS je technologie určená pro tisk kovových materiálů, od nerezové oceli, přes titanové, niklové a hliníkové slitiny, po nástrojové oceli. Vyznačuje se vysokou přesností a výbornými mechanickými vlastnostmi tisknutého materiálu srovnatelné s tvářenými či kovanými materiály. V průběhu tisku je možné vyrábět větší množství vzorků různých tvarů a orientací, jak dokumentuje *Obrázek 4* [11].

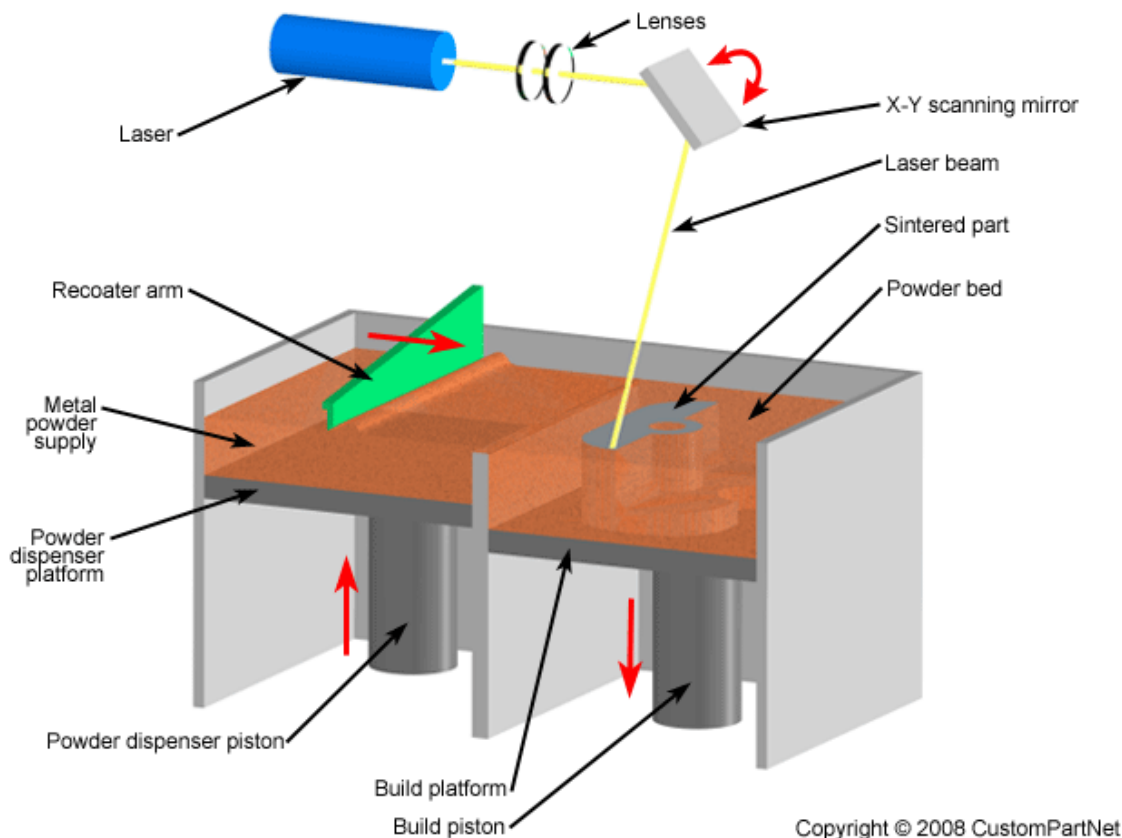


Obrázek 4 - Příklad palety s vytištěnými součástmi technologií DMLS [18]

1.3.1 Příprava a proces tisku součásti technologií DMLS

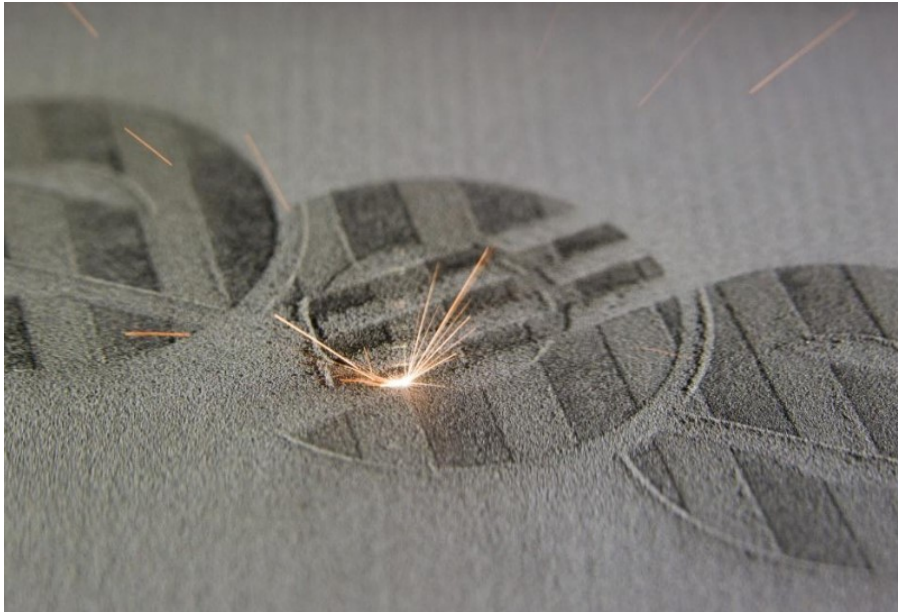
Jak již bylo uvedeno, aby bylo možné vytisknout požadovanou součást, je potřeba do procesního softwaru importovat 3D CAD model převážně ve formátu `_stl`. Software si daná data analyzuje a zkontroluje jejich úplnost. Pověřený operátor optimalizuje pozici výsledného vzorku na stavební platformě (ocelová deska umístěná uvnitř pracovní komory viz. *Obrázek 4*) s ohledem na množství a složitosti součástí, které se danou várkou tisknou a dále tloušťku

jednotlivých vrstev tisku (0,01-0,04 mm) [19]. Parametr tloušťky jednotlivých vrstev výrazně ovlivňuje přesnost finálního výrobku, ale i dobu tisku. Software si podle zadaného modelu a parametrů přiřadí ideální parametry procesu, rozfázuje si 3D model na jednotlivé vrstvy a vytvoří řídicí program [19].



Obrázek 5 - Schématické znázornění tisku metodou DMLS [3]

Samotný tisk probíhá dle schématu na *Obrázku 5*. Ze zásobovací platformy s práškem se nanese pomocí keramického ramena prášek na pracovní platformu, kde se rovnoměrně rozprostře v předem určené tloušťce vrstvy. Laser přes řídicí zrcadlo zaměřuje paprsek na přesně určená místa dopadu dle řídicího programu a natavuje prášek (výkon 200-400 W), který se speče s předchozí vrstvou. Takto proces pokračuje, dokud není produkt vyroben. Pracovní komora (pohled do komory na *Obrázku 6*) je v průběhu tisku plněna dusíkem, který zabraňuje nežádoucímu procesu oxidace částic použitého prášku [19].



Obrázek 6 - Pohled do pracovní komory v průběhu tisku [20]

Po ukončení tisku se přebytečný prášek odsaje mimo pracovní komoru do zásobníku, ze kterého se téměř 98 % prášku recykluje a je možno ho znovu využít. Vyrobený díl se následně odřízne z ocelového platformy. Stejně jako u konvenčně vyráběného dílu, následují po dokončení 3D tisku procesy, které daný díl vyžaduje, jako tepelné zpracování, obrábění, broušení či leštění [19].

1.3.2 Materiály využívané pro 3D tisk technologií DMLS

V dnešní době se pro tisk kovových součástí běžně využívají například materiály [21]:

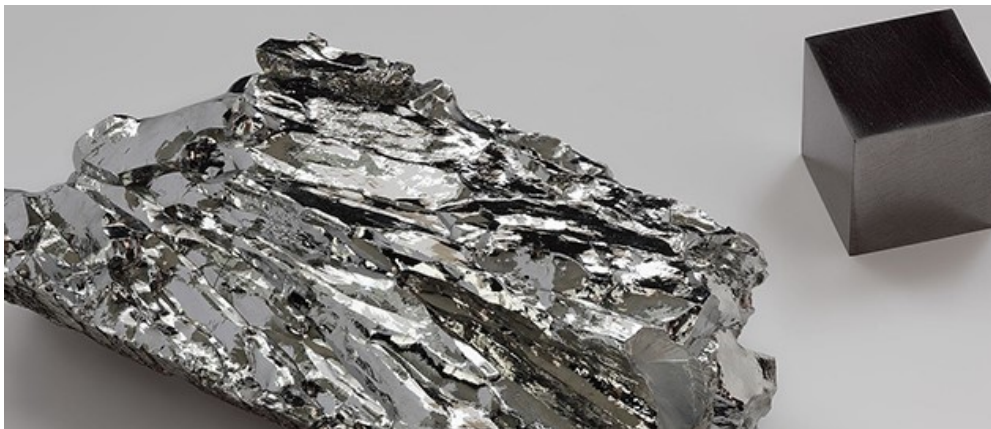
- Nástrojová ocel 1.2709
- Korozivzdorná ocel 1.4542
- Niklová slitina Inconel 718
- Chrom/kobaltová slitina CoCrMo (ASTM F75)
- Titanová slitina Ti6Al4V
- Hliníková slitina AlSi10Mg

Práce je dále zaměřená na niklovou slitinu Inconel 718 tištěnou pomocí technologie DMLS.

2 Nikl a jeho slitiny

Nikl (Ni) byl objeven objeven roku 1751 švédským chemikem Alexem Frederikem Cronstedtem (1722-1765), když se snažil z měděné rudy izolovat měď. Po důkladnějším prozkoumání vlastností byl nikl klasifikován jako nový prvek. Tento bílý, feromagnetický kujný i tažný kov s atomovým číslem 28 a atomovou hmotností 58,69 má teplotu tání 1455 °C a teplotu varu 2913 °C [22].

Nikl je vynikající konstrukční kov pro mnoho technických aplikací. Má kubickou plošně středěnou mřížku (FCC), což napomáhá k vyšší tvrdosti a plasticitě. Vysoká pevnost za tepla i za studena společně s odolností proti korozi dělá z niklu jen těžko nahraditelný prvek. Největší nevýhodou je jeho vysoká cena. Z tohoto důvodu se nikl a jeho slitiny (Obrázek 7) využívají teprve v situacích, kde není možné zvolit levnější variantu [23].



Obrázek 7 - Ukázka niklové slitiny Ni-Mo [24]

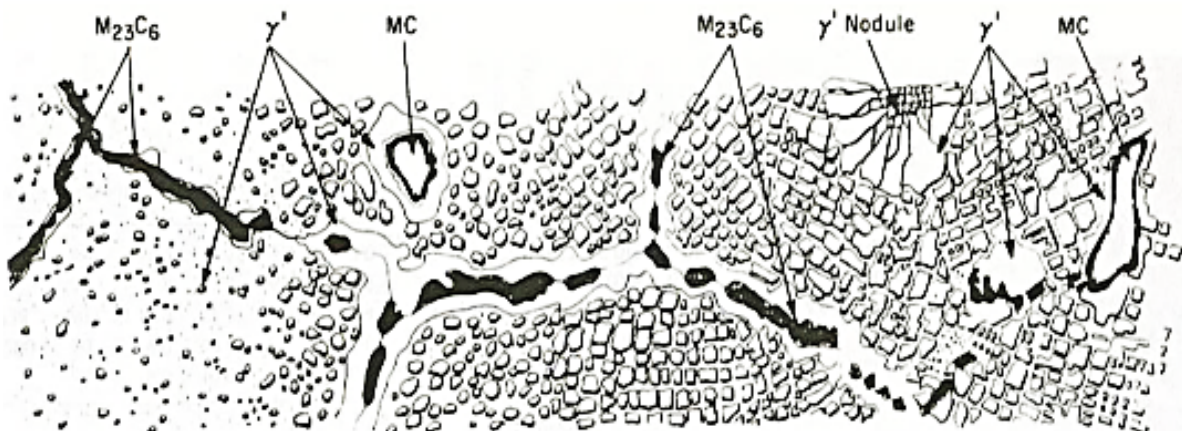
60 % z celkového objemu niklu se využívá jako legura do ocelí, dalších 15 % spotřeby zabírají niklové polotovary, jako například tyče, trubky, dráty či plechy. Zbývajících 25 % celkového objemu vyráběného niklu se využívá na výrobu niklových slitin. Tvářený technický nikl se pohybuje v čistotě mezi 92 až 99,7 % Ni, elektrolytický 99,5 – 99,9 % Ni [25].

Vysoká pořizovací cena niklu a jeho slitin omezuje jeho využití převážně do odvětví, ve kterých se klade velký důraz na odolnost proti oxidaci, korozi a tepelnou stálost. Hlavní zastoupení niklových slitin je proto v leteckém, chemickém, elektrárenském průmyslu, zdravotnictví či v kosmonautice [24].

2.1.2 Slitiny Ni-Cr

Chrómový je důležitým prvkem pro mnoho slitin na bázi niklu, které jsou odolné proti korozi a vysoké teplotě. Tvoří s niklem soustavu s úplnou rozpustností v tuhém stavu a až do 45 hmot.% Cr tvoří jednofázovou austenitickou strukturu. Pokud je obsah Cr vyšší, může začít vylučování ferit [27]. Běžný obsah je mezi 15 až 30 hmot.% Cr, díky čemuž chróm zaručuje žáruvzdornost. Struktura žáruvzdorných slitin Ni-Cr, které se někdy nazývají Nichromy, má plošně středěnou krychlovou mřížku (FCC). Pouze substituční zpevnění tuhého roztoku nemůže za vysokých teplot přenášet mechanické zatížení, protože by ve slitině mohlo dojít k rychlému tečení [25].

Žárupevné slitiny (odolné proti tečení) na bázi tuhého roztoku Ni-Cr obsahují jako legující prvky titan, hliník a karbidotvorné prvky. Prvky Al a Ti tvoří vytvrzující fáze, které při rozpouštěcím žíhání přecházejí do tuhého roztoku. Následným ochlazením tak vznikne metastabilní tuhý roztok. Rozpadem metastabilního tuhého roztoku (stárnutí) se vyloučí sloučeniny Ni_3Ti , Ni_3Al , případně $Ni_3(Al,Ti)$ ve formě γ' [23] [28].



Obrázek 9 - Znárodnění jednotlivých fází ve struktuře slitiny Ni-Cr [23]

Žárupevnost značně ovlivňuje právě rovnoměrně rozděluovaná fáze γ' ve formě jemného precipitátu. Dále se ve struktuře po tepelném zpracování mohou vyskytovat karbidické fáze typu $M_{23}C_6$, M_6C , MC . Karbidickým částicím se autor práce věnuje v následující kapitole. Disperze těchto karbidů značně zvyšuje žárupevnost slitiny, protože zabraňují pokluzům po hranicích zrn [25].

2.1.3 Role karbidů v žárupevné niklové slitině

Obsah uhlíku v niklových slitinách se pohybuje u tvářených slitin od 0,02 do 0,2 % a u odlévaných slitin okolo 0,6 %. Karbidy se tvoří jak po hranicích, tak i uvnitř zrn (Obrázek 9) [23].

Vzniklé částice jsou tvrdší a křehčí než matrice slitiny, jejich rozložení podél hranic zrn ovlivňuje pevnost, tažnost i tečení při jejich tepelném namáhání. Pokud nejsou karbidy vyloučeny po hranicích zrn, dochází ke snížení pevnostních vlastností niklové slitiny a k poklesu doby do porušení během creepového namáhání. Na druhou stranu, pokud jsou hranice zrn obsazeny souvislými karbidickými útvary, materiál ztrácí svou plastičnost a je více náchylný k rozvoji nežádoucích štěpných lomů. Pro dosažení optimálních vlastností niklových slitin je žádoucí distribuce nepravidelných řetězců karbidů po hranicích zrn [23].

V niklových slitinách se převážně nacházejí karbidy [23] [28]:

- **MC** karbidy jsou monokarbidy, kde „M“ znamená kovové prvky jako titan, tantal, kolumbium nebo wolfram. Karbidy MC jsou velmi stabilní a tvoří se těsně pod teplotou solidu. Při tepelném zpracování se obtížně rozpouštějí v tuhém roztoku a omezují růst zrna.
- **M₂₃C₆** karbidy, ve kterých „M“ označuje převážně chrom, který může být nahrazen železem a v menším rozsahu wolframem, molybdenem nebo kobaltem s ohledem na druh slitiny. M₂₃C₆ vznikají v průběhu tepelného zpracování v rozsahu teplot 760 až 980 °C. Tyto karbidy mají krychlovou plošně středěnou mřížku a precipitují obvykle na hranicích zrn.
- **M₆C** karbidy se tvoří při teplotách v rozmezí od 815 do 980 °C. Jsou velmi podobné karbidům M₂₃C₆ a mají také krychlovou plošně středěnou mřížku. Mohou být na bázi molybdenu nebo wolframu. Pokud je ve slitině 6 až 8 % Mo nebo W, karbidy M₆C se utváří společně s M₂₃C₆ po hranicích zrn.

2.1.4 Tepelné zpracování niklových slitin

Tepelné zpracování je nedílnou součástí při výrobě dílů z čistého niklu, případně niklových slitin. Podle volby tepelného zpracování se odvíjejí výsledné mechanické vlastnosti. Čistý nikl prochází převážně žíháním ke snížení pnutí, a to za podmínek 300 °C/ 1 hod., případně rekrystalizačním žíháním 525 až 800 °C/ 1 hod. U slitin se uvádí jako ideální tepelné zpracování homogenizační žíhání, rekrystalizační žíhání, žíhání ke snížení pnutí a vytvrzování [25].

Proces vytvrzování niklových žárupevných slitin je velmi náročný. Klíčové pro výsledné struktury a vlastnosti je množství, velikost a rovnoměrné rozložení zpevňujících fází. Během tepelné zpracování musí žárupevná slitina projít nejprve, jak již bylo uvedeno, rozpouštěcím ohřevem. Je důležité, aby se co nejvíce rozpustila fáze γ' . Správná teplota se odvíjí podle chemického složení jednotlivých slitin, nicméně se pohybuje v rozmezí od 1080 °C do 1220 °C. Doba ohřevu se stejně jako teplota odvíjí od složení a velikosti součásti, běžně 2 až 12 hodin. Protože by se v průběhu ohřevu mohly legující prvky vypařit do atmosféry, provádí se ohřev ve vakuových pecích, případně v pecích s ochranou atmosférou. Následné ochlazování musí probíhat pomalu na vzduchu, či v ochranné atmosféře argonu. Ochlazením ve vodní lázni by mohlo dojít k popraskání. Velmi náchylné na porušení rychlým ochlazením jsou vysokolegované špatně tvárné slitiny [25].

Po rozpouštěcím ohřevu a chladnutí následuje stárnutí. Proces stárnutí je buď jednostupňovitý, nebo je rozdělen do více stupňů z důvodu co nejjemnějšího vyloučení γ' fáze. Tím se výrazně zvyšuje žárupevnost. Teplota během stárnutí je vyšší než výsledná pracovní teplota součásti. U niklových slitin se stárnutí provádí při teplotách 700-950 °C po dobu 2 až 10 hodin v závislosti na chemickém složení a velikosti zpracovávané součásti. Hlavní funkcí stárnutí je vyloučení karbidů a vytvrzující fáze γ' z přesyceného tuhého roztoku [25].

2.2 Niklové slitiny typu Inconel

Název je registrován pod ochranou známkou společnosti *Special Metals Corporation* (USA) [29]. Jedná se o vysokoteplotní superslitiny na bázi niklu a chrómu. Mají γ matici a krychlovou plošně středěnou krystalickou mřížku. Díky stabilním mechanickým vlastnostem za zvýšených teplot jsou široce využívány v leteckém, námořním, jaderném, chemickém a petrochemickém průmyslu [30]. Na *Obrázku 8* je vidět rozložení jednotlivých slitin Inconel podle hlavních legujících prvků.

Nejrozšířenější jsou slitiny typu Inconel 600, Inconel 625 a Inconel 718, které se výrazně liší svým chemickým složením. Každá z těchto slitin má proto v technické praxi rozdílné využití [29].

2.2.1 Niklová slitina Inconel 600

Inconel 600 je standartní materiál využívaný v aplikacích, kde je vyžadovaná odolnost proti korozi a teplotní stálost. Jedná se o tuhý roztok γ , ve kterém se vyskytují karbidy titanu či karbidy chrómu. Chemické složení je uvedeno v *Tabulce 2*. Vysoké % Ni zaručuje korozní odolnost proti velkému množství organických i anorganických sloučenin a zároveň chrání proti koroznímu praskání způsobenému chloridy. Chrómu zvyšuje odolnost vůči sloučeninám síry a zaručuje žáruvzdornost. Slitina není precipitačně vytvrditelná. Využívá se v širokém rozpětí teplot (do 1090 °C) například na výrobu košů a stolic do pecí na tepelné zpracování nebo součásti kotlů [23] [31].

Tabulka 2 - Chemické složení Inconel 600 v % [31]

Nikl (Ni)	Min. 72,00
Chrómu (Cr)	14,00-17,00
Železo (Fe)	6,00-10,00
Uhlík (C)	Max. 0,15
Mangan (Mn)	Max. 1,00
Křemík (Si)	Max 0,50

2.2.2 Niklová slitina Inconel 625

Další velmi rozšířená Ni-Cr slitina je Inconel 625, která má své pole působnosti do 982 °C. Jako jedna z mála slitin typu Inconel je svařitelná a její pevnost se pohybuje okolo 1000 MPa v závislosti na zpracování. Chemické složení (viz. *Tabulka 3*) ukazuje množství přísadových prvků uvnitř slitiny. Velký vliv na pevnost mají prvky molybden a niob, které vyztužují Ni-Cr matici. Díky tomu není potřeba materiál precipitačně vytvrzovat. Kombinace těchto prvků dává slitině schopnost odolávat i ve velmi silně agresivních korozních prostředích, například v mořské vodě. Z tohoto důvodu se hojně využívá právě pro součásti a zařízení, pohybující se v mořské vodě. Jedná se o armatury, vrtulové lopatky člunů a ponorek, výfukové potrubí, pružiny či opláštění podmořských kabelů [32].

Tabulka 3 - Chemické složení Inconel 625 v % [32]

Nikl (Ni)	Min. 58,00
Chrom (Cr)	20,00-23,00
Železo (Fe)	Max. 5,00
Molybden (Mb)	8,00-10,00
Niob (Nb)	3,15-4,15
Uhlík (C)	Max. 0,10
Mangan (Mn)	Max. 0,50
Křemík (Si)	Max. 0,50
Hliník (Al)	Max. 0,40
Titan (Ti)	Max. 0,40
Kobalt (Co)	Max. 1,00

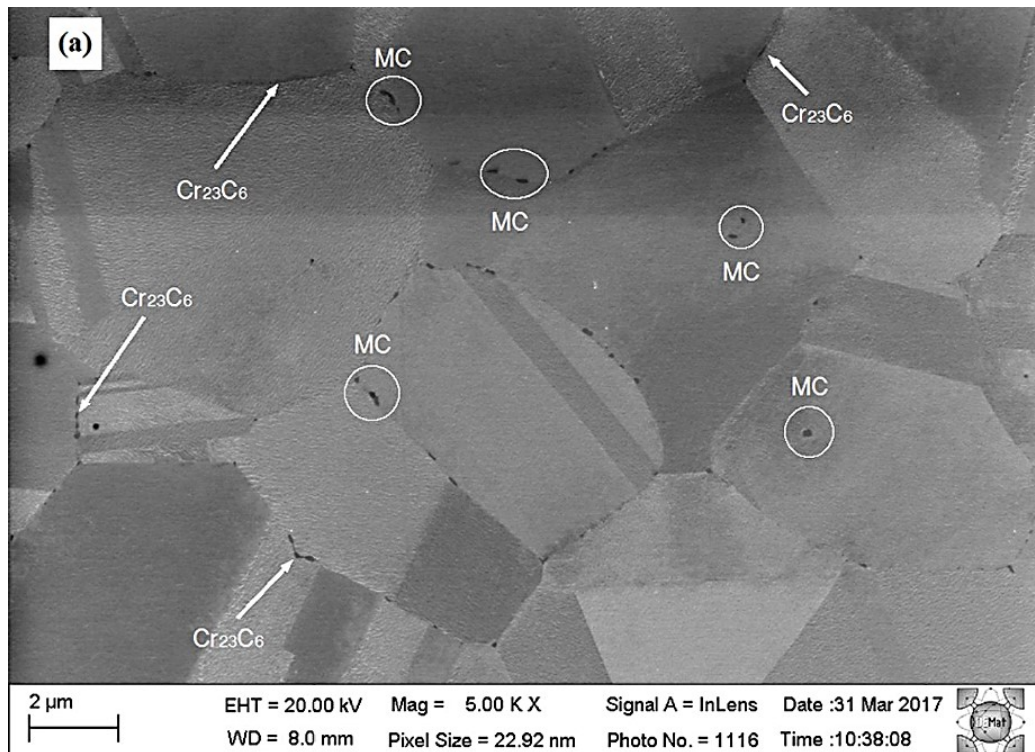
2.3 Niklová superslitina Inconel 718

Inconel 718 je tuhý roztok γ (Obrázek 10) obsahující karbidy MC, $M_{23}C_6$ a vytvrzující fázi γ' , krystalizující (jak již bylo uvedeno) v krychlové plošně středěné mřížce. Na rozdíl od jiných Ni-Cr slitin precipituje γ' převážně ve formě Ni_3Nb a pouze v malém množství jako $Ni_3(Al,Ti)$. Její teplotního využití je od hlubokého podchlazení (-253 °C) do 700°C. Tabulka 4 znázorňuje množství jednotlivých prvků ve slitině [33].

Stejně jako Inconel 625 je i tato slitina dobře svařitelná s odolností proti praskání po svařování. Své mechanické vlastnosti získává v průběhu tepelného zpracování, které se skládá z žihání, precipitačního vytvrzování a následného stárnutí viz. kapitola 2.1.4. Inconel 718 dosahuje po tepelném zpracování pevnosti v tahu až 1700 MPa. V kombinaci s dobrými únavovými vlastnostmi a odolností proti tečení je v průmyslu značně rozšířena. Využívá se pro množství komponent do pohonů letadel, vesmírných raket, na oběžná kola turbín, případně pro kryogenní nádrže [25] [33].

Tabulka 4 - Chemické složení Inconel 718 v % [33]

Nikl (Ni)	50,00-55,00
Chrom (Cr)	17,00-21,00
Železo (Fe)	zbytek
Niob (Nb)	4,75-5,50
Molybden (Mb)	2,80-3,30
Uhlík (C)	Max. 0,08
Mangan (Mn)	Max. 0,35
Křemík (Si)	Max. 0,35
Hliník (Al)	0,20-0,80
Titan (Ti)	0,65-1,15
Kobalt (Co)	Max. 1,00



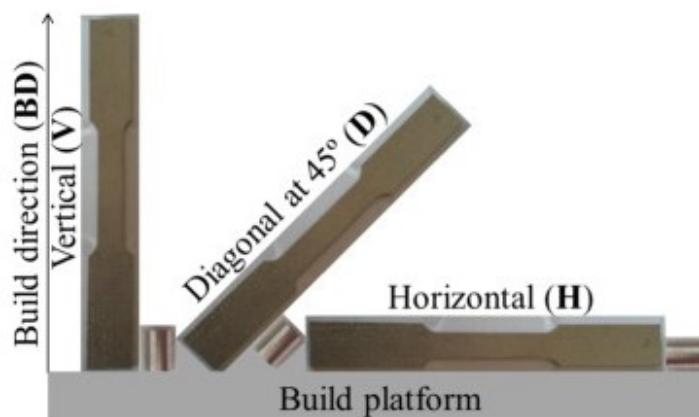
Obrázek 10 – Tuhý roztok γ se zvýrazněnými karbidy [34]

Speciální druh této slitiny je Inconel 718 SPF (Super Plastic Forming). Využívá se pro tvarově složité a teplotně namáhané součásti, které lze vyrobit pouze tvářecím procesem. Pro dosažení potřebné plasticity je kladen velký důraz na proces výroby slitiny, převážně na její chemické složení a finální válcování polotovarů [35].

Kromě konvenčního způsobu výroby, kdy se jako polotovar využívají převážně tyče, trubky, dráty a plechy je v posledních letech enormní snaha vyrábět Inconel 718 pomocí technologií 3D tisku ve tvaru finálního výrobku. Pro tisk se využívají převážně technologie DMLS a SLM, které byly popsány v kapitolách 1.2.3 a 1.3 [36].

2.4 Niklová superslitina Inconel 718 tištěná technologií DMLS

Charakteristiky superslitiny Inconel 718 již byly popsány dříve. Protože je tento materiál velice drahý, je snaha snížit co nejvíce materiálové ztráty. Právě technologie 3D tisku by mohla nahradit neekonomické třískové obrábění, během kterého vznikají nejvyšší materiálové ztráty. Navíc se tímto způsobem vyrobí tvarově složitě součásti za kratší dobu. Mechanické vlastnosti závisí nejen na tepelném zpracování jako u konvenčně vyráběných, ale také na směru tisku jednotlivých součástí [37]. Na *Obrázku 11* je označení směrové orientace vyráběných vzorků použité v uvedeném článku.

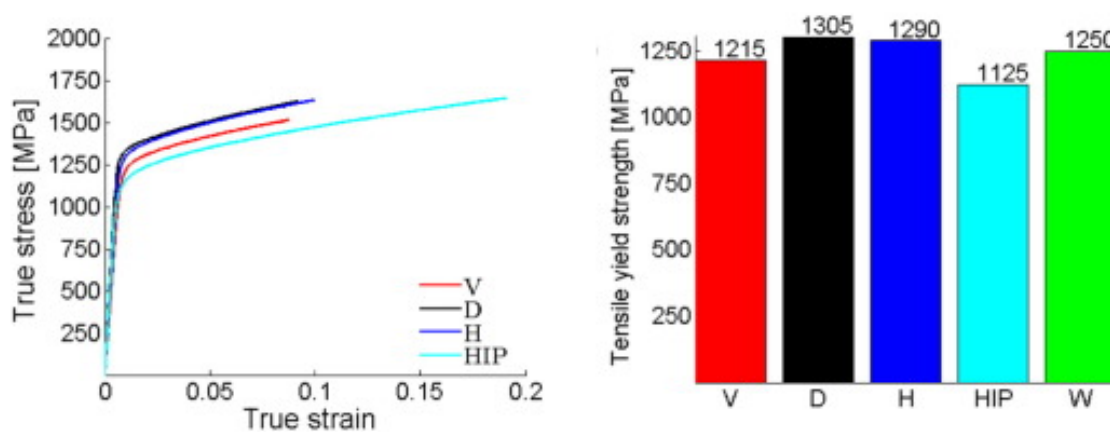


Obrázek 11 - Varianty jednotlivých směrů výroby u technologie 3D tisku [37]

Práce [37] porovnává vliv jednotlivých směrů tisku na mechanické vlastnosti. Z diagramu na *Obrázku 12 vlevo* je patrné, že s jednotlivými směry tisku se nemění poměrné prodloužení ϵ . Mez kluzu $R_{p0,2}$ (viz. *Obrázek 12 vpravo*) pro směr tisku V je o 75, respektive 90 MPa nižší než směry H, D.

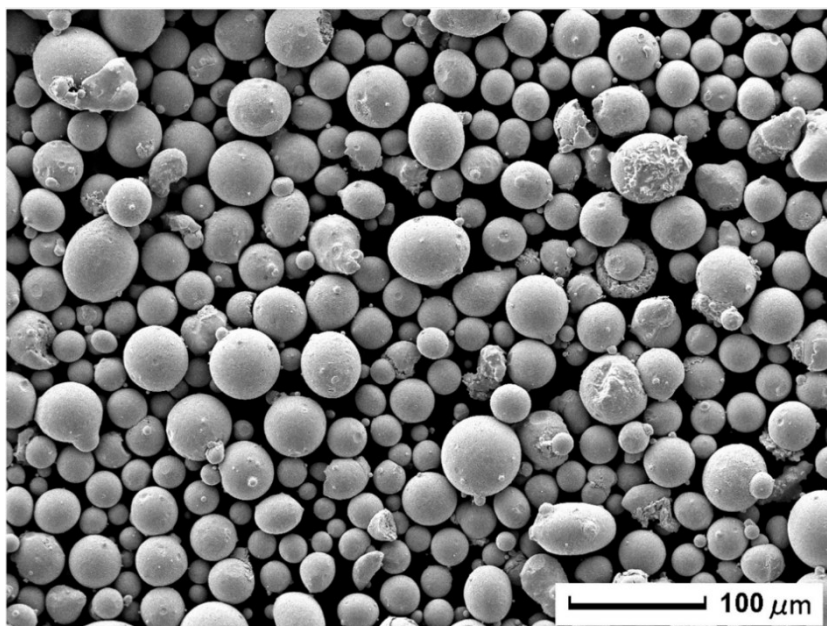
Část vzorků prošla po stejném tepelném zpracování navíc technologií zvanou HIP (Hot Isostatic Pressing). Během této technologie jsou vzorky zahřáty na teplotu 1163 °C a po dobu 4 hodin izostaticky stlačeny tlakem 100 MPa. Během HIP je teplota nad teplotu rekystalizace, během které se struktura přetransformuje, uvolní se vnitřní pnutí a zvýší se tažnost. Tyto vzorky vykazují 2x větší poměrné prodloužení, než vzorky se standardním tepelným zpracováním. Na druhou stranu dosahují o 90-180 MPa nižší meze kluzu [37]. V článku, bohužel, není uvedeno, jakým směrem je vzorek po HIP tištěn, proto nelze výsledky z hlediska směrové orientace absolutně porovnat.

Sloupcový graf na *Obrázku 12 vpravo* navíc uvádí zelenou barvou hodnotu meze kluzu pro materiál konvenčně vyráběný kováním (W). Podle [37] daný vzorek (W) prošel podobným tepelným zpracováním jako ostatní vzorky (V, D, H, HIP). Mez kluzu konvenčně vyráběného vzorku je dle článku vyšší než u vzorku připravovaného vertikálně a technologií HIP, ale menší než u diagonálních a horizontálních.



Obrázek 12 - Diagram tahové zkoušky a výsledné hodnoty meze kluzu pro jednotlivé směry tisku v porovnání s HIP upravenými a kovanými vzorky [37]

Jak již bylo řečeno v kapitole 1.2, u DMLS se využívá na výrobu tištěných součástí prášek z požadovaného materiálu. Na *Obrázku 12* je detail prášku Inconel 718 zaznamenaný na SEM. Průměrná velikost jednotlivých částic se pohybuje v rozmezí 20 až 50 μm [38].



Obrázek 13 - Detail prášku na výrobu součástí ze slitiny Inconel 718 [38]

2.5 Porovnání výsledných mechanických vlastností vzorků Inconel 718 tištěných technologiemi DMLS a SLM

Z nalezených článků jsou v *Tabulce 5* sumarizovaná data mechanických vlastností jednotlivých technologií a směrů tisku. V článcích se ke zlepšení mechanických vlastností využívají téměř stejné tepelné zpracování.

Tabulka 5 – Porovnání mechanických vlastností materiálu Inconel 718 připraveného technologiemi DMLS a SML

DMLS	[39] ¹			[37] ²		
Směry	H	V	D	H	V	D
R _{p0,2} [MPa]	1 370	1 260	-	1 290	1 215	1 305
R _m [MPa]	1 520	1 410	-	-	-	-
A [%]	16	20,6	-	10,2	9	9,5
SLM	[40] ¹			[41] ¹		
Směry	H	V	D	H	V	D
R _{p0,2} [MPa]	1 186	1 180	1 190	1 210	1 180	-
R _m [MPa]	1 440	1 400	1 450	1 480	1 400	-
A [%]	18	20,4	16,9	18,6	24,2	-

¹Rozpouštěcí žíhání 980 °C/ 1 h, dvoufázové stárnutí 720 °C/ 8 h a 620 °C/ 8 h

²Rozpouštěcí žíhání 950 °C/ 1 h, dvoufázové stárnutí 720 °C/ 8 h a 620 °C/ 8 h

Porovnání jednotlivých hodnot je velice spekulativní, protože se vzorky vyráběly na stojích s různým nastavením, z různých prášků a za odlišných laboratorních podmínek. I přesto jsou rozdíly pouze v řádech desítek MPa. Velmi nízká tažnost u vzorků [37] může být způsobena například uvedeným rozdílem v tepelném zpracování, případně velkou porozitou.

Pro hodnocení strukturních a mechanických vlastností superslitiny Inconel 718 se využívají normované mechanické zkoušky, světelná či elektronová mikroskopie. Obecně jsou tyto experimentální metody popsány v následující kapitole.

3 Hodnocení vlastností kovových materiálů

Pro hodnocení základních charakteristik materiálů se využívají zkoušky mechanických vlastností. Tyto zkoušky se řadí do kategorie destruktivních zkoušek a podle požadavků se provádí za normálních, zvýšených i snížených teplot. Během zkušebního procesu je daný vzorek, jehož tvar a rozměry jsou normalizované pro jednotlivé zkoušky, staticky, dynamicky či cyklicky namáhán [42], [43].

Během statické zkoušky je vzorek deformován působící silou, která plynule roste až do porušení vzorku. Proces zatěžování a deformace probíhá relativně pomalu v porovnání s dynamickou zkouškou. Dle namáhání a deformace se rozdělují na statické zkoušky [42]:

- Destruktivní – Zkouška tahem, tlakem, ohybem, krutem
- Nedestruktivní – Zkouška tvrdosti

U destruktivní metody statické zkoušky je v každém okamžiku možné zjistit zatěžující sílu i velikost deformace [42].

Dynamické zkoušky se vyznačují vysokou rychlostí deformace vzorku. Jejich cílem je převážně zjistit deformační práci spotřebovanou zkušebním vzorkem. Jedním z typů dynamické zkoušky je např. *Zkouška rázem v ohybu* [42].

Zkoušky s cyklickým zatěžováním probíhají pomocí míjivého zatěžování a odlehčování vzorku. Zjišťuje se převážně počet cyklů, který je potřeba ke vzniku trhlin, případně k lomu materiálu. Jedná se o zkoušky *vysokocyklové a nízkocyklové únavy* [42].

Dalším zástupcem jsou speciální nedestruktivní zkoušky, které zjišťují povrchové (kapilárně, elektromagneticky, vizuálně) i vnitřní (ultrazvukově, rentgenem) materiálové vady [44].

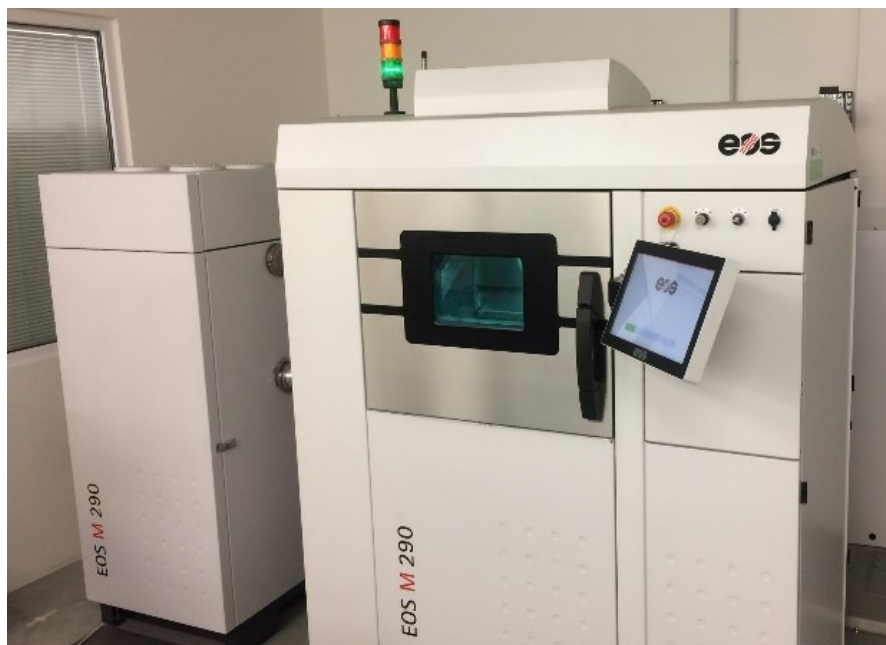
Využité metody pro zjišťování mechanických a morfologických vlastností konvenčních i tištěných vzorků ze slitiny Inconel 718 jsou dále rozepsány v experimentální části práce.

4 Experimentální část

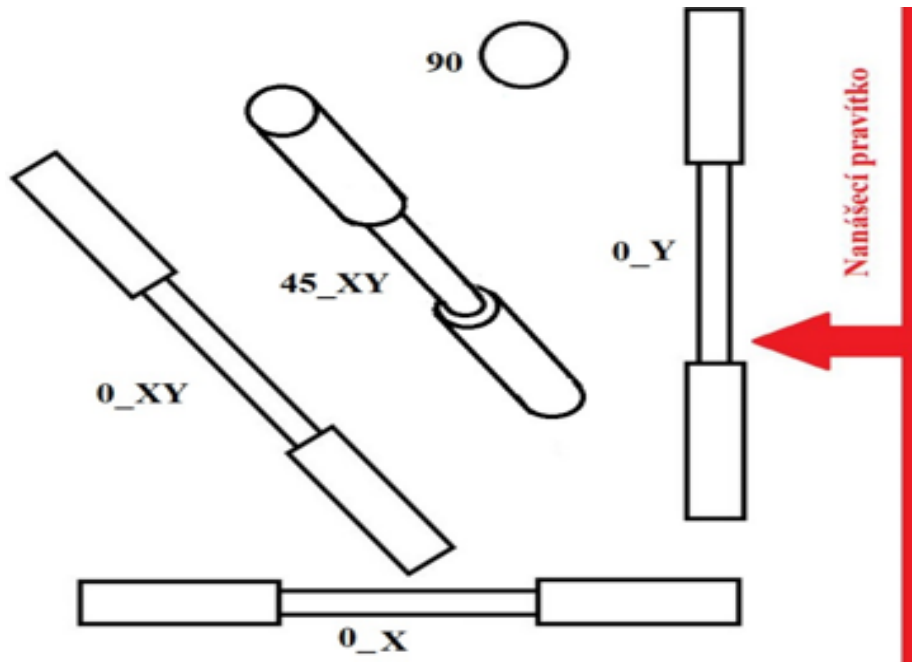
V rámci diplomové práce jsou využity vzorky z materiálu Inconel 718. Vzorky použité při experimentech byly vyrobeny dvěma způsoby. První část vzorků byla tištěna na 3D tiskárně technologií DMLS a druhá část byla připravena z tyče válcované za tepla. Oba typy vzorků následně prošly totožnými dokončovacími operacemi a totožným tepelným zpracováním. O přípravu vzorků se postarala Západočeská univerzita v Plzni. Autor diplomové práce po obdržení připravených vzorků provedl mechanické zkoušky a materiálové analýzy. Jednotlivé úkony prováděl buď sám, nebo s pomocí kolegů na přístrojích ve firmě SVÚM, a.s.

4.1 Příprava vzorků

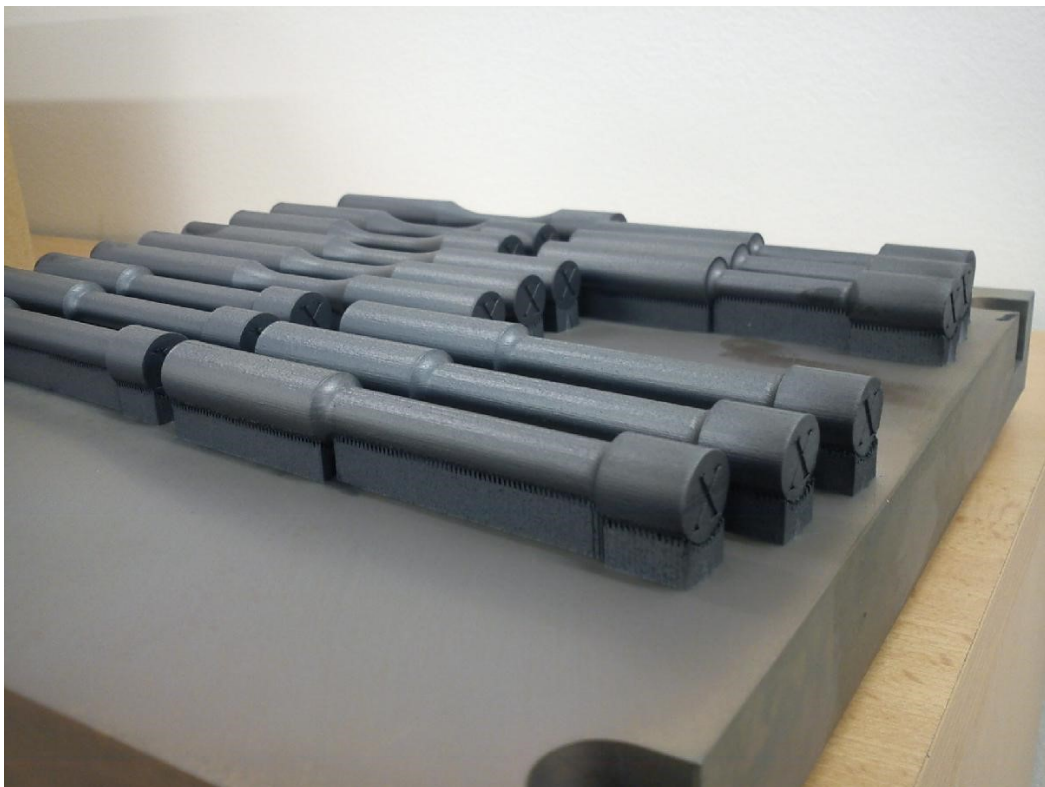
Výrobou vzorků se v rámci spolupráce zabývala Západočeská univerzita v Plzni, kde tisk probíhal na stroji EOS M290 (*Obrázek 14*) výkonem laseru 285 W v ochranné atmosféře argonu. Skenovací rychlost laseru byla 960 mm/s a tloušťka jednotlivých vrstev byla 0,04 mm. Vzorky se tisknuly na stavební platformu v orientaci dle *Obrázku 15*. Příklad vytištěných vzorků s orientací X je na *Obrázku 16*. Konvenční vzorky byly vyráběny na obráběcím centru z tyčí válcovaných za tepla s certifikací EN 102043.1.



Obrázek 14 - Tiskárna EOS M 290 na Západočeské univerzitě v Plzni

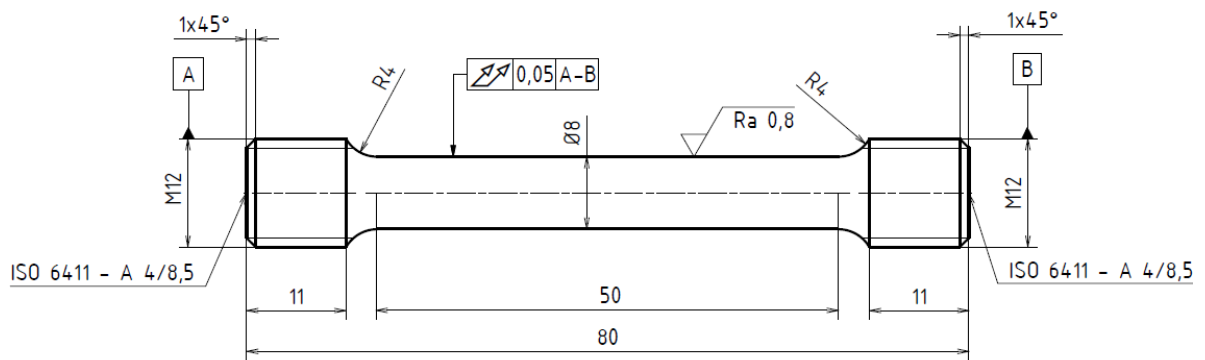


Obrázek 15 - Jednotlivé možnosti orientace vzorků

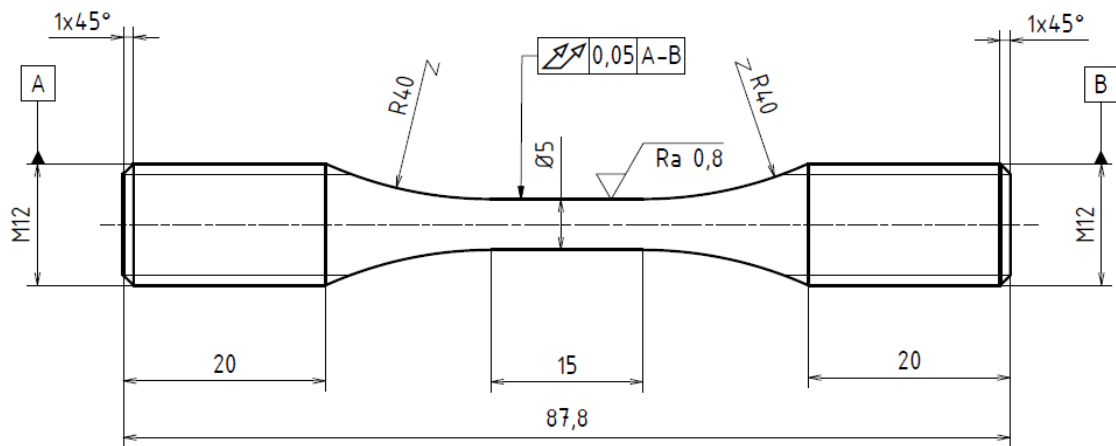


Obrázek 16 - Stavební platforma s vytištěnými vzorky orientace X

Rozměry vzorků pro jednotlivé mechanické zkoušky jsou na *Obrázku 17* a *Obrázku 18*.



Obrázek 17 - Rozměry vzorku pro zkoušku tahem



Obrázek 18 - Rozměry vzorku pro zkoušku vysokocyklové únavy

Přehledné shrnutí počtu vzorků pro jednotlivé zkoušky a jejich označení je uvedeno v *Tabulce 6* a *Tabulce 7*.

Tabulka 6 - Přehled vzorků pro zkoušku tahem (Inconel 718)

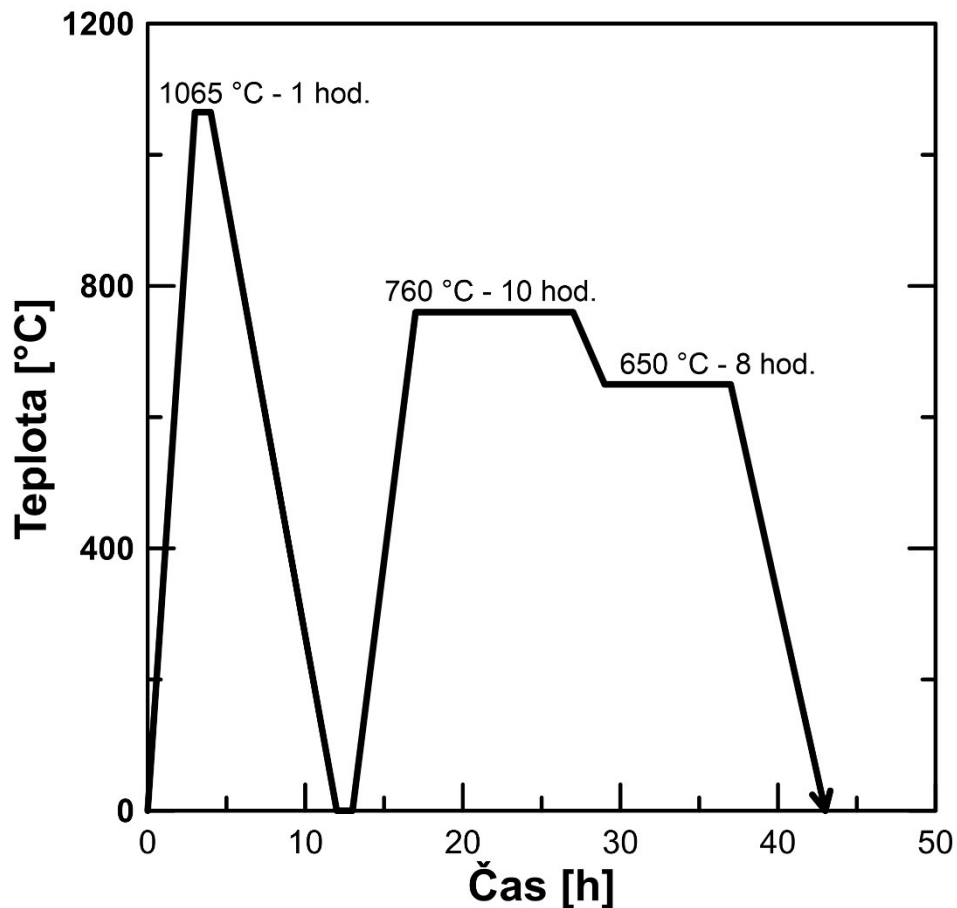
Zkouška	Teplota [°C]	Typ vzorku	Směr tisku	Označení	Počet ks
Tah	19	Konvenční	-	801-803	3
		3D tištěný	X	001-006	6
			Y	037-042	6
			XY	073-078	6
	600	Konvenční	-	807,808	2
		3D tištěný	X	019,024	2
			Y	055,058	2
			XY	085,087	2

Tabulka 7 - Přehled vzorků pro zkoušku vysokocyklové únavy (Inconel 718)

Zkouška	Teplota [°C]	Typ vzorku	Směr tisku	Označení	Počet ks
Vysokocyklová únava	19	Konvenční	-	V801-V806	6
		3D tištěný	X	V001-V015	15

4.2 Tepelné zpracování

Stejně jako přípravu vzorků, zaštiťuje ZČU i tepelné zpracování vzorků, které probíhá dle normy ASM 5664 [45]. Parametry zpracování byly zvoleny s ohledem na dosažitelné mechanické vlastnosti, které norma uvádí. Schematicky je tepelné zpracování znázorněno na *Obrázku 19*. Vzorky se nejprve zahřejí na teplotu 1065 °C, kde po dobu jedné hodiny probíhá rozpouštěcí žíhání a následně se pomalu ochlazují na vzduchu. Po žíhání následuje dvoustupňové stárnutí. První stupeň probíhá na teplotě 760 °C po dobu 10 hodin, poté se rychlostí 50 °C/hod. ochlazuje na teplotu 650 °C, při které probíhá druhý stupeň stárnutí s výdrží 8 hodin. Po uplynutí požadované doby se vzorky znovu pozvolna ochlazují na vzduchu.



Obrázek 19 - Schématické znázornění průběhu tepelného zpracování pro materiál Inconel 718

4.3 Zkouška tahem

4.3.1 Zkouška tahem za pokojové teploty

Zkouška tahem za pokojové teploty byla provedena dle normy ČSN EN ISO 6892-1 [46] na zařízení Instron 1185 (Obrázek 20) s elektromechanickým pohonem. Rychlost zatěžování vzorků byla 2,5 mm/min. Zkušební vzorky mají kruhový průřez s nominálním průměrem 8 mm a délkou činné části 40 mm viz. Obrázek 17. Pro záznam deformací byl využit videoextenzometr s počítačovým ovládáním a ukládáním dat. Pro jednotlivé vzorky byla vyhodnocena mez kluzu, mez pevnosti, tažnost a kontrakce. Z vyhodnocených parametrů byla vypočtena průměrná hodnota a její směrodatná odchylka.



Obrázek 20 - Zkušební zařízení Instron 1185

4.3.2 Zkouška tahem za zvýšené teploty

Zkouška tahem za pokojové teploty byla provedena dle normy ČSN EN ISO 6892-2 [47] na zařízení Instron 1196 (Obrázek 21) s elektromechanickým pohonem. Zkouška byla provedena za teploty 600 °C s rychlost zatěžování vzorků 0,5 mm/min. Rozměry vzorků jsou stejné jako u zkoušky za pokojové teploty, také pro záznam deformací byl použit videoextenzometr s počítačovým ovládáním a ukládáním dat. Pro jednotlivé vzorky byla vyhodnocena mez kluzu, mez pevnosti, tažnost a kontrakce. Z vyhodnocených parametrů byla vypočtena průměrná hodnota a její směrodatná odchylka.



Obrázek 21 - Zkušební zařízení Instron 1196

4.4 Zkouška vysokocyklové únavy

Zkouška vysokocyklové únavy za pokojové teploty byla provedena na konvenčně vyráběných a tištěných vzorcích ve směru X materiálu Inconel 718. Rozměry zkušebních vzorků jsou na *Obrázku 18*. Pro zkoušky vysokocyklové únavy se využil vysokofrekvenční pulsátoru Amsler 45 HFP (*Obrázek 22*) s počítačovým řízením a záznamem dat Zwick Roell. Zatěžování vzorků probíhalo míjivým tahem řízením působící síly, tzv. měkkým zatěžováním [48]. Pro udržení zvolených zatěžujících sil zařízení využívá dynamometr. Byl zvolen maximální počet cyklů 10 000 000, po jejichž dosažení se zařízení samo odstaví. Tento počet cyklů vychází z definice meze únavy. Pokud těleso vydrží 10^7 cyklů, je zatěžováno napětím menším, než je mez únavy a předpokládá se, že vydrží teoreticky nekonečný počet cyklů [48].



Obrázek 22 - Vysokofrekvenční pulsátor Amsler 45 HFP

4.5 Metalografická analýza

Pro metalografickou analýzu byly použity vzorky ze zkoušky tahem i zkoušky vysokocyklové únavy. Nejprve se ze zkušebních tyčí oddělila pomocí metalografické pily Struers Secotom 50 (Obrázek 23 A) lomová plocha, aby nedošlo k jejímu poškození a bylo možno ji použít pro fraktografickou analýzu. Následně se vzorky rozřezaly v oblasti upínací části, kde během mechanických zkoušek nevznikly deformace. Tyto části byly zařizovány do lisovací hmoty na zařízení Struers CitoPress 10 (Obrázek 23 B). Připravené vzorky byly strojně broušeny a vyleštěny na zařízení Struers TegraPol 35 (Obrázek 23 C) brusnou pastou o zrnitosti 1 μ m. V tomto stavu byly vzorky použity pro zjištění obsahu nekovových vměstků.



A)



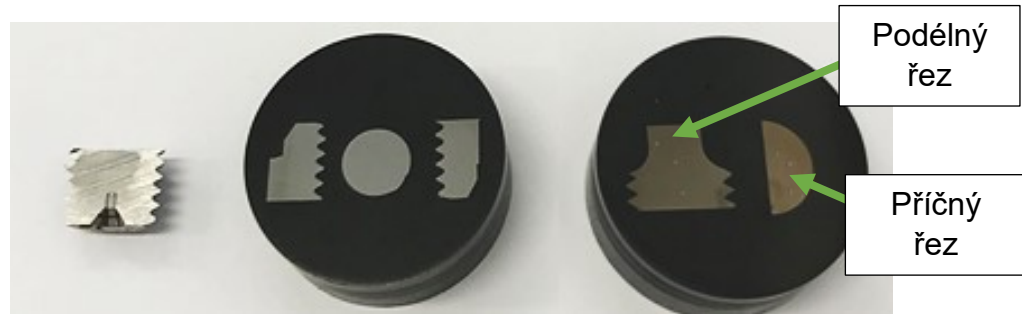
B)



C)

Obrázek 23 - Ukázka použitých laboratorní zařízení pro přípravu vzorků

Odříznutá část závitové hlavy a zalisované vzorky s vyznačenými směry řezu jsou na *Obrázku 24*. Řez podélný je vedený rovnoběžně s osou zkušební vzorku a řez příčný je veden kolmo na osu rotace.



Obrázek 24 - Rozřezané a zalisované vzorky připravené pro metalografické analýzy

Dále byla provedena analýza mikrostruktury. O niklových slitinách je všeobecně známo, že se jejich povrch pro zvýraznění mikrostruktury velice složitě leptá. Autor práce vyzkoušel širokou škálu leptadel. Jako nejvhodnější leptadla byla vybrána směs Lindall (4,5 ml HCl, 4,5 ml H₂O, těsně před leptáním dodat 2 ml H₂O₂ po dobu 5 až 8 s) a roztok Acetic glycergia (15 ml HCl, 10 ml HNO₃, 10 ml kyseliny octové, okolo 10 s).

Pro analýzu obsahu nekovových vměstků a mikrostruktury byl použit světelný mikroskop ZEISS OBSERVER Z1m (*Obrázek 25 A*). Pro fraktografickou analýzu byl použit skenovací elektronový mikroskop ZEISS EVO MA 10 (*Obrázek 25 B*).



A)



B)

Obrázek 25 - Světelný mikroskop (A) a skenovací elektronový mikroskop (B)

4.6 Chemické složení

Zjištění chemického složení konvenčního i tištěného Inconelu 718 bylo provedeno na laboratorním jiskrovém spektrometru SPECTROMAXx (Obrázek 26).

V průběhu měření se nepatrné množství vzorku odpaří. Detektor zachytí odpařené částice a vyhodnotí celkové hm. % jednotlivých prvků. Na náhodně vybraných vzorcích bylo provedeno 5 měření. Pro zajištění relevantnosti měření, bylo potřeba u malých vzorků před každým měřením přešetřit artefakt po předešlé analýze. Průměrné hodnoty se směrodatnou odchylkou byly odečteny z měřicího softwaru. Naměřené hodnoty není možné považovat za zcela přesné a výsledky je potřeba brát jako orientační, neboť zkušební laboratoř nedisponuje příslušným kalibračním standardem pro niklové slitiny.



Obrázek 26 - Jiskrový spektrometr SPECTROMAXx

4.7 Měření tvrdosti dle Vickerse

Měření tvrdosti probíhalo na přístroji Vickers HTM 7307 (Obrázek 27) dle normy ČSN EN ISO 6507-1 [49]. Diamantové vnikací tělísko bylo vtlačováno silou 294,2 N, což odpovídá označení HV 30.

Vtisky byly provedeny do roviny tisku (válcování) i do roviny kolmo na rovinu tisku (válcování). Jednotlivé vtisky byly odečítány individuálně pomocí okuláru. Do každého vzorku byly provedeny 3 vtisky, jejichž hodnoty byly zprůměrovány a byla zjištěna směrodatná odchylka.



Obrázek 27 - Tvrdoměr Vickers HTM 7307

5 Výsledky a jejich diskuze

V této kapitole autor práce prezentuje jednotlivé výsledky provedených mechanických zkoušek a analýz na materiálu Inconel 718, který byl připraven pokročilou metodou 3D tisku pomocí technologie DMLS i konvenčním způsobem.

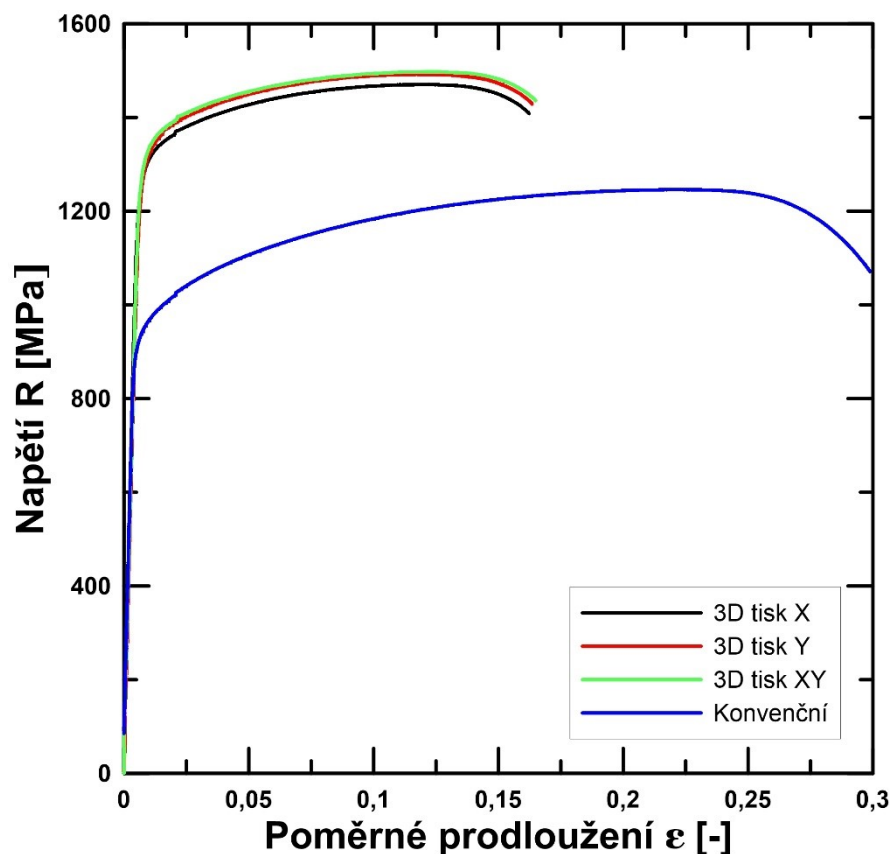
5.1 Výsledky zkoušky tahem za pokojové teploty

Výsledné mechanické a tvárné vlastnosti určené ze zkoušky tahem za pokojové teploty jsou shrnuty i se směrodatnými odchylkami v *Tabulce 8*.

Tabulka 8 - Vliv způsobu výroby slitiny Inconel 718 na pevnostní a tvárné charakteristiky

Směr tisku	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{5,65}$ [%]	Z [%]
Konv.	927 ± 3	1247 ± 1	$29,5 \pm 0,2$	$50,5 \pm 0,2$
X	1268 ± 10	1470 ± 8	$16 \pm 0,3$	$26 \pm 0,8$
Y	1282 ± 8	1476 ± 1	$15,6 \pm 0,3$	$24 \pm 1,2$
XY	1290 ± 16	1481 ± 10	$16,2 \pm 0,5$	$24,7 \pm 1,3$

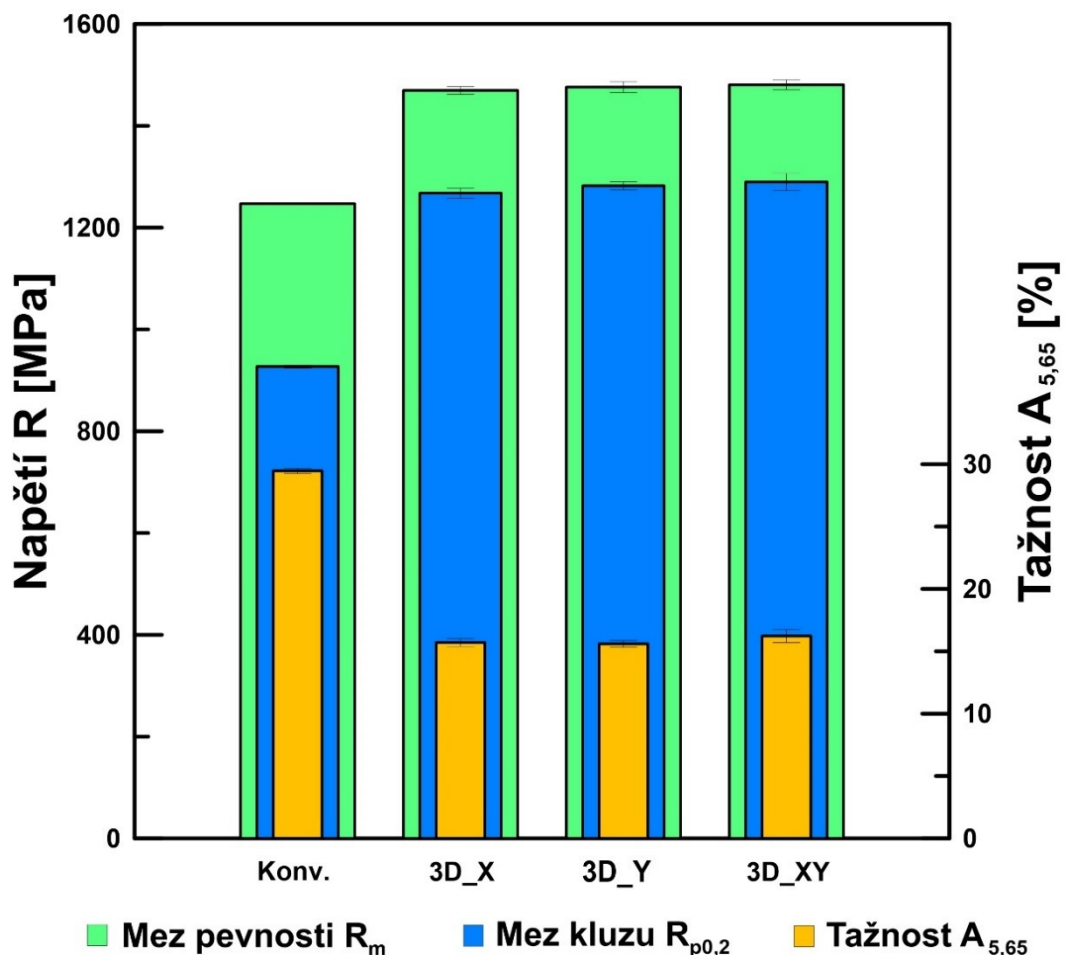
Naměřené hodnoty jsou dále autorem práce zpracovány pomocí programu na tvorbu grafů do tahovém diagramu (*Obrázek 28*).



Obrázek 28 - Tahový diagram zkoušky tahem za pokojové teploty materiálu Inconel 718

Do tohoto diagramu byly ze skupiny výsledků vybrány reprezentativní vzorky. Z diagramu vyplývá, že ve srovnání s konvenčně připraveným Inconelem 718 vykazují tištěné vzorky vyšší mez kluzu i mez pevnosti. V souladu s tím jsou zjištěny nižší tvárné vlastnosti. Z pohledu dostupné směrové orientace tištěných vzorků lze konstatovat, že nemá výrazný vliv na dosažené pevnostní a tvárné charakteristiky Inconelu 718 připraveného technologií DMLS. Nejnižších hodnot dosahují vzorky tištěné ve směru X, nicméně rozdíl je pouze v řádu jednotek MPa.

Jednotlivé pevnostní i tvárné charakteristiky jsou přehledně graficky vyneseny na *Obrázku 29*. Z tohoto zobrazení jsou vidět výrazněji rozdíly mezi jednotlivými charakteristikami konvenčně vyráběných a tištěných vzorků. Stejně jako nepatrné rozdíly ve výsledcích pro rozdílné orientace tisku. V grafu jsou zaneseny směrodatné odchylky, které v některých případech nejsou téměř viditelné.



Obrázek 29 - Grafické znázornění pevnostních a tvárných charakteristik ze zkoušky tahem za pokojové teploty materiálu Inconel 718

Dosažené výsledky nelze plně srovnávat s výsledky z dostupné literatury (*Kapitola 2.5*), neboť výzkumné práce využívají odlišné tepelné

zpracování. Lze předpokládat, tato skutečnost bude výsledky ovlivňovat. Dále je třeba upozornit, že diplomová práce se sice zabývá vzorky tištěnými v různých směrech, ale pouze v horizontální rovině viz. *Obrázek 15*. Z tohoto důvodu je možné porovnat s literaturou pouze mechanické vlastnosti označené v literatuře písmenem *H*.

Zkoumané vzorky Inconelu 718 tištěného technologií DMLS mají:

- Shodné nebo nižší výsledné hodnoty $R_{p0,2}$ v porovnání s [37], [39] stejné technologie, ale o desítky MPa vyšší výsledné hodnoty $R_{p0,2}$ než u technologie SLS [40], [41].
- Téměř shodné výsledky R_m s [39] zabývající se totožnou technologií a současně shodné s výsledky technologie SLS [40], [41].
- Výrazně vyšší *A* než [37] a totožnou výslednou tažnost jako [39], [40], [41]. Zde je potřeba upozornit na skutečnost, že předložená práce uvádí hodnotu tažnosti krátké tyče. Z uvedené literatury není patrné, o jaký druh zkušebního tělesa se jedná. Autor práce si je vědom skutečnosti, že tažnost krátké zkušební tyče je vždy větší než tažnost dlouhé.

Zjištěné mechanické vlastnosti konvenčně vyráběného Inconelu 718 jsou totožné s údaji od výrobce [33].

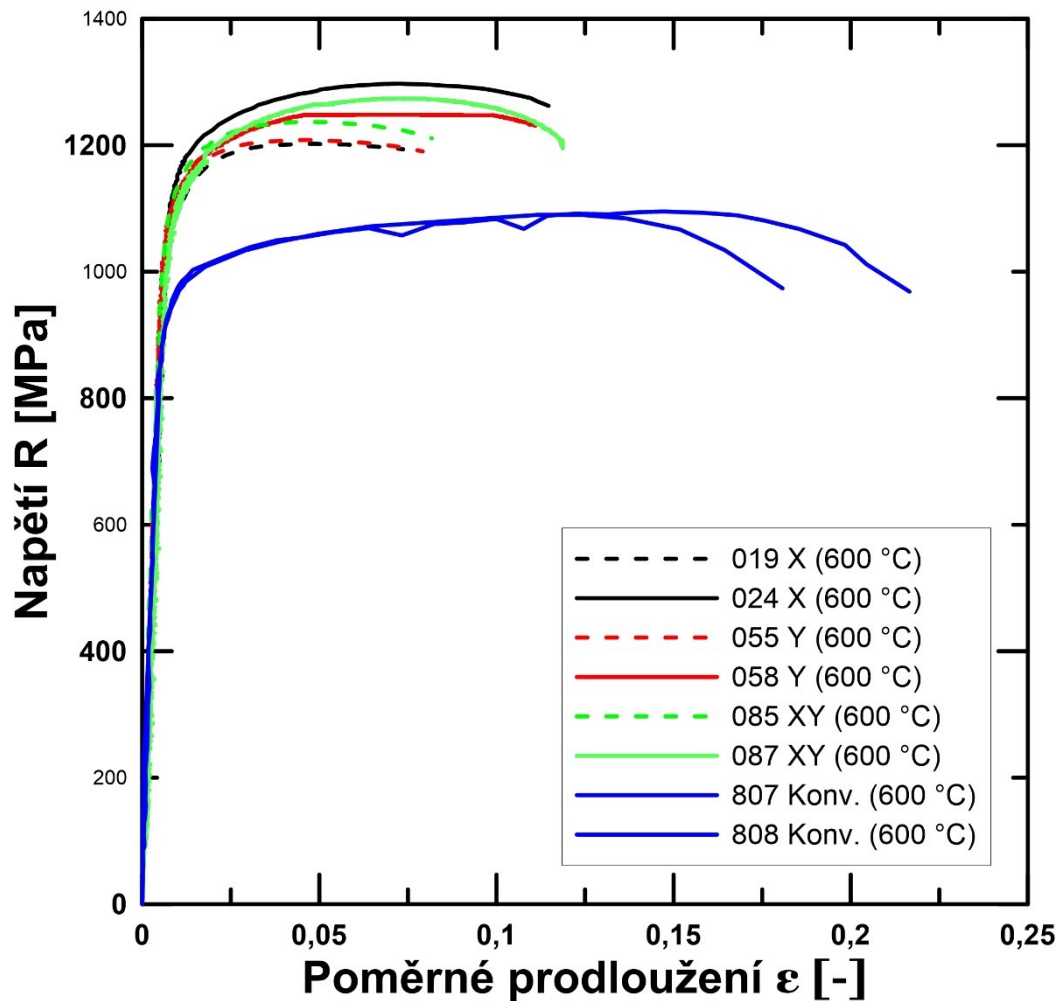
5.2 Výsledky zkoušky tahem za zvýšené teploty

Zkouška tahem byla provedena za teploty 600 °C. Z důvodu nedostatku vzorků byly pro každý typ vzorků provedeny dvě měření. První tištěné vzorky (019 X, 055 Y, 085 XY) byly měřeny o půl roku dříve, než zbylé tištěné a konvenční vzorky na stejném stroji i za stejných podmínek. Tento odstup vznikl vytížeností zkušebního zařízení a vzorky jsou rozlišeny v závorce označením I. respektive II. Výsledky jsou shrnuty do *Tabulky 9*.

Tabulka 9 - Vliv způsobu výroby slitiny Inconel 718 na pevnostní a tvárné charakteristiky za zvýšené teploty (600 °C)

Vzorek	R_{p0,2} [MPa]	R_m [MPa]	A_{5,65} [%]	Z [%]
Konv 807 (II.)	933	1095	22,5	50,1
Konv 808 (II.)	911	1093	18,8	49,7
019 X (I.)	1068	1202	7,5	11,8
024 X (II.)	1138	1297	10,9	15,9
055 Y (I.)	1073	1208	7,3	12,7
058 Y (II.)	1084	1274	11	19,7
085 XY (I.)	1103	1237	7,5	13,4
087 XY (II.)	1092	1267	10,8	17

Dále jsou výsledky jednotlivých měření zaneseny do tahového diagramu (*Obrázek 30*). V něm jsou čárkovaně odlišeny právě měření, které proběhla o půl roku dříve.

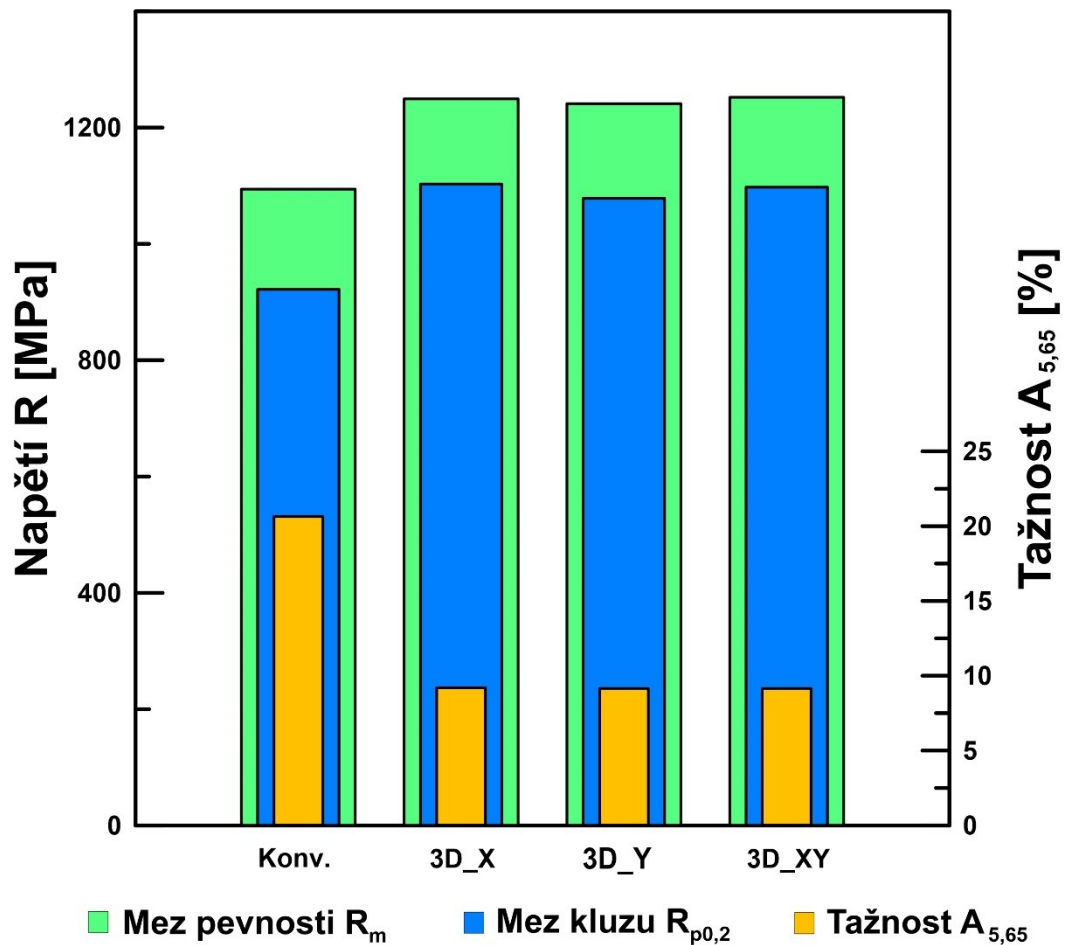


Obrázek 30 - Diagram zkoušky tahem za zvýšené teploty materiálu Inconel 718 (600 °C)

V diagramu jsou zaneseny všechny provedené měření a jednotlivé typy vzorků jsou barevně odlišeny. Obdobně jako u zkoušky tahem za pokojové teploty mají konvenčně vyrobené vzorky výrazně nižší pevnostní a v souladu s tím vyšší tvárné charakteristiky v porovnání s tištěnými vzorky.

Z výsledků jsou patrné rozdíly ve vlastnostech tištěných vzorků. Všechny vzorky byly tištěny ve stejné várci, nicméně první tři měření (019X, 055Y, 085XY), jak již bylo zmíněno, byla provedena s půlročním předstihem. Uvedené vzorky dosahují nižších pevnostních i tvárných charakteristik. Autor práce si je vědom příliš malého množství měření pro adekvátní vyhodnocení příčin rozdílných vlastností.

Graficky jsou průměrné hodnoty zobrazeny na *Obrázku 31*. Z hodnot tištěných vzorků zanesených do grafu nejsou patrné výrazné rozdíly v závislosti na směrové orientaci tisku. Tato skutečnost je v souladu například s výsledky práce [39], ve které však byla provedena zkouška tahem pouze za pokojové teploty. Lze předpokládat, že nezávislost směrové orientace pro rozdílné teploty bude totožná.



Obrázek 31 - Grafické znázornění pevnostních a tvárných charakteristik ze zkoušky tahem za zvýšené teploty (600 °C) materiálu Inconel 718

V dostupné literatuře nebyly nalezeny odpovídající výsledky zkoušky tahem za zvýšené teploty. Výslednou hodnoty lze porovnat pouze s materiálovými charakteristikami uvedenými přímo výrobcem konvenčního i tištěného Inconelu 718. Je nutno podotknout, že autor práce provedl zkoušku za teploty 600 °C, nicméně hodnoty od výrobců jsou uvedeny pro teplotu 649 °C, čímž se hodnoty mohou odlišovat. Porovnávané výsledky jsou pro totožné tepelné zpracování a metodu DMLS.

Naměřené hodnoty materiálu Inconel 718 tištěného technologií DMLS mají:

- Vyšší výsledné hodnoty $R_{p0,2}$ o desítky MPa než [21].
- Vyšší nebo shodné výsledky R_m v porovnání s [21].
- Shodné výsledky tažnosti A jako u hodnoty uvedené výrobcem [21].

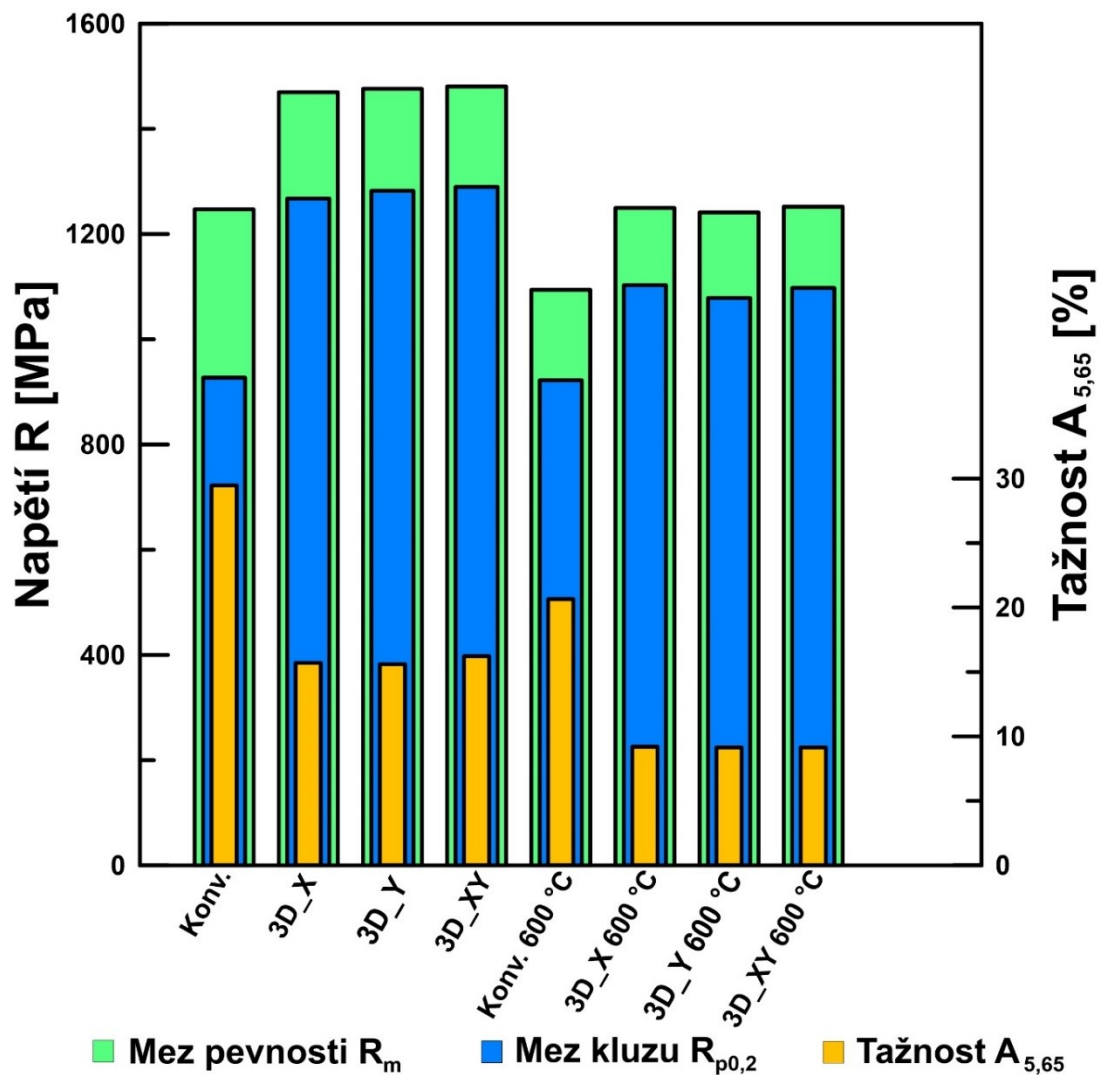
Z uvedeného porovnání materiálu Inconel 718 3D tištěného technologií DMLS lze usuzovat, že pevnostní charakteristiky mají s rostoucí teplotou klesající tendenci. Tento trend dokazují výsledky z teploty 600 °C a 649 °C [21].

Výsledné hodnoty konvenčně vyráběného Inconelu 718 jsou o desítky MPa vyšší než hodnoty uvedené [33]. I v tomto případě je trend klesajících pevnostních charakteristik v závislosti na teplotě.

Tato domněnka by měla být v další práci potvrzena testováním širšího rozmezí teplot.

5.3 Vliv teploty na výsledky zkoušky tahem

Porovnání výsledků zkoušky tahem za teploty okolí a teploty 600 °C je na Obrázku 32.



Obrázek 32 - Grafické porovnání výsledků zkoušky tahem za teploty okolí a teploty 600 °C materiálu Inconel 718

Dle předpokladu má teplota okolního prostředí zásadní vliv na mechanické vlastnosti Inconelu 718. Toto platí nejen pro vzorky konvenčně vyrobené, ale také pro 3D tištěné. Zdá se, že pokles pevnosti při teplotě 600 °C je pro tištěné vzorky větší než u konvenčně vyrobených.

U tištěných vzorků se výsledná hodnota $R_{p0,2}$ naměřená za pokojové teploty pohybuje v oblasti R_m vzorků zkoumaných při teplotě 600 °C. Výsledná tažnost A zkoumaných vzorků za pokojové teploty je o 5 % vyšší než u vzorků při 600 °C. Toto zjištění je v souladu s [21], [33].

Obdobných rozdílů v tažnosti A dosahují také konvenční vzorky. Na rozdíl od tištěných vzorků, $R_{p0,2}$ je pro obě teploty téměř totožná a rozdíl vzniká až u hodnoty R_m , která je o 150 MPa vyšší u zkoušky za pokojové teploty.

Tyto rozdílné vlastnosti v závislosti na teplotě mohou být způsobeny četností zpevňujících fází po hranicích zrn. Precipitáty vzniklé při vytvrzujícím procesu ztrácejí vlivem zvýšené teploty svou koherentnost a tím se mechanické vlastnosti snižují.

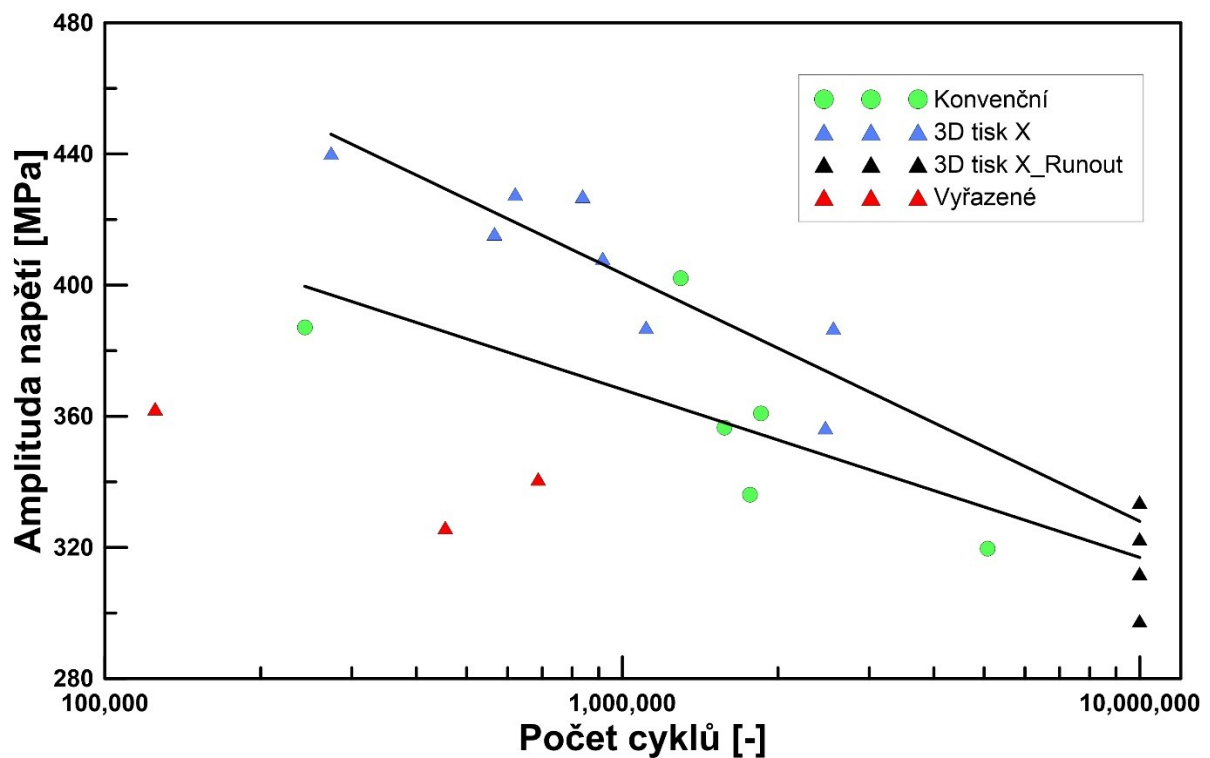
Tyto výsledky by v další práci bylo vhodné ověřit na statisticky významnějším počtu vzorků.

5.4 Výsledky vysokocyklové únavy

Výsledky zkoušky vysokocyklové únavy za pokojové teploty byly zaneseny do semilogaritmických souřadnic (experimentální Wöhlerova křivka - *Obrázek 33*). Zkoušeny byly konvenčně vyrobené vzorky a vzorky tištěné technologií DMLS ve směru X materiálu Inconel 718. Jako mez únavy byla stanovena hranice dosažení 10^7 cyklů bez porušení vzorku. Vzorky, které meze únavy dosáhly, jsou ve Wöhlerově křivce označeny černě. Experimentálně získaná mez únavy v míjivém tahu pro 3D tištěné vzorky je rovna $\sigma_{cR} = 334$ MPa.

Z důvodu nedostatku konvenčně vyrobených vzorků nebylo možné experimentálně určit mez únavy. V době finálního termínu odevzdání diplomové práce nebyly nové vzorky pro dokončení zkoušek vysokocyklové únavy k dispozici.

Červenou barvou jsou vyznačeny body, jejichž výsledky nebyly zaneseny do lineární regrese. Tyto vzorky dosahovaly výrazně podprůměrné životnosti, která byla způsobena iniciací únavové trhliny z nedostatečně protaveného místa u povrchu vzorku, případně z míst obsahující nečistoty viz. fraktografická analýza dále.



Obrázek 33 – Výsledky vysokocyklové únavy zaneseny do Wöhlerovy křivky

Autor práce si je vědom omezeného množství vzorků a směrů tisku pro testování vysokocyklové únavy. Pro kvalitní vyhodnocení by bylo potřeba pokračovat v testování.

Nicméně, z výsledků je patrný výrazný rozdíl mezi konvenčním a tištěným Inconelem 718 v počtu cyklů do lomu pro jednotlivá zatížení. Například pro amplitudu napětí 360 MPa bylo experimentálně zjištěno přibližně 1 000 000 cyklů do lomu pro konvenční materiál a přibližně 4 000 000 cyklů pro materiál tištěný.

Je třeba upozornit na vyřazené hodnoty, a to pouze tištěného materiálu. Je možné usuzovat, že u 3D tištěných vzorků materiálu Inconel 718 ve srovnání s konvenčními, je pravděpodobnější výskyt vnitřních vad vzniklých při výrobě. Tyto vady v konečném důsledku vedou k předčasným lomům při zkoušce vysokocyklové únavy. Pro zlepšení únavových vlastností a případné snížení počtu vnitřních vad by bylo možné podrobit zkušební vzorky procesu HIP, který má pozitivní vliv nejen na únavové vlastnosti materiálů [50].

V dostupné literatuře nebyly nalezeny vhodné výsledky vysokocyklové únavy typu míjivý tah, se kterými by bylo možné experimentálně zjištěné hodnoty porovnat.

Je možné konstatovat, že výsledky z dostupné odborné literatury zabývající se vysokocyklovou únavou (za odlišných podmínek) tištěného materiálu Inconel 718 neodpovídají výsledkům prezentovaným autorem práce.

Článek [51] se zabývá vzorky tištěnými odlišnou technologií, s odlišným tepelným zpracováním a vysokocyklovou únavou za teploty 600 °C. Článek [52] řeší vzorky HIPované a vyrobené odlišnou technologií 3D tisku. Diplomová práce [53] se zabývá Inconelem 718 tištěným totožnou technologií DMLS, na stejném typu stroje za velice podobných podmínek tisku i tepelného zpracování, nicméně zkoumá vysokocyklovou únavu ohybem za rotace. V uvedené literatuře jsou experimentálně zjištěné výsledky vysokocyklové únavy ve prospěch konvenčně vyráběných vzorků, kdy vzorky tištěné dosahují nižší meze únavy a pro jednotlivá zatížení nižší počty cyklů do lomu ve srovnání s konvenčně vyráběnými.

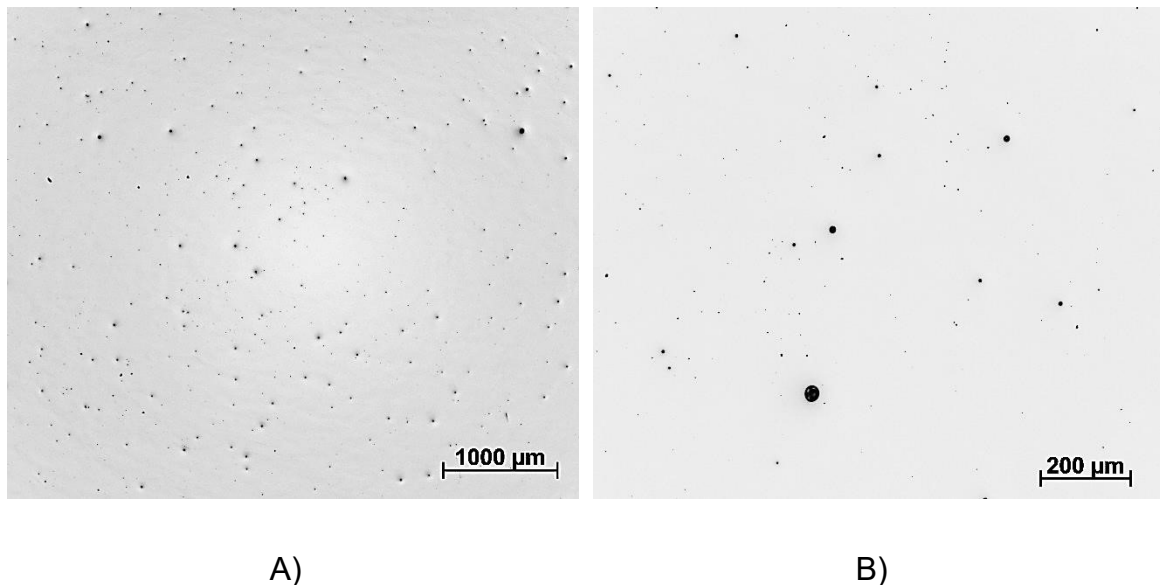
Nabízí se otázka, jakým způsobem by lineární regresi (Obrázek 33) ovlivnilo zanesení vyřazených hodnot. V každém případě by bylo vhodné výsledky ověřit na větším počtu vzorků.

5.5 Výsledky metalografické a fraktografické analýzy

5.5.1 Množství nekovových vměstků a pórů u tištěného i konvenčně vyráběného materiálu Inconel 718

Pórovitost a mikročistota byla orientačně kontrolována na světelném mikroskopu ve vyleštěném stavu u tištěného i konvenčně vyráběného materiálu Inconel 718. Po kontrole všech metalografických výbrusů byla nejhorší nalezená místa zdokumentována a uvedena na *Obrázku 34* a *Obrázku 35*.

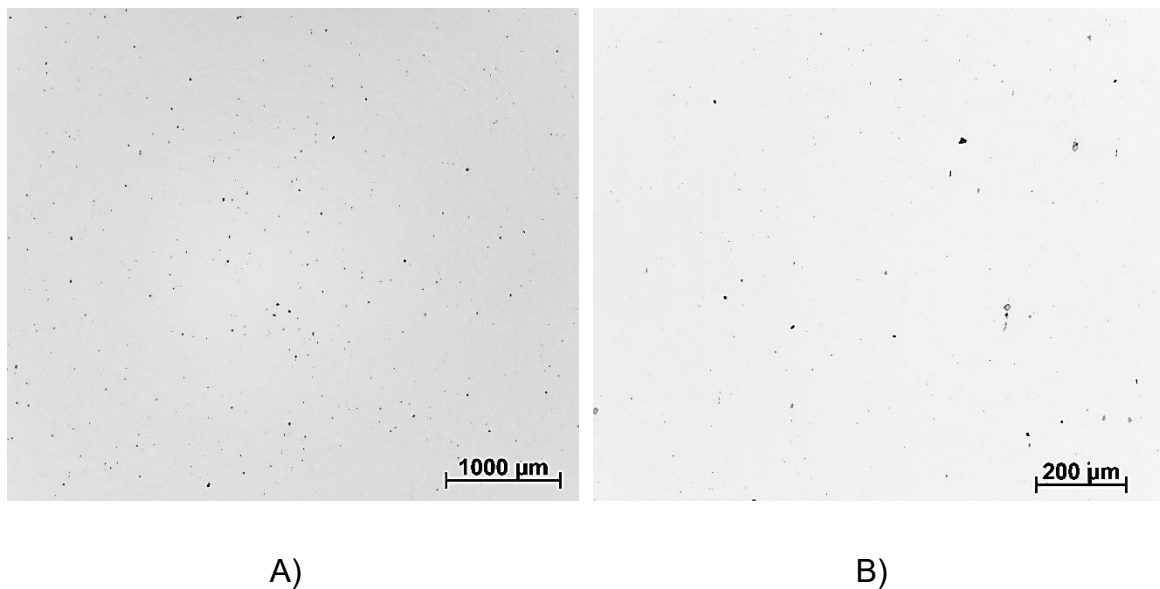
3D tištěný Inconel 718 (*Obrázek 34*) obsahuje velké množství pórů, avšak nebyly nalezeny téměř žádné nekovové vmětky. Vysoká pórovitost by se dala snížit například již dříve zmiňovaným procesem HIP. Je nutno zdůraznit, že se jedná o nejhorší nalezené místo. V ostatních případech tištěné vzorky neobsahovaly tak vysoké množství pórů. Výsledné hodnoty zkoušky tahem za pokojové teploty daného vzorku jsou totožné s výsledky vzorků, které neobsahovaly tak vysoké množství pórů. Lze tedy usuzovat, že se jedná pouze o lokální zvýšenou hustotu pórů u 3D tištěné slitiny Inconel 718.



Obrázek 34 - Pórovitost a nekovové vmětky 3D tištěného materiálu Inconel 718

Konvenčně vyrobený Inconel 718 obsahuje menší množství pórů v porovnání se vzorkem tištěným. Dále bylo možné naleznout oxidické vměstky, které jsou pouze ve velmi malém množství. Ve struktuře je viditelné velké množství karbidů, případně karbonitridů. Přestože se jedná o místo s největším výskytem pórů a nečistot, má konvenčně vyrobený Inconel 718 velmi dobrou pórovitost a mikročistotu (Obrázek 35).

Z obrázků je patrné, že materiál Inconel 718 je velice kvalitní a při výrobě se dbá na velkou čistotu. Nalezené množství nekovových vměstků je téměř zanedbatelné. Případným detailním studiem a vyhodnocením obsahů pórů a nekovových vměstků by se mohl zabývat budoucí výzkum, nicméně tato analýzy již je nad rámec předložené diplomové práce.

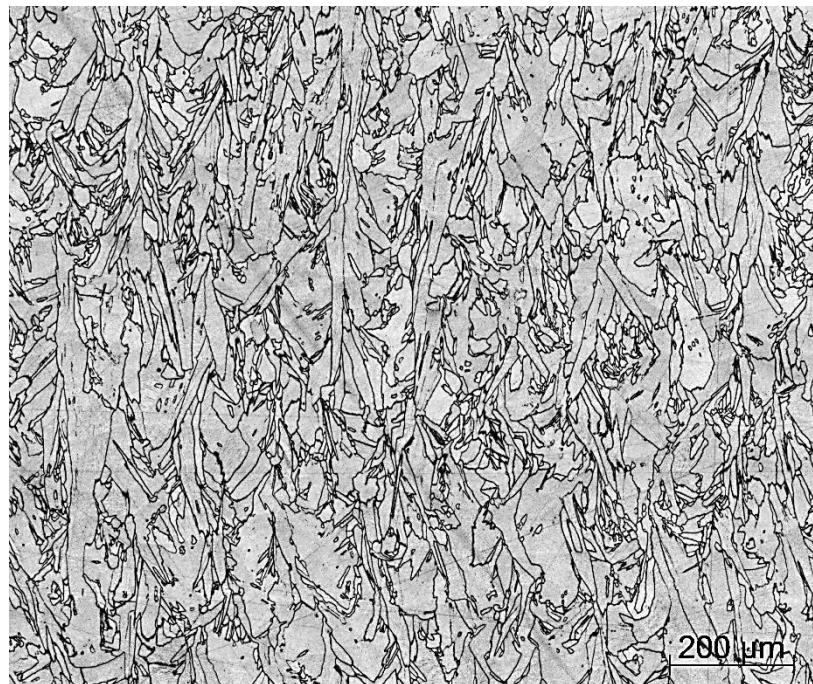


Obrázek 35 - Pórovitost a nekovové vměstky konvenčně vyráběného materiálu Inconel 718

5.5.2 Analýza mikrostruktury

Mikrostruktura byla analyzovaná v leptaném stavu pomocí světelného mikroskopu. Ke zvýraznění mikrostruktury tištěného i konvenčně vyrobeného Inconelu 718 bylo po mnoha pokusech použito leptadlo *Lindall* (viz. 4.5).

U 3D tištěného Inconelu 718 je mikrostruktura silně závislá na orientaci sledované roviny. Na *Obrázku 36* je pohled kolmo do roviny tisku. Ze struktury je patrná orientace zrn do směru gradientu tuhnutí. Struktura je nehomogenní jak do velikosti jednotlivých zrn, tak do jejich tvaru. V průběhu tisku laser natavuje nejen vrchní vrstvu prášku, ale jeho tepelný výkon se dostává i do nižších vrstev materiálu. Tím se prášek propéká a spojuje. Tímto mechanismem vznikají táhla zrna o délce až 600 μm .

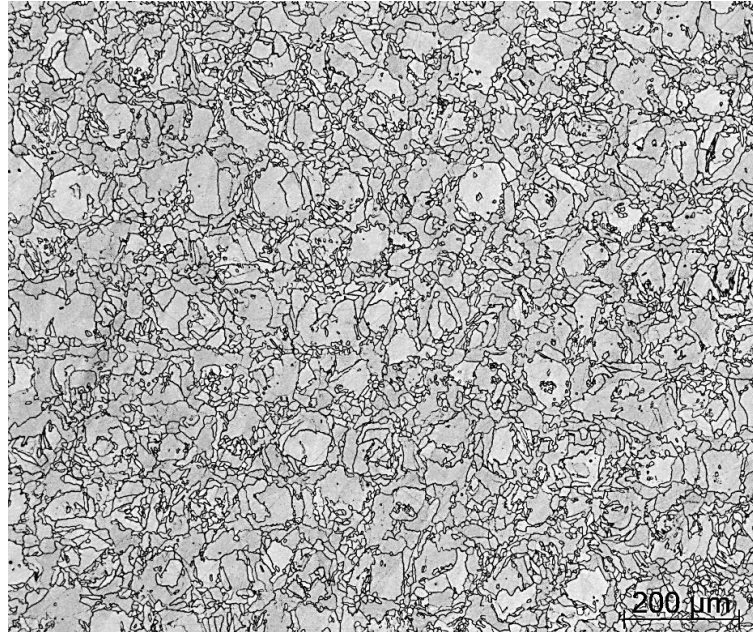


Obrázek 36 - Mikrostruktura tištěného Inconelu 718, pohled kolmo k rovině tisku

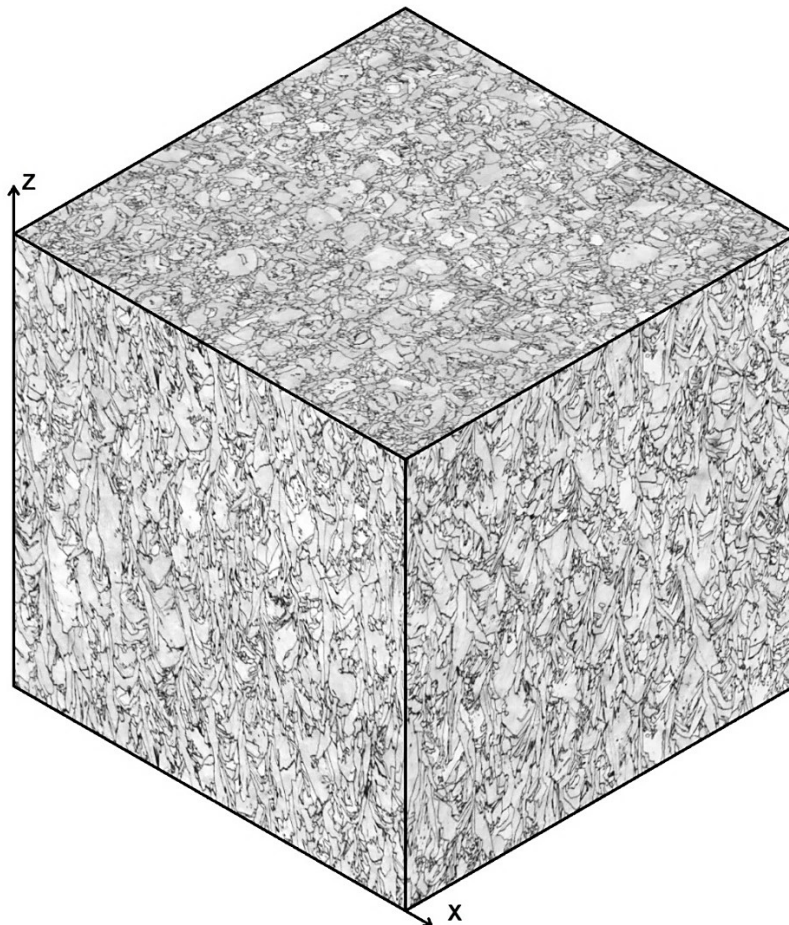
Při pohledu do roviny tisku (*Obrázek 37*) lze vidět řádkovitost větších zrn, jejichž okolí je vyplněno velmi jemnou strukturou. Řádkovitost je způsobena pohybem laseru.

Struktura je tvořena γ fází a lze předpokládat výskyt karbidů, karbonitridů, γ' a dalších vytvrzujících fází. Tyto fáze nicméně nejsou pomocí světelné mikroskopie u 3D tištěného Inconelu 718 patrné.

Pro lepší představu o mikrostruktuře a orientaci zrn tištěného Inconelu 718 autor práce připravil *Obrázek 38*, na kterém je znázorněn 3D pohled do jednotlivých rovin tisku.

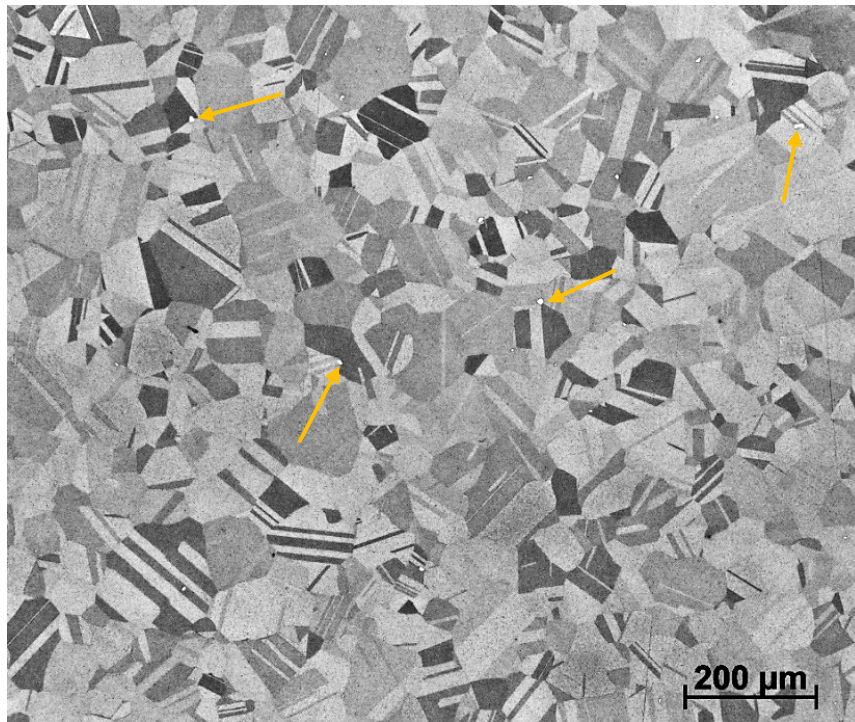


Obrázek 37 - Mikrostruktura tištěného Inconelu 718, pohled na rovinu tisku

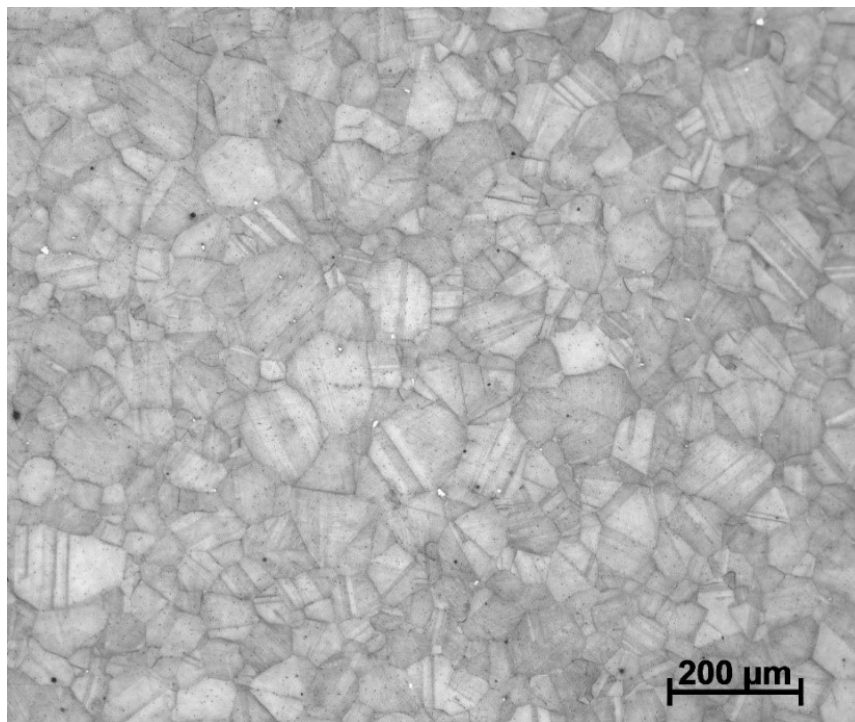


Obrázek 38 - 3D směrová orientace tištěného Inconelu 718

Pohled na mikrostrukturu jednotlivých rovin konvenčně vyrobeného Inconelu 718 je na *Obrázku 39* a *Obrázku 40*.



Obrázek 39 - Mikrostruktura konvenčního Inconelu 718 - pohled na rovinu rovnoběžnou s osou válcování, leptadlo Acetic glycereria



Obrázek 40 - Mikrostruktura konvenčního Inconelu 718 - pohled na rovinu kolmou s osou válcován, leptadlo Lindall

Z porovnání *Obrázku 39* a *Obrázku 40* je patrný výrazný vliv použitého leptadla na vzhled struktury sledovaného Inconelu 718. Z obrázků je patrné, že zvolená rovina nemá výrazný vliv na velikosti a směrovou orientaci jednotlivých zrn. Struktura je tvořena γ fází, ekviaxiální zrna jsou co do velikosti rovnoměrná. Uvnitř γ matrice je patrné typické dvojčatění zrn. Nejen po hranicích, ale i uvnitř zrn se nacházejí rovnoměrně roz distribuované jemně vyprecipitované karbidy a karbonitridy titanu. Příklady některých z nich jsou na *Obrázku 39* zvýrazněny šipkou.

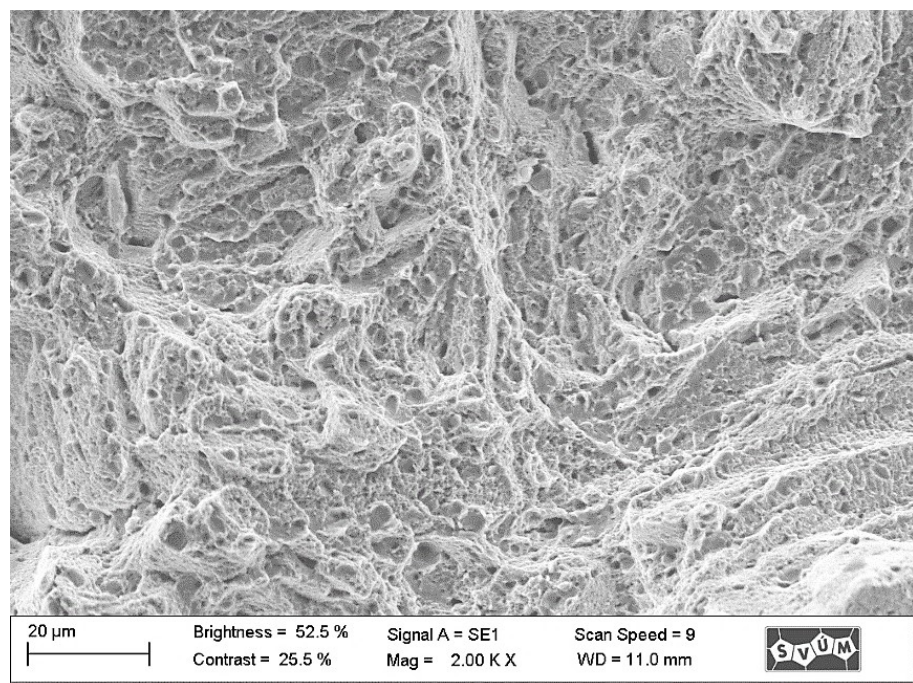
5.5.3 Fraktografická analýza vzorků z tahové zkoušky

Lomová plocha 3D tištěných i konvenčně vyrobených vzorků po zkoušce tahem materiálu Inconel 718 byla zkoumána pomocí skenovacího elektronového mikroskopu. Vybrané fotografie jsou na *Obrázku 41*.

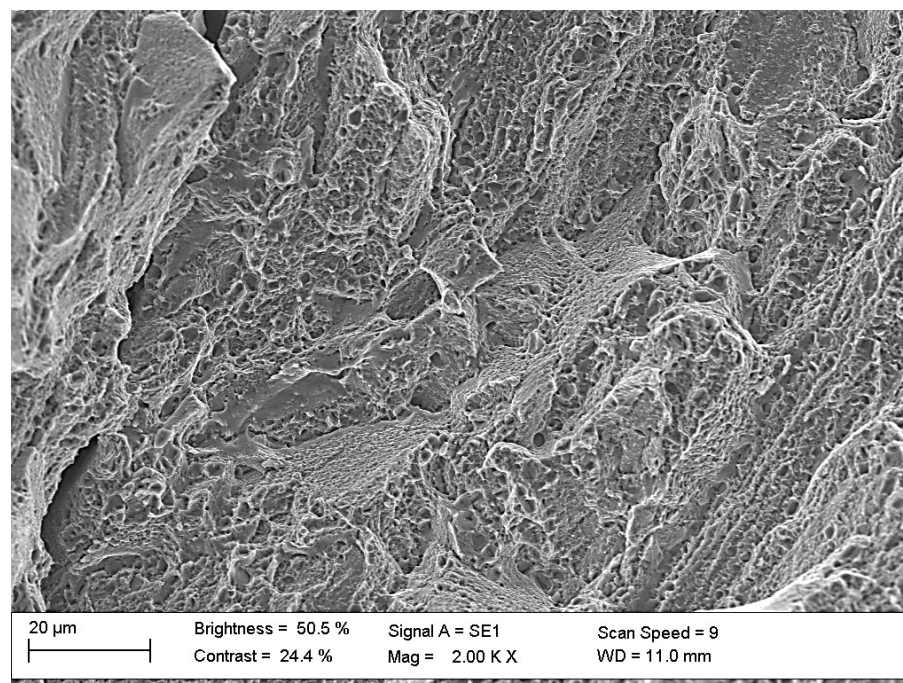
Lomová plocha tištěných vzorků (*Obrázek 41 A, B, C*) je tvořena tvárným smíšeným transkrystalickým a interkrystalickým lomem s jamkovitou morfologií. Ani v jednom případě nebyl nalezen výskyt křehkých a kvazi-křehkých faset.

Zkoumané vzorky konvenčně vyrobeného Inconelu 718 (*Obrázek 41 D, E, F*) mají charakter tvárního transkrystalického lomu. Velikost jamkové morfologie je převážně homogenní. Nehomogenita se projevuje pouze v oblasti poblíž karbidů, případně karbonitridů (*Obrázek 41 E*).

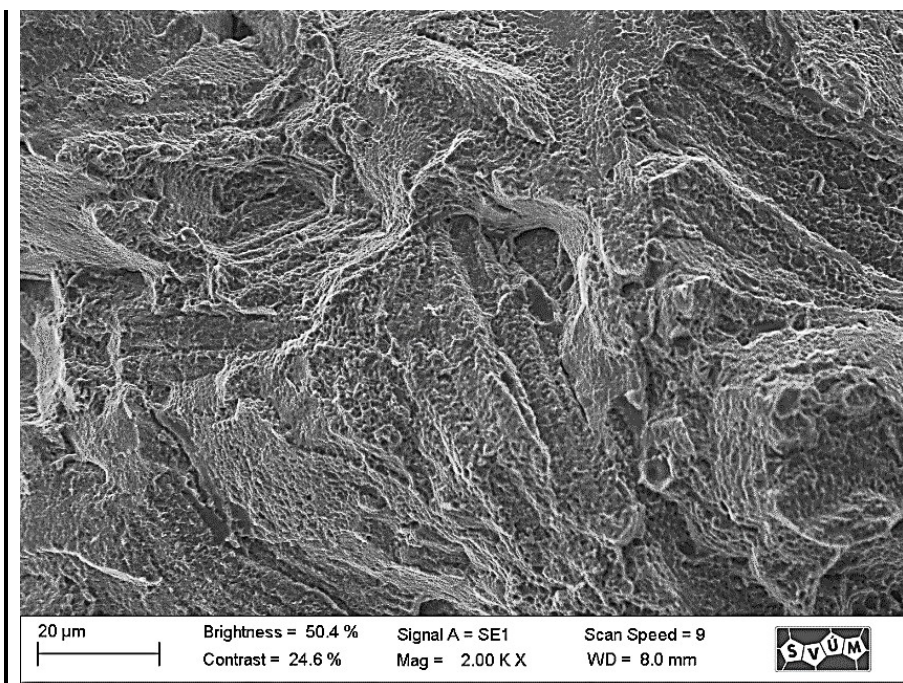
Z porovnání lomů tištěných a konvenčních vzorků je patrné, že tištěné vzorky mají jemnější mikrorelief lomové plochy, což vede k menším jamkám. Velikost a hloubka jamkové morfologie ovlivňuje tažnost materiálu a zároveň pevnostní charakteristiky. Konvenční materiál má výrazně větší a hlubší jamkovou morfologii, což odpovídá nižší mezi pevnosti a vyšší experimentálně zjištěné tažnosti.



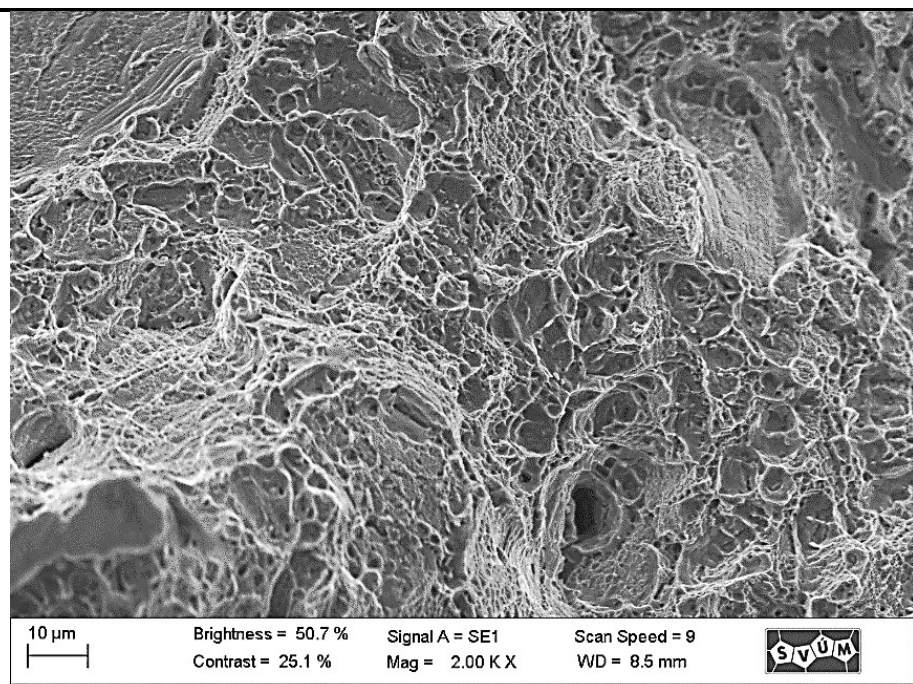
A) 3D tisk 003 X (pokojová teplota)



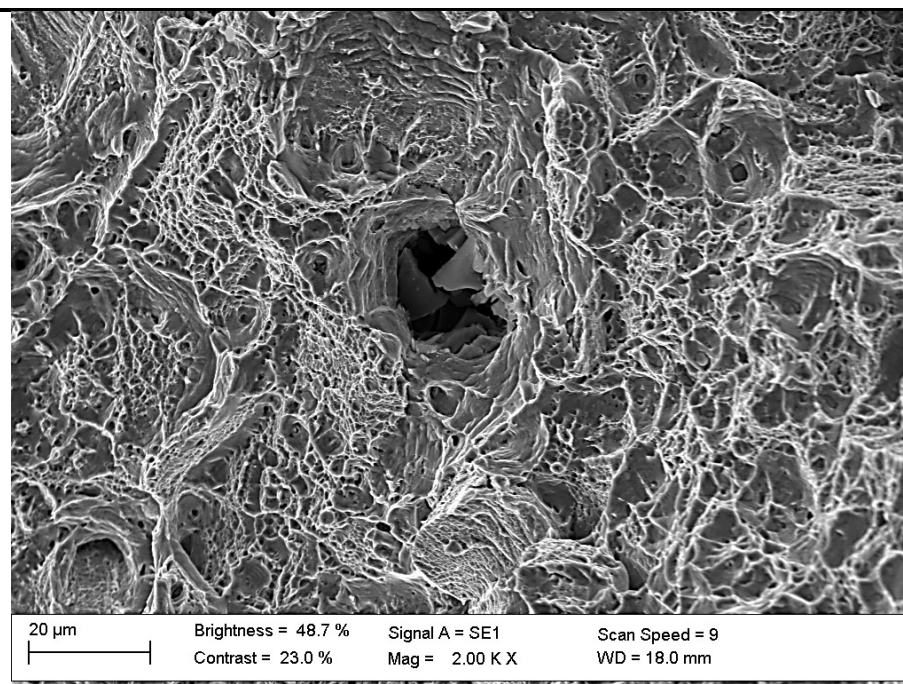
B) 3D tisk 037 Y (pokojová teplota)



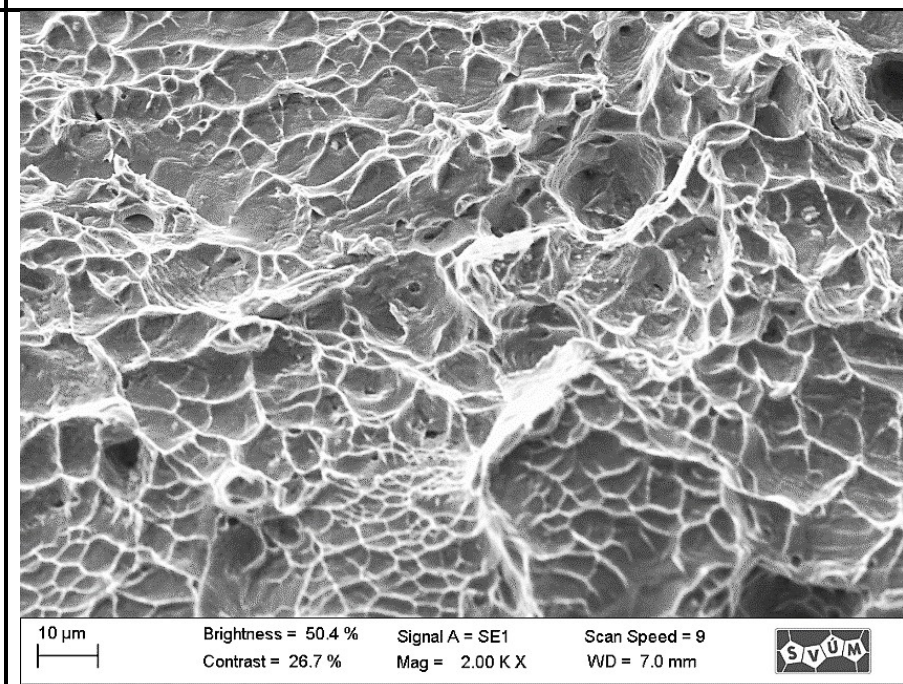
C) 3D tisk 057 Y (600 °C)



D) Konvenční 802 (pokojová teplota)



E) Konvenční 801 (pokojová teplota)



F) Konvenční 808 (600 °C)

Obrázek 41 - Lomové plochy vzorků po zkoušce tahem

5.5.4 Fraktografická analýza únavových lomů

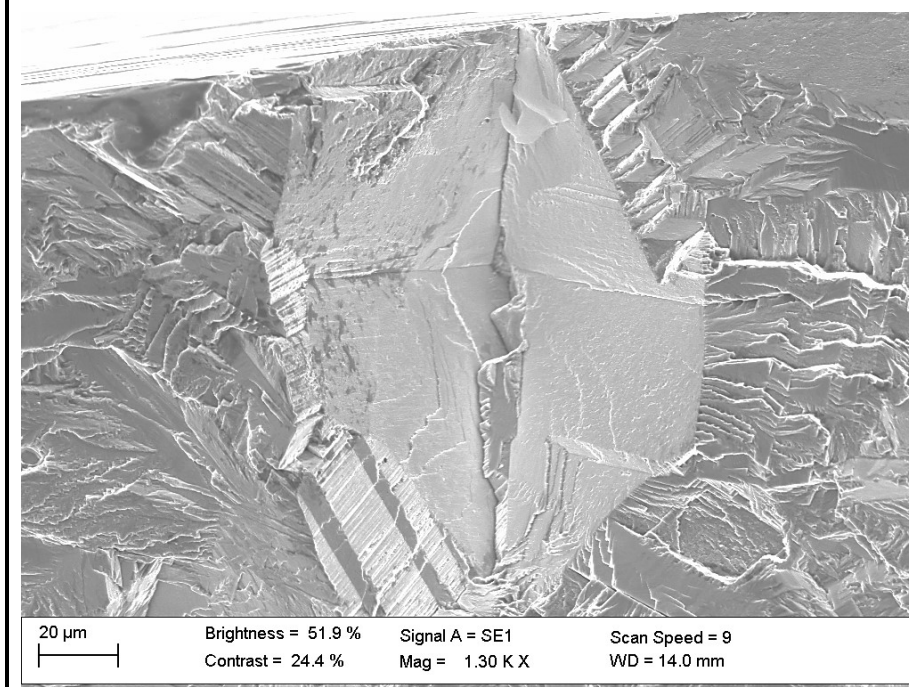
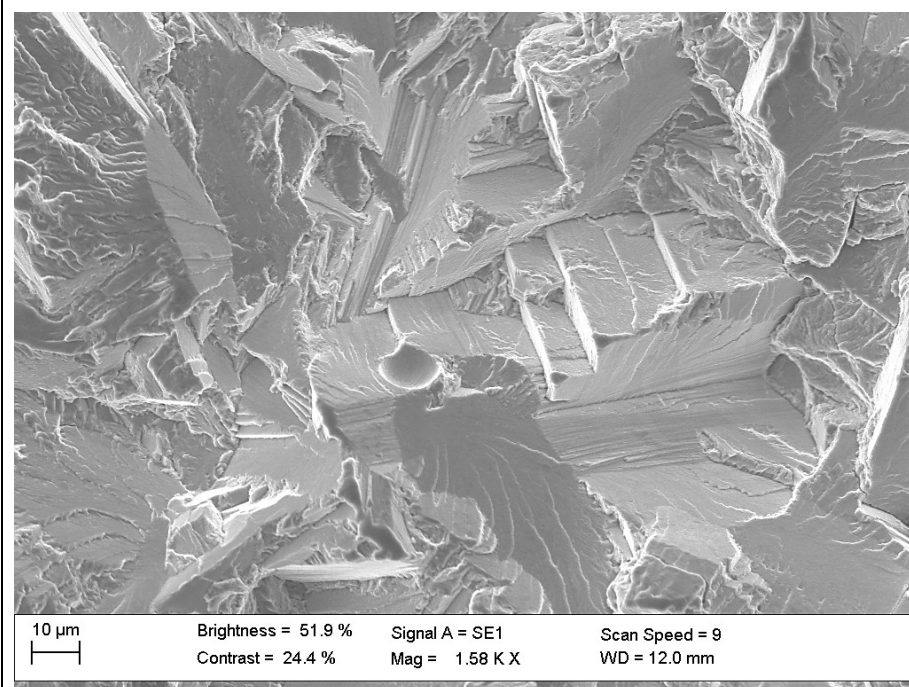
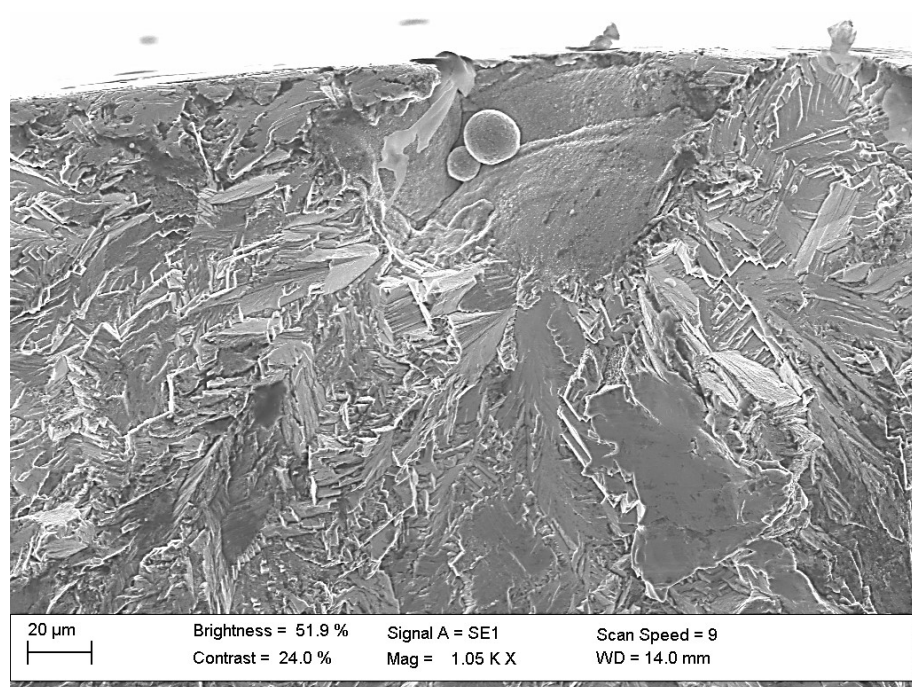
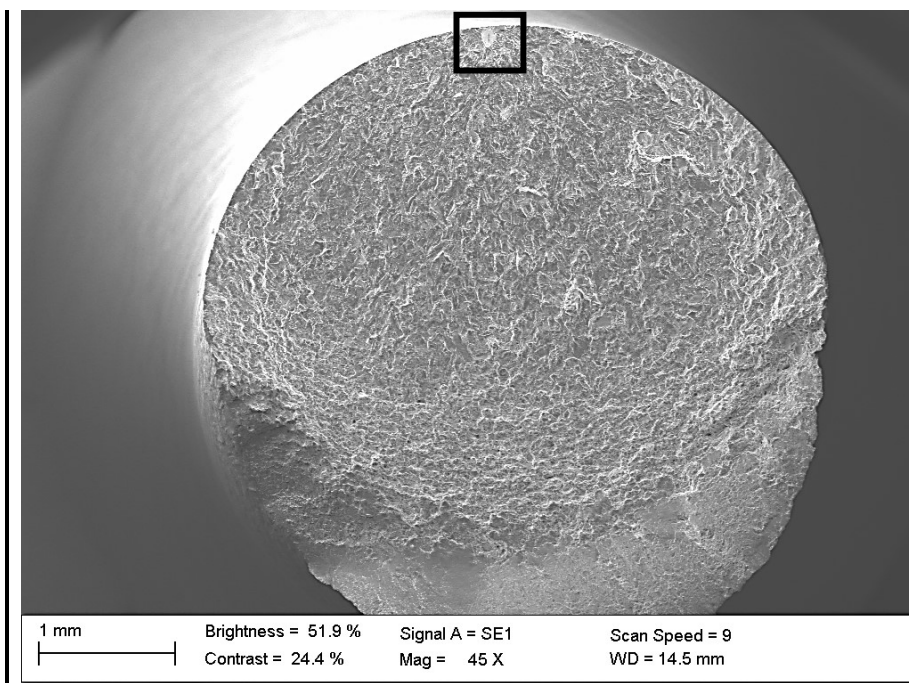
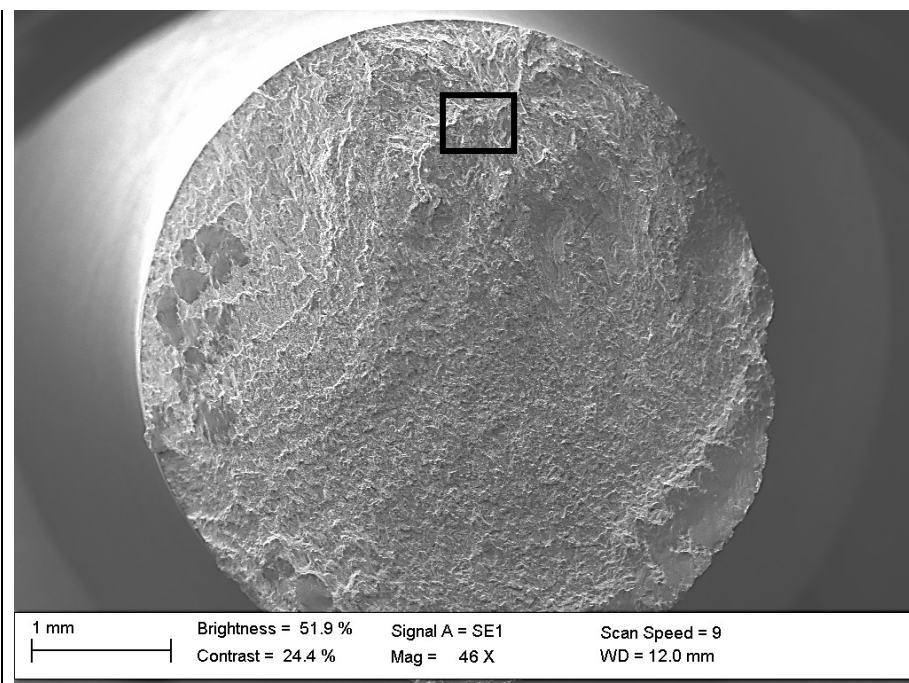
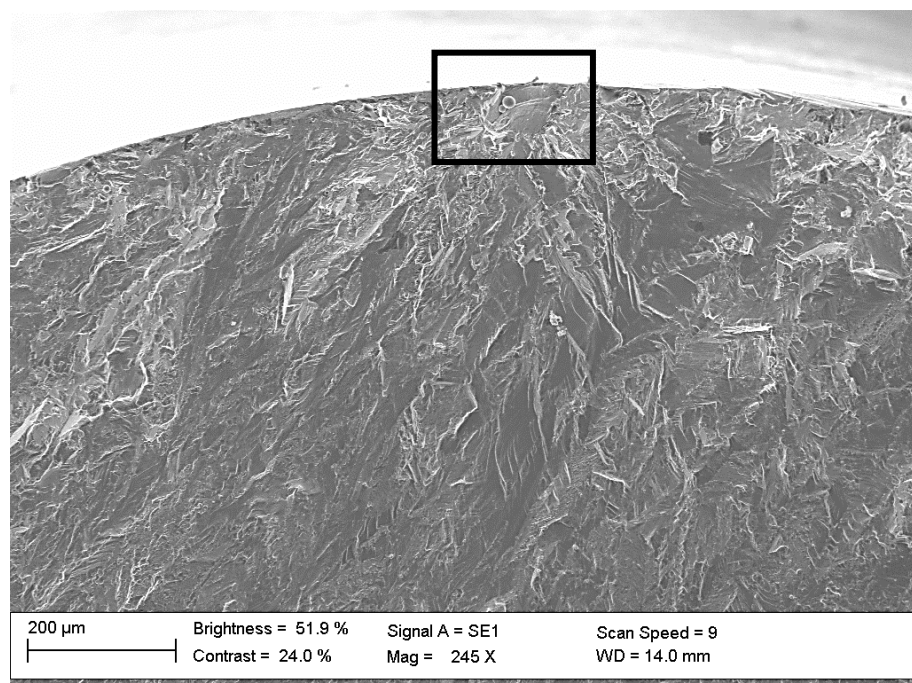
Stejně jako v předešlé kapitole byly únavové lomy tištěných i konvenčních vzorků materiálu Inconel 718 zkoumány na skenovacím elektronovém mikroskopu. Pro fraktografickou analýzu byly vybrány 3 vzorky. Tištěný vzorek, který byl vyřazen z lineární regrese a dále 1 tištěný a 1 konvenční, které dosahovaly podobného počtu cyklů do lomu při stejné amplitudě napětí.

Na *Obrázku 42 A* je tištěný vzorek vyřazený z lineární regrese při hodnocení únavových vlastností. Iniciační únavové trhliny začíná u povrchu vzorku, kde se nalézá diskontinuita. Na snímku jsou viditelné globularizované částice prášku, které nebyly laserovým paprskem protaveny. Dále se únavová trhlina šířila smíšeným mechanismem inter- a transkrystalického křehkého porušení s říčkovou morfologií. Kvůli uvedenému defektu měl vzorek nízkou životnost do porušení a autor práce se rozhodl ho do celkových výsledků nezapočítat.

Na *Obrázku 42 B* je tištěný vzorek, který vzhledem k zatížení vydržel očekávaný počet cyklů. V tomto případě únavová trhlina iniciuje z podpovrchového kulovitěho defektu, jenž mohl být pór, případně neprotavená globularizovaná částice prášku. V tomto místě vznikl smíšený, inter- a transkrystalický štěpný lom s říčkovou morfologií. Od něj se dále šířila únavová trhlina až do finální ztráty plastické stability zbylého průřezu vzorku.

Na *Obrázku 42 C* je konvenčně vyrobený vzorek, u kterého únavový lom nastal vznikem štěpné fazety o velikosti 100 μm , od které se následně šíří interkrystalickým a transkrystalickým mechanismem do velikosti 70 % průřezu vzorku. Dále proběhlo statické porušení zbylého nosného průřezu vzorku. V oblasti statického porušení byl nalezen smykový lom s jamkovitou morfologií.

Vzorku z *Obrázku 42 A* by mohlo pomoci k odstranění defektu a tím prodloužení životnosti například již zmiňované HIPování. Z porovnání *Obrázku 42 B a C* nelze vyvodit jednoznačné závěry vedoucí k porovnání lomového chování slitiny Inconel 718 v závislosti na technologii výroby.



A) 3D tištěný V 004

B) 3D tištěný V 007

C) Konvenční V 803

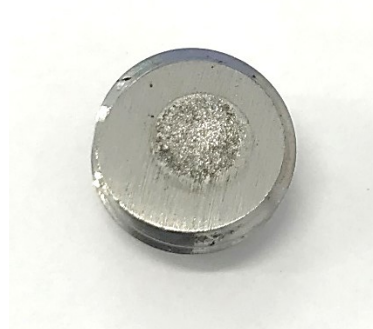
Obrázek 42 - Lomové plochy vzorků po zkoušce vysokocyklové únavy

5.6 Analýza chemického složení

Chemické složení Inconelu 718 naměřené na laboratorním jiskrovém spektrometru SPECTROMAXx je uvedeno v *Tabulce 10*. Pro porovnání jsou do tabulky zaneseny údaje přímo od výrobce konvenční válcované tyče i prášku pro tisk. Naměřené hodnoty jsou barevně zvýrazněny. U prvků Ni a Nb+Ta konvenčního materiálu jsou hodnoty vychýleny mimo Min-Max výrobce [54]. U tištěného vzorku se veškeré naměřené hodnoty pohybují v předpisu uvedeném výrobcem prášku [21]. Jak bylo uvedeno v kapitole 4.6., naměřené chemické složení lze brát pouze jako orientační, neboť nebyl dostupný patřičný etalon pro kalibraci přístroje na měření niklové slitiny. Vzorek použitý při měření chemického složení je na *Obrázku 43*.

Tabulka 10 - Chemické složení Inconelu 718 měřené spektrometrem SPECTROMAXx

	hm%	Ni	Cr	Nb+Ta	Mo	Ti	Co	Al	Mn	Si	Cu	C
Konvenční	Min	50	17	4,87	2,80	0,80	-	0,40	-	-	-	-
[54]	Max	55	21	5,2	3,30	1,15	1	0,60	0,35	0,35	0,23	0,045
Naměřeno		55,1	18,36	4,72	3,23	0,99	0,04	0,57	0,04	0,07	0,02	0,02
	SO	0,20	0,48	1,29	0,43	1,44	8,38	2,43	7,49	9,05	3,33	10,74
3D tištěný	Min	50	17	4,75	2,8	0,65	-	0,20	-	-	-	-
[21]	Max	55	21	5,5	3,3	1,15	1	0,80	0,35	0,35	0,3	0,08
Naměřeno		53,8	18,72	4,94	3,28	1,07	0,08	0,54	0,04	0,07	0,01	0,05
	SO	0,25	0,57	1,54	0,68	1,82	6,34	1,65	1,81	11,15	5,69	5,09



Obrázek 43 - Artefakt zanechaný měřením chemického složení na ploše vzorku

5.7 Vyhodnocení zkoušky tvrdosti dle Vickerse HV30

Pro každý směr a každou rovinu byla provedena tři měření, jejichž průměrné hodnoty jsou shrnuty v *Tabulce 11*. Zkratka Rov znamená, že je měření provedeno do roviny rovnoběžné s rovinou tisku, což je na *Obrázku 15* znázorněno číslem 90 a Kol znamená kolmo na rovinu tisku (označení 0). U konvenčních vzorků se jedná o rovinu rovnoběžnou se směrem válcování, respektive kolmou. Příklad rozložení vtisků po ploše vzorků je na *Obrázku 44*.

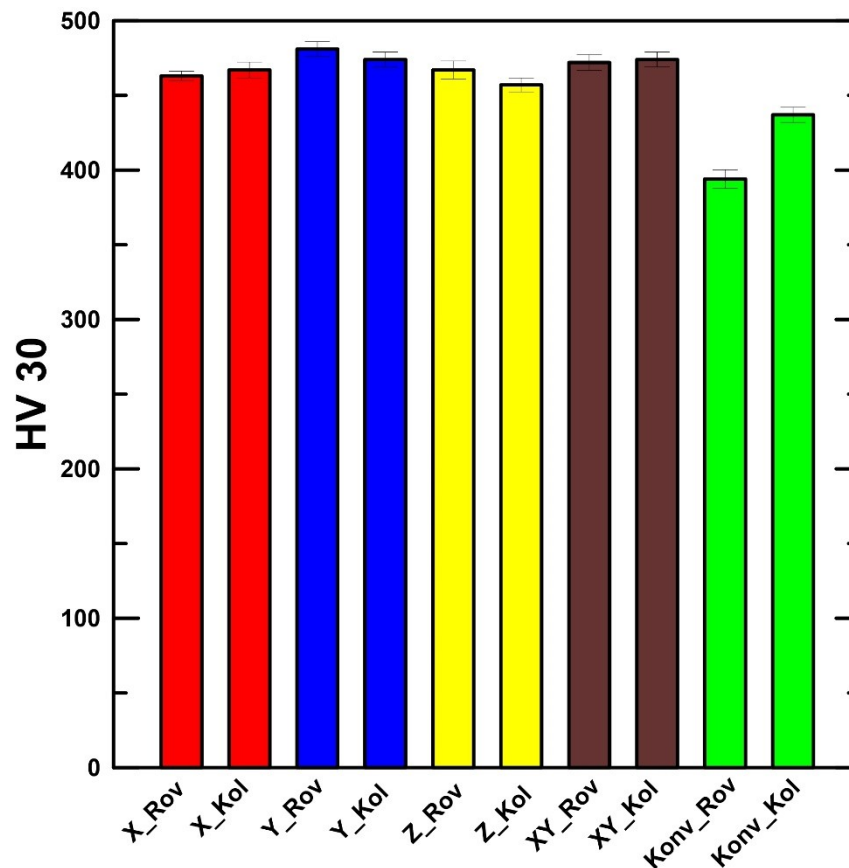
Tabulka 11 - Výsledné hodnoty zkoušky tvrdosti dle Vickerse HV 30

Tvrdość dle Vickerse	HV 30
X_Rov	463
X_Kol	467
Y_Rov	481
Y_Kol	474
Z_Rov	467
Z_Kol	457
XY_Rov	472
XY_Kol	474
KONV_Rov	394
KONV_Kol	437

V souladu s výsledky zkoušky tahem dosahují vzorky konvenčně vyráběné tvrdosti nižší o desítky HV v porovnání s tištěnými. Z *Obrázku 45* je patrný značný rozdíl mezi tvrdostmi v navzájem kolmých směrech konvenčně vyráběného Inconelu 718. Naopak, orientace tisku ani použitá rovina nemají markantní vliv na tvrdost Inconelu 718 tištěného technologií DMLS, což je v souladu s výsledky zkoušky tahem.



Obrázek 44 - Jednotlivé vtisky ve vzorku pro zkoušku tvrdosti



Obrázek 45 - Grafické znázornění výsledků zkoušky tvrdosti

Dokument od výrobce prášku pro 3D tisk materiálu Inconel 718 [21] uvádí, že při zvoleném tepelném zpracování by tvrdost měla dosahovat přibližně 430 HV. Z naměřených výsledků je patrné, že autorem analyzované tištěné vzorky dosahují tvrdostí o 30-50 HV vyšší.

Výrobce konvenčního Inconelu 718 uvádí [33], že pro dané tepelné zpracování by se tvrdost měla pohybovat okolo 380 HV. I v tomto případě jsou autorem naměřené tvrdosti o 20-50 HV vyšší.

Závěr

V rámci diplomové práce byly hodnoceny mechanické vlastnosti při statickém a cyklickém namáhání 3D tištěné superslitiny Inconel 718 pomocí technologie DMLS. Zjištěné výsledky byly porovnány s konvenčně připravenými vzorky i hodnotami z dostupné odborné literatury.

Lze konstatovat že:

- Tištěné vzorky dosahují vyšších hodnot pevnostních charakteristik a v souladu s tím nižších hodnot tvárných charakteristik než vzorky tvářené.
- Směrová orientace 3D tištěných vzorků nemá zásadní vliv na zkoumané mechanické vlastnosti zjištěné zkouškou tahem za pokojové i zvýšené teploty.
- Pro sledované zvýšení teploty u zkoušky tahem poklesly hodnoty nejen pevnostních, ale i tvárných charakteristik.
- U vysokocyklové únavy pro zvolenou amplitudu napětí tištěné vzorky absorbují vyšší počet cyklů do lomu než vzorky konvenčně připravené.
- Lokálně bylo pozorováno místo s vyšším počtem pórů je u tištěných vzorků.
- U konvenčně připravených vzorků lze nalézt vyšší koncentraci nekovových vměstků.
- Mikrostruktura 3D tištěného Inconelu 718 je silně závislá na sledované rovině (rovině tisku či rovině kolmá na rovinu tisku).
- Fraktografická analýza po zkoušce tahem prokázala tvárné, transkrystalické i interkrystalické porušení s jamkovou morfologií.
- U tištěných vzorků se únavová trhлина šířila smíšeným mechanismem inter- a transkrystalického křehkého porušení s říčkovou morfologií.
- Tištěné vzorky dosahují vyšší tvrdosti dle Vickerse než konvenční.
- Tvrdost u tištěných vzorků není závislá na rovině měření ani orientaci tisku.
- Cíle diplomové práce byly splněny.

Bibliografie

- [1] DUDA, T. a L. RAGHAVAN. 3D Metal Printing Technology. *IFAC-PapersOnLine* [online]. 2016, **49**(29), 103-110 [cit. 2019-01-03]. DOI: 10.1016/j.ifacol.2016.11.111. ISSN 24058963. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2405896316325496>
- [2] PIQUÉ, A., ed. a P. SERRA, ed. *Laser Printing of Functional Materials: 3D Microfabrication, Electronics and Biomedicine*. Weinheim, Německo: Wiley-VCH, 2018. ISBN 978-3-527-34212-9.
- [3] *Additive Fabrication* [online]. b.r. [cit. 2019-01-03]. Dostupné z: <https://www.custompartnet.com/>
- [4] DMLS Leads to More Sustainably Manufactured Metal Parts. In: *Engineering.com* [online]. b.r. [cit. 2019-01-03]. Dostupné z: https://www.engineering.com/3DPrinting/3DPrintingArticles/ArticleID/7095/DMLS-Leads-to-More-Sustainably-Manufactured-Metal-Parts.aspx?e_src=relart
- [5] *Additive manufacturing handbook: product development for the Defense industry*. Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2017. Systems innovation series. ISBN 9781482264098.
- [6] A Brief History of 3D Printing. *StateTechMagazine* [online]. b.r. [cit. 2019-01-03]. Dostupné z: <https://statetechmagazine.com/sites/default/files/uploads/history-3d-printing-760.png>
- [7] *Historie 3D tisku* [online]. b.r. [cit. 2019-01-03]. Dostupné z: <http://www.o3d.cz/3d-tisk/%C5%A1t%C3%ADtky/historie-3d-tisku/>
- [8] How Much Does a 3D Printed House Cost in 2019. *All3DP* [online]. b.r. [cit. 2019-06-10]. Dostupné z: <https://all3dp.com/2/3d-printed-house-cost/>
- [9] Space Station 3-D Printer Builds Ratchet Wrench To Complete First Phase Of Operations. *National Aeronautics and Space Administration* [online]. b.r. [cit. 2019-06-10]. Dostupné z: https://www.nasa.gov/mission_pages/station/research/news/3Dratchet_wrench
- [10] TAPPA, K. a U. JAMMALAMADAKA. Novel Biomaterials Used in Medical 3D Printing Techniques. *Journal of Functional Biomaterials*. 2018, **9**(1). DOI: 10.3390/jfb9010017. ISSN 2079-4983. Dostupné také z: <http://www.mdpi.com/2079-4983/9/1/17>
- [11] The Types Of 3D Printing. *AllAbout3Dprinting.com* [online]. b.r. [cit. 2019-01-04]. Dostupné z: <http://allabout3dprinting.com/types-of-3d-printing>
- [12] 7 Issues to Look Out for in Metal 3D Printing. In: *Engineering.com* [online]. 2017 [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: <https://www.engineering.com/3DPrinting/3DPrintingArticles/ArticleID/15202/7-Issues-to-Look-Out-for-in-Metal-3D-Printing.aspx>

- [13] KOIKE, R., R. ASHIDA, K. YAMAZAKI, Y. KAKINUMA, T. AOYAMA, Y. ODA, T. KURIYA a M. FUJISHIMA. Graphical Evaluation Method for Void Distribution in Direct Energy Deposition. *Procedia Manufacturing* [online]. 2016, **6**, 105-112 [cit. 2019-01-04]. DOI: 10.1016/j.promfg.2016.11.014. ISSN 23519789. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2351978916301500>
- [14] *Additive Manufacturing of Aluminum Alloys* [online]. b.r., **2018** [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: <https://www.lightmetalage.com/news/industry-news/3d-printing/article-additive-manufacturing-of-aluminum-alloys/>
- [15] DIZON, J., A. ESPERA, Q. CHEN a R. ADVINCULA. Mechanical characterization of 3D-printed polymers. *Additive Manufacturing*. 2018, **20**, 44-67. DOI: 10.1016/j.addma.2017.12.002. ISSN 22148604. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2214860417302749>
- [16] Material-Details: Alumide Datasheet. *Fabb-It* [online]. b.r. [cit. 2019-03-12]. Dostupné z: <https://www.fabb-it.com/material/details?material=alumide>
- [17] SHELLABEAR, M. a O. NYRHILÄ. *DMLS – DEVELOPMENT HISTORY AND STATE OF THE ART* [online]. 2004, , 12 [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: <https://www.i3dmfg.com/wp-content/uploads/2015/07/History-of-DMLS.pdf>
- [18] DMLS - Direct Metal Laser Sintering. *GPI Prototype and Manufacturing Services* [online]. b.r. [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: <https://gpiprototype.com/dmls-direct-metal-laser-sintering>
- [19] Jak vyrobit plně funkční kovové díly přímo z 3D CAD dat. *Technickýportál.cz* [online]. 2006 [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: https://www.technickytydenik.cz/rubriky/archiv/jak-vyrobite-plne-funkcni-kovove-dily-primo-z-3d-cad-dat_13953.html
- [20] EOS M100. *EOS* [online]. b.r. [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: <https://www.eos.info/eos-m-100>
- [21] EOS Materials Metal Technical Data. In: *EOS* [online]. b.r. [cit. 2019-03-02]. Dostupné z: https://cdn0.scrvt.com/eos/caf948a1836f247e/f00bc2ba2a4c/EOS_materials_table_metal_en_WEB.pdf
- [22] SPARROW, G. *Nickel*. New York: Benchmark Books/Marshall Cavendish, 2005. Elements (Benchmark Books). ISBN 07-614-1811-3.
- [23] SMITH, W. *Structure and properties of engineering alloys*. New York: McGraw-Hill, 1981. ISBN 00-705-8560-1.
- [24] Nickel. *NORNICKEL* [online]. b.r. [cit. 2019-03-03]. Dostupné z: https://www.nornickel.com/business/products/nickel/#cathode-sheets_n-1y
- [25] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-720-4248-3.
- [26] Přehled niklových slitin. In: *BIBUS METALS* [online]. b.r. [cit. 2019-03-03]. Dostupné z: http://new.bibus.cz/pdf/Special_Metals/Nikl/Niklove_slitiny.pdf
- [27] ČÍHAL, V. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 80-200-0671-0.

- [28] SIMS, Ch., ed. a W. HAGEL, ed. *The Superalloys*. 2. USA: John Wiley and Sons, 1972. ISBN 0-471-79207-1.
- [29] *Special Metals Corporation* [online]. b.r. [cit. 2019-03-09]. Dostupné z: <http://www.specialmetals.com/>
- [30] RAHUL, , S. DATTA, B. BISWAL a S. MAHAPATRA. Machinability analysis of Inconel 601, 625, 718 and 825 during electro-discharge machining: On evaluation of optimal parameters setting. *Measurement* [online]. 2019, **137**, 382-400 [cit. 2019-03-09]. DOI: 10.1016/j.measurement.2019.01.065. ISSN 02632241. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0263224119300740>
- [31] Inconel 600. In: *Special Metals Corporation* [online]. b.r. [cit. 2019-03-09]. Dostupné z: <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-600.pdf>
- [32] Inconel 625. In: *Special Metals Corporation* [online]. b.r. [cit. 2019-03-09]. Dostupné z: <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf>
- [33] Inconel 718. In: *Special Metals Corporation* [online]. b.r. [cit. 2019-03-09]. Dostupné z: <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-718.pdf>
- [34] PEREIRA, F. G. L., J. M. LOURENÇO, R. M. do NASCIMENTO a N. A. CASTRO. Fracture Behavior and Fatigue Performance of Inconel 625. *Materials Research* [online]. 2018, **21**(4) [cit. 2019-03-14]. DOI: 10.1590/1980-5373-mr-2017-1089. ISSN 1980-5373.
- [35] Inconel 718 SPF. In: *Special Metals Corporation* [online]. b.r. [cit. 2019-03-14]. Dostupné z: http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/inconel_alloy_718spf.pdf
- [36] POPOVICH, V.A., E.V. BORISOV, A.A. POPOVICH, V.Sh. SUFIIAROV, D.V. MASAYLO a L. ALZINA. *Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties* [online]. 2017, **114**, 441-449 [cit. 2019-03-14]. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.10.075. ISSN 02641275. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026412751631382X>
- [37] SMITH, D. H., J. BICKNELL, L. JORGENSEN, B. M. PATTERSON, N. L. CORDES, I. TSUKROV a M. KNEZEVIC. Microstructure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718. *Materials Characterization* [online]. 2016, **113**, 1-9 [cit. 2019-03-15]. DOI: 10.1016/j.matchar.2016.01.003. ISSN 10445803. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1044580316300031>
- [38] CAO, G.H., T.Y. SUN, C.H. WANG, Xing LI, M. LIU, Z.X. ZHANG, P.F. HU a RUSSELL. Investigations of γ' , γ'' and δ precipitates in heat-treated Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting. *Materials Characterization* [online]. 2018, **136** [cit. 2019-03-19]. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.01.006. ISSN 10445803.
- [39] KUO, Y.-L., S. HORIKAWA a K. KAKEHI. *The effect of interdendritic δ phase on the mechanical properties of Alloy 718 built up by additive manufacturing* [online]. 2017, **116**, 411-418 [cit. 2019-03-19]. DOI: 10.1016/j.matdes.2016.12.026. ISSN 02641275. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S026412751631543X>

- [40] TROSCH, T., J. STRÖßNER, R. VÖLKL a U. GLATZEL. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting. *Materials Letters* [online]. 2016, **164**, 428-431 [cit. 2019-03-19]. DOI: 10.1016/j.matlet.2015.10.136. ISSN 0167577X. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0167577X15307850>
- [41] DENG, D., R. L. PENG, H. BRODIN a J. MOVERARE. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: Sample orientation dependence and effects of post heat treatments. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2018, **713**, 294-306 [cit. 2019-03-19]. DOI: 10.1016/j.msea.2017.12.043. ISSN 09215093. Dostupné z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509317316416>
- [42] SILBERNAGEL, A., J. JECH, A. HAVRÍK a M. BAIMLER. *Nauka o kovech 1. část: pro střední a průmyslové školy hutnické*. 1. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1975.
- [43] ČIŽMÁROVÁ, E. a J. SOBOTOVÁ. *Nauka o materiálu I. a II.: cvičení*. V Praze: České vysoké učení technické, 2014. ISBN 978-80-01-05550-2.
- [44] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I. 2., opr. a rozš. vyd.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003. ISBN 80-720-4283-1.
- [45] *Nickel Alloy, Corrosion and Heat Resistant, Bars, Forgings, and Rings 52.5Ni - 19Cr - 3.0Mo - 5.1Cb (Nb) - 0.90Ti - 0.50Al - 18Fe Consumable Electrode or Vacuum Induction Melted 1950 °F (1066 °C) Solution Heat Treated, Precipitation Hardenable: AMS5664F*. 7. SAE International, 2017.
- [46] ČSN EN ISO 6892-1: *Kovové materiály - Zkoušení tahem: Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Brusel: Evropský výbor pro technickou normalizaci, 2016.
- [47] ČSN EN ISO 6892-2: *Kovové materiály - Zkoušení tahem - Část 2: Zkušební metoda za zvýšené teploty*. Brusel: Evropský výbor pro technickou normalizaci, 2018.
- [48] *Únava materiálu a její zkoušení*. 1. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1968.
- [49] ČSN EN ISO 6507-1: *Kovové materiály - Zkouška tvrdosti podle Vickerse: Část 1: Zkušební metoda*. Brusel: Evropský výbor pro technickou normalizaci, 2018.
- [50] Hot Isostatic Pressing simple equations for better materials. In: *Bodycote* [online]. b.r. [cit. 2019-07-11]. Dostupné z: http://www.bodycote.cz/~media/Files/B/Bodycote-Plc-V2/Attachments/pdf/brochures/HIP_Simple_equations_for_better_materials.pdf
- [51] SUI, S., J. CHEN, E. FAN, H. YANG, X. LIN a W. HUANG. The influence of Laves phases on the high-cycle fatigue behavior of laser additive manufactured Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, **695**, 6-13. DOI: 10.1016/j.msea.2017.03.098. ISSN 09215093. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509317304148>
- [52] YADOLLAHI, A. a N. SHAMSAEI. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities. *International Journal of Fatigue*. 2017, **98**, 14-31. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001. ISSN 01421123. Dostupné také z: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112317300014>



- [53] GRIBBIN, S. *EXPERIMENTAL STUDIES OF FATIGUE PERFORMANCE OF INCONEL 718 AND FIBERGLASS REINFORCED VINYLESTER*. New Hampshire, 2018. THESIS. University of New Hampshire.
- [54] VDM® Alloy 718 CTP (2.4668/N07718). *VDM Metals* [online]. b.r. [cit. 2019-05-16]. Dostupné z: <https://www.vdm-metals.com/en/alloy718ctp/>

Seznam použitých obrázků

Obrázek 1 - Úspora materiálu využitím aditivní technologie [4]	11
Obrázek 2 - Schématické znázornění metody PBF [12]	15
Obrázek 3 - Schématické znázornění metody DED [14]	16
Obrázek 4 - Příklad palety s vytištěnými součástmi technologií DMLS [18]	18
Obrázek 5 - Schématické znázornění tisku metodou DMLS [3]	19
Obrázek 6 - Pohled do pracovní komory v průběhu tisku [20]	20
Obrázek 7 - Ukázka niklové slitiny Ni-Mo [24]	21
Obrázek 8 - Grafický přehled niklových slitin [26]	22
Obrázek 9 - Znázornění jednotlivých fází ve struktuře slitiny Ni-Cr [23]	23
Obrázek 10 – Tuhý roztok γ se zvýrazněnými karbidy [34].....	29
Obrázek 11 - Varianty jednotlivých směrů výroby u technologie 3D tisku [37]	30
Obrázek 12 - Diagram tahové zkoušky a výsledné hodnoty meze kluzu pro jednotlivé směry tisku v porovnání s HIP upravenými a kovanými vzorky [37]	31
Obrázek 13 - Detail prášku na výrobu součástí ze slitiny Inconel 718 [38].....	31
Obrázek 14 - Tiskárna EOS M 290 na Západočeské univerzitě v Plzni	34
Obrázek 15 - Jednotlivé možnosti orientace vzorků.....	35
Obrázek 16 - Stavební platforma s vytištěnými vzorky orientace X	35
Obrázek 17 - Rozměry vzorku pro zkoušku tahem	36
Obrázek 18 - Rozměry vzorku pro zkoušku vysokocyklové únavy	36
Obrázek 19 - Schématické znázornění průběhu tepelného zpracování pro materiál Inconel 718.....	38
Obrázek 20 - Zkušební zařízení Instron 1185	39
Obrázek 21 - Zkušební zařízení Instron 1196.....	40
Obrázek 22 - Vysokofrekvenční pulsátor Amsler 45 HFP.....	41
Obrázek 23 - Ukázka použitých laboratorní zařízení pro přípravu vzorků	42
Obrázek 24 - Rozřezané a zalisované vzorky připravené pro metalografické analýzy	43
Obrázek 25 - Světelný mikroskop (A) a skenovací elektronový mikroskop (B).....	43
Obrázek 26 - Jiskrový spektrometr SPECTROMAXx	44
Obrázek 27 - Tvrdoměr Vickers HTM 7307	45
Obrázek 28 - Tahový diagram zkoušky tahem za pokojové teploty materiálu Inconel 718	46
Obrázek 29 - Grafické znázornění pevnostních a tvárných charakteristik ze zkoušky tahem za pokojové teploty materiálu Inconel 718	47
Obrázek 30 - Diagram zkoušky tahem za zvýšené teploty materiálu Inconel 718 (600 °C).....	50
Obrázek 31 - Grafické znázornění pevnostních a tvárných charakteristik ze zkoušky tahem za zvýšené teploty (600 °C) materiálu Inconel 718.....	51
Obrázek 32 - Grafické porovnání výsledků zkoušky tahem za teploty okolí a teploty 600 °C materiálu Inconel 718	52
Obrázek 33 – Výsledky vysokocyklové únavy zaneseny do Wöhlerovy křivky	54
Obrázek 34 - Pórovitost a nekovové vměstky 3D tištěného materiálu Inconel 718.....	56
Obrázek 35 - Pórovitost a nekovové vměstky konvenčně vyráběného materiálu Inconel 718.....	57
Obrázek 36 - Mikrostruktura tištěného Inconelu 718, pohled kolmo k rovině tisku	58
Obrázek 37 - Mikrostruktura tištěného Inconelu 718, pohled na rovinu tisku	59
Obrázek 38 - 3D směrová orientace tištěného Inconelu 718	59
Obrázek 39 - Mikrostruktura konvenčního Inconelu 718 - pohled na rovinu rovnoběžnou s osou válcování, leptadlo Acetic glyceresia	60
Obrázek 40 - Mikrostruktura konvenčního Inconelu 718 - pohled na rovinu kolmou s osou válčován, leptadlo Lindall	60
Obrázek 41 - Lomové plochy vzorků po zkoušce tahem.....	62
Obrázek 42 - Lomové plochy vzorků po zkoušce vysokocyklové únavy	64
Obrázek 43 - Artefakt zanechaný měřením chemického složení na ploše vzorku.....	65
Obrázek 44 - Jednotlivé vtisky ve vzorku pro zkoušku tvrdosti	66
Obrázek 45 - Grafické znázornění výsledků zkoušky tvrdosti	67

Seznam použitých tabulek

Tabulka 1 - Přehled aktuálních problematik ve výzkumu 3D technologií.....	14
Tabulka 2 - Chemické složení Inconel 600 v % [31]	26
Tabulka 3 - Chemické složení Inconel 625 v % [32]	27
Tabulka 4 - Chemické složení Inconel 718 v % [33]	28
Tabulka 5 – Porovnání mechanických vlastností materiálu Inconel 718 připraveného technologií DMLS a SML	32
Tabulka 6 - Přehled vzorků pro zkoušku tahem (Inconel 718).....	37
Tabulka 7 - Přehled vzorků pro zkoušku vysokocyklové únavy (Inconel 718)	37
Tabulka 8 - Vliv způsobu výroby slitiny Inconel 718 na pevnostní a tvárné charakteristiky.....	46
Tabulka 9 - Vliv způsobu výroby slitiny Inconel 718 na pevnostní a tvárné charakteristiky za zvýšené teploty (600 °C).....	49
Tabulka 10 - Chemické složení Inconelu 718 měřené spektrometrem SPECTROMAXx	65
Tabulka 11 - Výsledné hodnoty zkoušky tvrdosti dle Vickerse HV 30	66