

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

FAKULTA STROJNÍ

ÚSTAV MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ



DIPLOMOVÁ PRÁCE

Vliv deformační rychlosti na mechanické vlastnosti funkčně gradovaných
materiálů vytvořených aditivními technologiemi

Influence of deformation rate on mechanical properties of functionally graded
materials manufactured by additive technologies

AUTOR: Bc. Matouš Uhlík

STUDIJNÍ PROGRAM: Výrobní inženýrství

VEDOUCÍ PRÁCE: doc. Ing. Jiří Janovec, CSc.

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

I. OSOBNÍ A STUDIJNÍ ÚDAJE

Příjmení: **Uhlík** Jméno: **Matouš** Osobní číslo: **474998**
Fakulta/ústav: **Fakulta strojní**
Zadávající katedra/ústav: **Ústav materiálového inženýrství**
Studijní program: **Výrobní inženýrství**
Specializace: **Bez specializace**

II. ÚDAJE K DIPLOMOVÉ PRÁCI

Název diplomové práce:

Vliv deformační rychlosti na mechanické vlastnosti funkčně gradovaných materiálů vytvořených aditivními technologiemi

Název diplomové práce anglicky:

Influence of deformation rate on mechanical properties of functionally graded materials manufactured by additive technologies

Pokyny pro vypracování:

Sledování vývoje mechanických vlastností v závislosti na deformačních rychlostech materiálově heterogenních funkčně gradovaných struktur (FGM). Deformační rychlosti budou řádově od rychlostí 10^{-3} do rychlostí 10^3 s⁻¹. Funkčně gradovaná struktura bude tvořena austenitickou ocelí 316L a niklovou slitinou Inconel 718. Sledovány budou základní materiály (316L a IN718) a poté přechod mezi těmito materiály. Hodnoceny budou jak mechanické tak mikrostrukturální a mikrochemické vlastnosti.

Seznam doporučené literatury:

Mahamood R. M., Akinlabi, E. T.: Functionally Graded Materials, Springer, Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering, ISBN: 978-3-319-53756-6, 2017
Melzer D., Džugan J., Koukolíková et.al.: Structural integrity and mechanical properties of the functionally graded material based on 316L/IN718 processed by DED technology, Materials Science and Engineering, DOI: 10.1016/j.msea.2021.141038, 2021

Jméno a pracoviště vedoucí(ho) diplomové práce:

doc. Ing. Jiří Janovec, CSc. ústav materiálového inženýrství FS

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

Datum zadání diplomové práce: **30.03.2022**

Termín odevzdání diplomové práce: **31.07.2022**

Platnost zadání diplomové práce: _____

doc. Ing. Jiří Janovec, CSc.
podpis vedoucí(ho) práce

prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
podpis vedoucí(ho) ústavu/katedry

prof. Ing. Michael Valášek, DrSc.
podpis děkana(ky)

III. PŘEVZETÍ ZADÁNÍ

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

Datum převzetí zadání

Podpis studenta

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto práci vypracoval samostatně, a to výhradně s použitím pramenů a literatury, uvedených v seznamu citovaných zdrojů.

V Praze dne:

.....

Podpis

Abstrakt

Předložená práce zpracovává aktuální problematiku funkčně gradovaných materiálů vytvářených pomocí aditivních technologií. Primárním cílem práce je popis materiálově heterogenní struktury z austenitické oceli 316L a niklové slitiny IN 718 vytvořené metodou přímé depozice. Hodnoceny jsou mikrochemické, mikrostrukturální a mechanické vlastnosti i při vyšších rychlostech deformace.

Klíčová slova

Přímá energetická depozice, 316L, IN 718, elektronová mikroskopie, světelná mikroskopie, dynamické zkoušení

Abstract

Submitted diploma thesis deals with currently progressive topic of functionally graded materials manufactured via additive technologies. The primary goal is to describe the materially heterogeneous structure made of austenitic stainless steel 316L and nickel-based alloy IN 718 manufactured by Directed Energy Deposition. Microchemical, microstructural and mechanical properties even at higher strain rates are investigated experimentally.

Keywords

Directed Energy Deposition, 316L, IN 718, electron microscopy, light microscopy, dynamic testing

Poděkování

Milou povinností je poděkovat svému vedoucímu práce doc. Ing. Jiřímu Janovcovi, CSc. za jeho ochotu předávat cenné rady a zkušenosti. Dále bych rád poděkoval zaměstnancům firmy COMTES FHT a.s. a zaměstnancům Fakulty strojní, a to nejen za poskytnuté podmínky pro realizaci experimentů, ale také za veškeré rady, připomínky a pomoc při jejich realizaci.

Děkuji také své rodině a nejbližším za nejen materiální oporu při studiu.

Obsah

1	ÚVOD	1
2	FUNKČNĚ GRADOVANÉ MATERIÁLY VYTVÁŘENÉ POMOCÍ ADITIVNÍCH TECHNOLOGIÍ.....	2
2.1	Aditivní technologie pro výrobu funkčně gradovaných materiálů	2
2.2	Klasifikace funkčně gradovaných materiálů	7
2.2.1	Funkčně gradované materiály s gradientem mikrostruktury	9
2.2.2	Funkčně gradované materiály s gradientem porozity.....	12
2.2.3	Funkčně gradované materiály s gradientem chemického složení.....	16
3	CHARAKTERIZACE DYNAMICKÝCH VLASTNOSTÍ MATERIÁLŮ	21
3.1	Specifika dynamických zkoušek v porovnání s kvazistatickými zkouškami.....	22
3.2	Zkušební zařízení pro dynamické zkoušky	26
4	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	32
4.1	Experimentální materiál a příprava vzorků	33
4.2	Měření chemického složení.....	37
4.3	Mikrostrukturní charakterizace.....	40
4.4	Kvazistatické zkoušky v tahu a tlaku	42
4.4.1	Kvazistatická zkouška tahem	42
4.4.2	Kvazistatická zkouška tlakem	61
4.5	Zkoušky tlakem při vyšších rychlostech deformace.....	64
4.5.1	Zkouška tlakem v režimu střední rychlosti deformace.....	64
4.5.2	Zkouška tlakem v režimu vysoké rychlosti deformace realizována na padostroji	68
4.5.3	Zkouška tlakem v režimu vysoké rychlosti deformace realizována na Split Hopkinson Pressure Bar.....	71
5	DISKUSE VÝSLEDKŮ.....	81
6	ZÁVĚR	84
	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK	86
	SEZNAM OBRÁZKŮ	87
	SEZNAM TABULEK.....	90
	POUŽITÁ LITERATURA	91

1 Úvod

Ačkoliv pojem funkčně gradovaný materiál zazněl poprvé v Japonsku již v 80. letech 20. století, jedná se i v současné době o silně rezonující fenomén nejen ve výzkumné, ale i v komerční sféře. Koncept funkčně gradovaných materiálů staví na filozofii lokálního přizpůsobování materiálových vlastností podmínkám aplikačního prostředí, což vedlo řadu autorů ve svých publikacích k zařazení těchto materiálů do nově vzniklé skupiny pokročilých kompozitních materiálů.

Výzkum funkčně gradovaných materiálů je dále akcelerován paralelním rozvojem a rozšiřováním aditivních technologií, které v kontextu funkčně gradovaných materiálů hrají významnou roli, neboť představují nástroj pro jejich relativně snadnou a přesnou výrobu. Perspektivu a aktuálnost funkčně gradovaných materiálů vytvářených pomocí aditivních technologií podtrhuje i finanční podpora jejich výzkumu z operačních programů Evropské unie.

Pro aktuálnost tématu bylo formulováno zadání předložené diplomové práce, jejímž cílem je v teoretické rovině popsat základní principy aditivních technologií využívaných pro výrobu funkčně gradovaných materiálů, dále systematicky sumarizovat vývojové směry v oblasti funkčně gradovaných materiálů prostřednictvím jejich klasifikace a v poslední řadě přiblížit základy pro dynamické zkoušení, které bude, mimo dalších experimentů, předmětem experimentální části práce.

Teoretických základů a poznatků bude dále využito při realizaci experimentální části práce, která se konkrétně zaměřuje na charakterizaci materiálové kombinace austenitické oceli 316L a niklové slitiny IN 718. Cílem experimentální části práce je charakterizovat základní materiály i mezi nimi vzniklý materiálový přechod, a to z hlediska mikrochemického, mikrostrukturálního a mechanického.

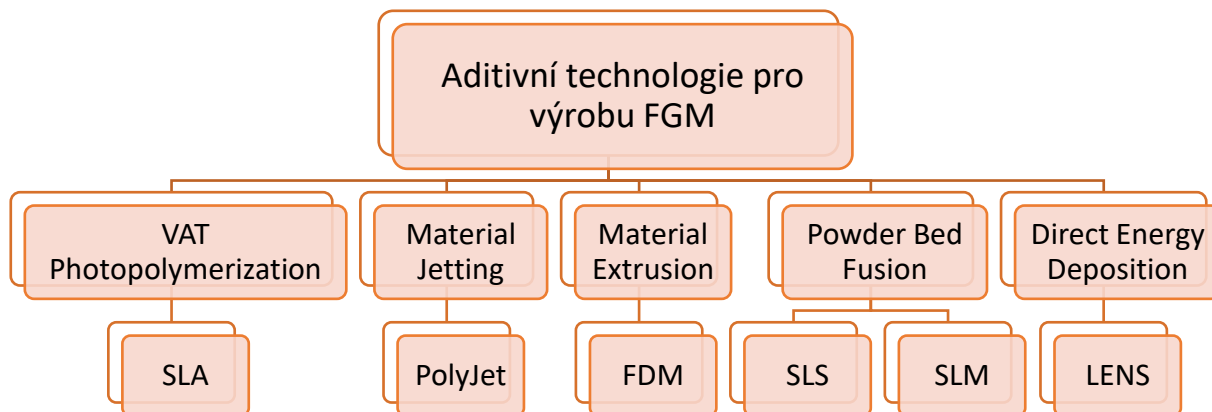
2 Funkčně gradované materiály vytvářené pomocí aditivních technologií

Funkčně gradované materiály (FGM) lze charakterizovat jako pokročilé kompozitní materiály, které mění své vlastnosti v objemu tak, aby mohly na míru splňovat nároky kladené aplikačním prostředím.

Pro jejich výrobu je k dispozici řada technologií jako je například odstředivé lití, prášková metalurgie, plazmové stříkání, chemická a fyzikální depozice, technologie laminace, infiltrační technologie a v kontextu FGM často skloňované také aditivní technologie. Tyto technologie je možné členit vztahu k FGM například dle míry kontroly gradientu, což je pro FGM rozhodující parametr. Do skupiny technologií s nejvyšší mírou kontroly gradientu spadají technologie práškové metalurgie, infiltrační technologie a technologie aditivní. Jako technologii s nízkou kontrolou gradientu lze naopak zmínit například technologii odstředivého lití. Klasifikovat skupinu technologií pro výrobu FGM lze i dle míry reziduálního pnutí v komponentě, které je generováno v důsledku technologického procesu. V tomto systému dělení by byla do skupiny s nízkým zbytkovým pnutím řazena technologie odstředivého lití a do skupiny s vysokou mírou zbytkového pnutí naopak technologie aditivní. Alternativních možností klasifikace je však více – klasifikovat tyto technologie lze také dle dosažitelné tvarové komplexnosti výrobku, charakteristického rozměru výrobku, energetické náročnosti procesu či z hlediska environmentálních dopadů. Vlastnosti funkčně gradované komponenty jsou do značné míry předurčeny výrobní technologií a její volba je závislá od konkrétních požadavků na finální vlastnosti výrobku. Aditivní technologie, jakožto současně populární technologie, jsou pro výrobu FGM atraktivním nástrojem, a to pro již zmíněnou vysokou míru kontroly nad gradientem a zároveň povahou technologie, která umožňuje tvorbu komplexních tvarových prvků, jejichž dosažení není vždy konvenčními metodami možné. V následujícím textu budou v potřebném rozsahu přiblíženy konkrétní aditivní technologie, které se současně využívají pro výrobu FGM. [1] [2] [3]

2.1 Aditivní technologie pro výrobu funkčně gradovaných materiálů

Dle ISO/ASTM 52900 lze klasifikovat aditivní technologie nejčastěji využívané pro tvorbu FGM následujícím způsobem (Obr. 1): [3]

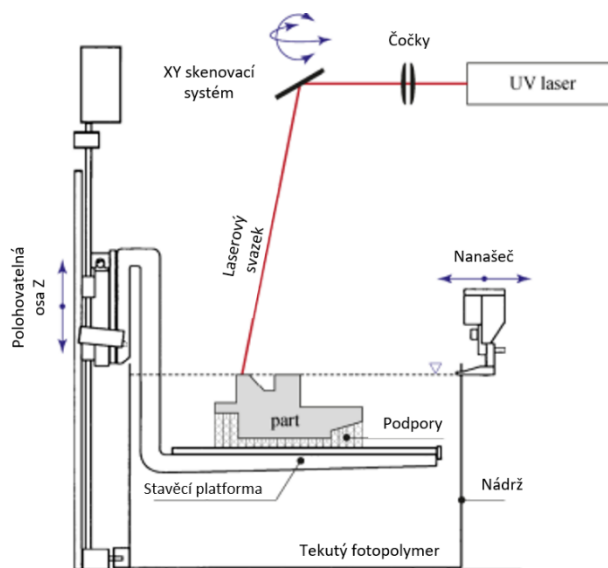


Obr. 1 – Přehled technologií pro výrobu FGM [3], přepracováno

Základní principy těchto technologií budou v potřebném rozsahu popsány v následujícím textu.

VAT Photopolymerization – SLA

Tato technologie byla první komerčně využívanou aditivní technologií, vyvinuta byla v roce 1884 Charlesem Hullem. Její nejužívanější metoda se nazývá stereolitografie (SLA) a je založena na principu vytvrzení tekutého fotopolymeru vlivem působením světla (obvykle UV záření). Princip technologie je patrný z následujícího obrázku (Obr. 2): [4]



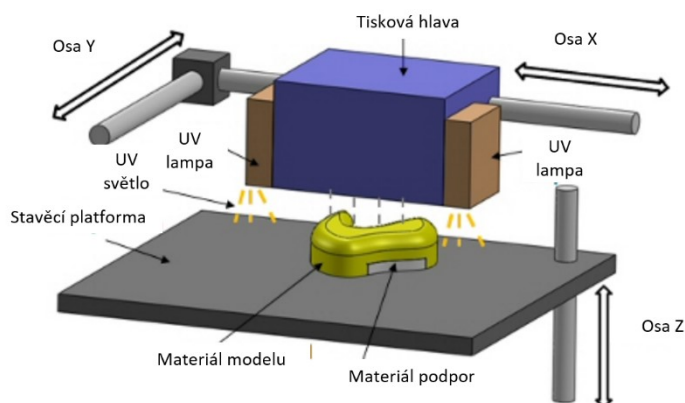
Obr. 2 – Schéma metody SLA [4], přeloženo

Koherentní záření je vedeno soustavou čoček na rozmítací zrcátko, kterým je dále směřováno na konkrétní polohu na hladině fotopolymeru. Interakcí záření a fotopolymeru dochází k vytvrzení a následně k posunu platformy směrem dolů o hodnotu výšky jedné vrstvy. Tento cyklus se periodicky opakuje až do vzniku

celého dílu. Technologie je v porovnání s ostatními relativně rychlá, charakteristickým znakem je hladký povrch (drsnot menší než Ra 10) a přesnost technologie se pohybuje v intervalu 0,025 mm – 0,05 mm, v závislosti na vlastnostech tiskárny, použitém materiálu, parametrech tisku, rozměrech a orientaci dílu, případně metodě postprocessingu. Technologie je vhodná pro fotopolymery a keramické materiály. [4]

Material Jetting – PolyJet

Obdobně jako je tomu u technologie VAT Photopolymerization, technologie PolyJet využívá tekutých fotopolymerních materiálů, které jsou vytvrzeny UV světlem. Jak je patrné z následujícího obrázku (Obr. 3), tekutý fotopolymer je selektivně nanášen na požadované místo tiskovou hlavou a ihned vytvrzen zdrojem UV světla, který je fixně upevněn k tiskové hlavě. K vytvrzení dochází tedy ihned po depozici. Po vytvrzení jednotlivé vrstvy dojde k posunutí stavěcí platformy o výšku vrstvy níže a proces se opakuje. [4] [5]

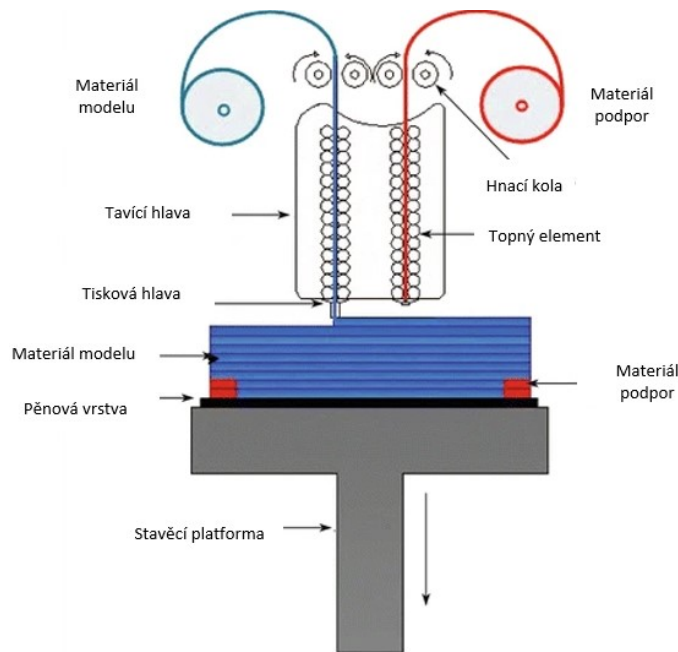


Obr. 3 – Schéma metody PolyJet [5], přeloženo

Benefitem této technologie je možnost tisknout jeden díl z více materiálů, čímž lze například lokálně měnit mechanické vlastnosti nebo barevně odlišovat určité části komponenty. [4]

Material Extrusion – FDM

Metoda FDM (Fused Deposition Modeling) se řadí mezi nejpopulárnější a nejrozšířenější aditivní technologie. Spočívá v natavení termoplastického polymeru (ve formě filamentu či granulátu) a následné depozici nataveného materiálu tryskou na požadované místo. Schematicky je proces vyobrazen na následujícím obrázku (Obr. 4): [4] [6]

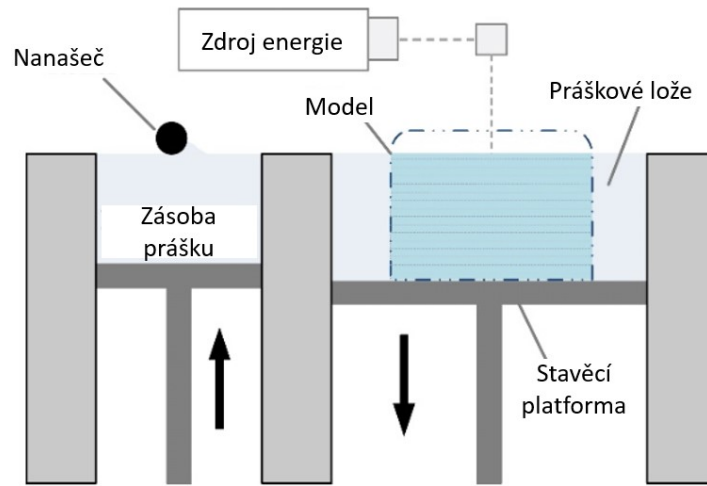


Obr. 4 – Schéma metody FDM [6], přeloženo

Teploty materiálu při extruzi se pohybují orientačně v rozsahu 175 °C (PLA – kyselina polymléčná) až 400 °C (PEEK – Polyetheretherketon). Přesnost technologie je jako v předchozím případě závislá na procesních parametrech, volbě materiálu, vlastnostech tiskárny, rozměru a orientaci dílu. Menší rozměry jsou obecně charakteristické větším tolerančním stupněm (větším než IT13). Drsnost povrchu je silně závislá na výšce vrstvy a orientaci dílu. Výhodou metody FDM je možnost využití více materiálu v rámci jednoho tisku, a to díky možnosti využít většího počtu extrudérů. [4]

Powder Bed Fusion – SLS a SLM

Existuje řada variací pro technologii Powder Bed Fusion, které nesou vlastní komerční název, sdílí však stejný základní princip. Jednotlivé variace byly navrženy ve snaze například zvýšit produktivitu procesu, případně s cílem rozšířit portfolio použitelných materiálů. Základní princip procesu bude popsán pomocí následujícího obrázku (Obr. 5): [7]

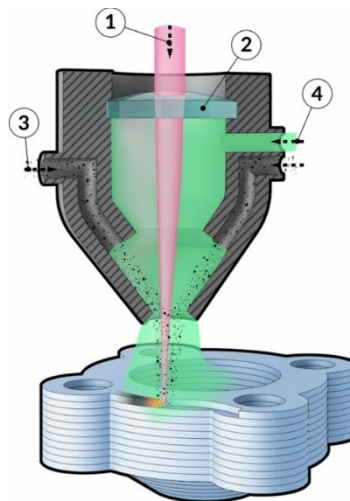


Obr. 5 – Schéma metody Powder Bed Fusion [8], přeloženo

Proces lze chronologicky rozdělit na několik fází, které se opakují až do vzniku celé komponenty. První fáze spočívá v dopravení materiálu ve formě prášku před rameno nanašeče (angl. *roller*), čehož je dosaženo zdvihem zásobovací komory (angl. *powder stock*). Nanašeč následně rovnoměrně distribuuje prášek na stavěcí platformu. V druhé fázi dojde k přivedení a fokusace energie ve formě laserového svazku, a to na konkrétní místo nanesené vrstvy prášku důsledkem čehož dojde k sintrování (SLS) či tavení (SLM). Technologie je vhodná pro kovové, polymerní i keramické materiály [7] [9]

Directed Energy Deposition – LENS

Metoda DED využívá zdroje energie v podobě laseru (LENS – Laser Engineered Net Shaping) či elektronového svazku (EBF3 – Electron Beam Freeform Fabrication) pro tavení materiálu ve formě prášku nebo drátu. Rozdíl mezi technologiemi Powder Bed a DED spočívá především v absenci práškového lože u technologie DED. Materiál je přiváděn tryskou (Obr. 6) a inertním plynem (obvykle Ar či He) v případě materiálu ve formě prášku urychlován na místo depozice. Inertní plyn plní zároveň ochrannou funkci tavné lázně. [4] [9] [10]



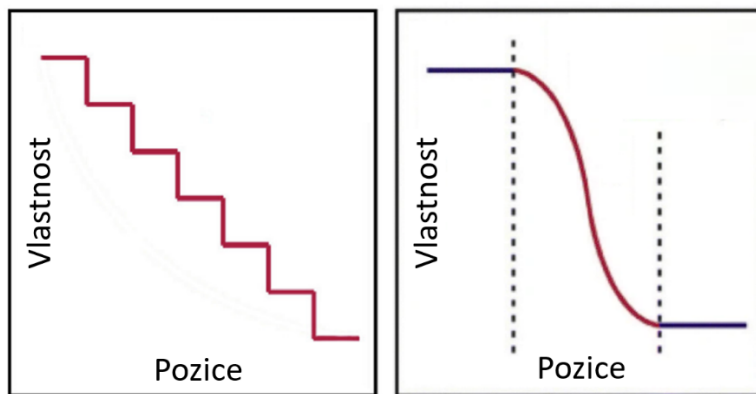
Obr. 6 – Schéma metody DED (LENS), laserový svazek (1), fokusační optika (2), přívod materiálu ve formě prášku (3), přívod inertního plynu (4), [11]

Existují dvě konfigurace zařízení – fixní nanášecí tryska a ve více osách pohyblivý stolek nebo fixní stolek a pohyblivá nanášecí tryska. Tato metoda nachází uplatnění i v případě nutnosti opravy dílu ve smyslu doplnění či nahrazení určitého objemu materiálu. Charakteristická je relativně vysokou produktivitou (orientačně 0,5 kg/hod) a možností tisku více materiálů – a to i současně. Lze totiž relativně jednoduše tvořit směsi prášků různých kovových materiálů v dobře definovatelných poměrech, v důsledku čehož se jedná o atraktivní metodu pro tvorbu FGM s gradientem chemického složení. [4] [9] [10]

Po přiblížení nejčastěji užívaných aditivních technologií pro výrobu FGM bude v následující kapitola vymezena klasifikace FGM, v rámci které bude koncept a současný vývojový směr funkčně gradovaných materiálu blíže přiblížen.

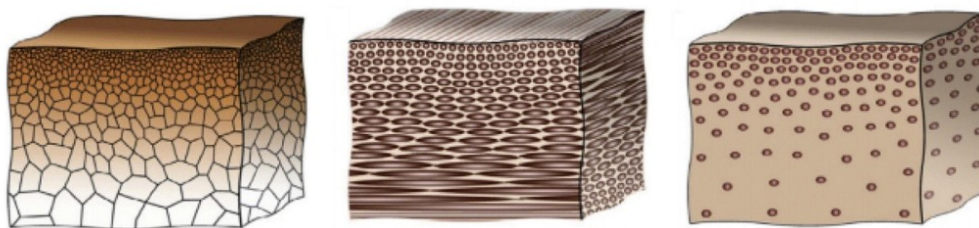
2.2 Klasifikace funkčně gradovaných materiálů

Existuje řada způsobů, jak klasifikovat FGM. Lze je klasifikovat dle průběhu změny vlastností na systémy s kontinuální (spojitou) změnou vlastností a na systémy s diskontinuální (nespojitou) změnou vlastností, jak je schematizováno na následujícím obrázku (Obr. 7): [2]



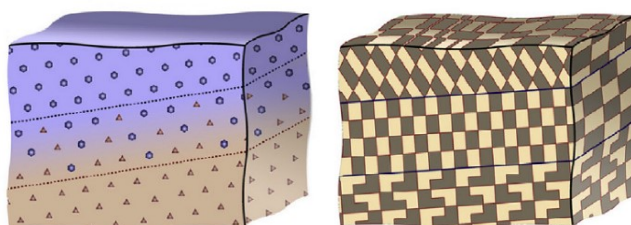
Obr. 7 – Diskontinuální změna vlastností (vlevo) a kontinuální změna vlastností (vpravo) [2], přeloženo a upraveno

Nespojitě gradované systémy (Obr. 7 – vlevo) jsou charakteristické rozhraním, na kterém se gradované vlastnosti skokově mění. Oproti tomu v kontinuálně gradovaných materiálech je přechod plynulý – výrazné rozhraní nevzniká. Spojitě lze například gradovat velikost zrna (Obr. 8 – vlevo), orientaci vláken (Obr. 8 uprostřed) nebo objemový podíl částic sekundární fáze (Obr. 8 –vpravo). [2]



Obr. 8 – Příklady spojitě gradovaných systémů – proměnná velikost zrna (vlevo), proměnná orientace vláken (uprostřed) a proměnný objemový podíl částic sekundární fáze (vpravo), upraveno [2]

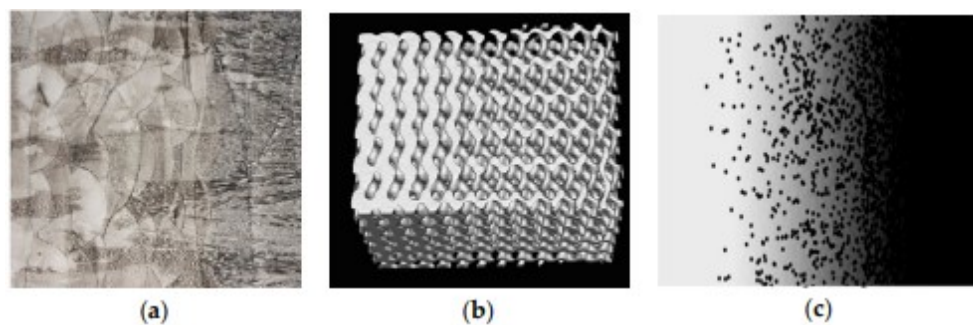
Příkladem diskontinuální změny vlastností může být například orientace zrn (Obr. 9– vlevo) či podíl dvou různých typů částic sekundární fáze (Obr. 9 – vpravo): [2]



Obr. 9 – Příklady nespojitě gradovaných systémů – proměnný podíl dvou různých částic sekundární fáze (vlevo), proměnná orientace zrn (vpravo), upraveno [2]

Alternativně lze klasifikovat funkčně gradované materiály na tři typy, a to na funkčně gradované materiály s gradovanou mikrostrukturou, gradovanou

porozitou či s gradientem chemického složení (Obr. 10). V následujícím textu budou jednotlivé typy blíže popsány. [12] [13]



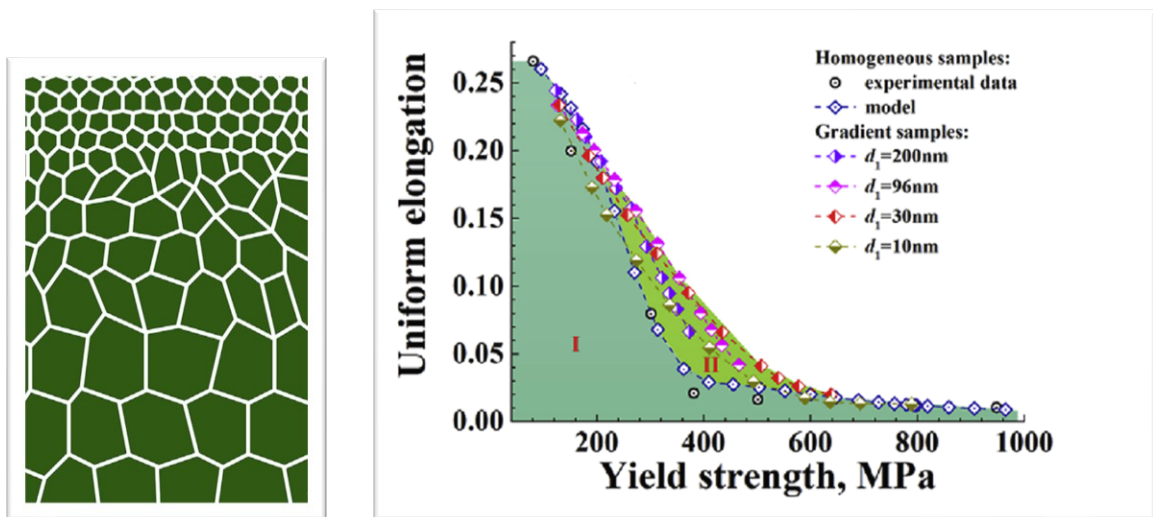
Obr. 10 – Tři typy FGM: proměnná mikrostruktura (a), proměnná porozita (b), proměnné chemické složení (c) [13]

2.2.1 Funkčně gradované materiály s gradientem mikrostruktury

Se zvyšováním pevnostních charakteristik materiálu se pojí obecně známý a nežádoucí trend současného poklesu tvárnosti. Právě pevnost a tvárnost jsou u homogenních materiálových struktur příkladem vzájemně vylučujících se vlastností. Existují však přístupy spočívající v kontrole mikrostruktury v objemu materiálu, které vedou k výhodné kombinaci obou vlastností. [14]

Příkladem takového přístupu může být mikrostruktura s kontrolovaným gradientem velikosti zrna. Jak plyne z obecně známého Hall-Petchova vztahu, se zmenšující se velikostí zrna se zvyšují pevnostní charakteristiky materiálu (mez kluzu, tvrdost), což je ovšem u izotropních materiálů doprovázeno již zmíněným a obecně nežádoucím poklesem tvárných vlastností. Pakliže se však velikost zrna mění z řádu nanometrů v povrchu do řádu jednotek mikrometrů¹ v jádře (naznačeno na Obr. 11 – vlevo), lze dosáhnout lepší kombinace meze kluzu a tažnosti na mezi pevnosti, jak je patrné z následujících výsledků (Obr. 11 – vpravo). V grafu je na ose X vynesena mez kluzu a na ose Y tažnost na mezi pevnosti, porovnány jsou kombinace vlastností pro gradientní vzorky a vzorky s homogenní velikostí zrna. [15]

¹ Mikrostruktura tvořená velikostí zrn v řádu jednotek až nižších desítek mikrometrů lze považovat za jemnozrnnou.



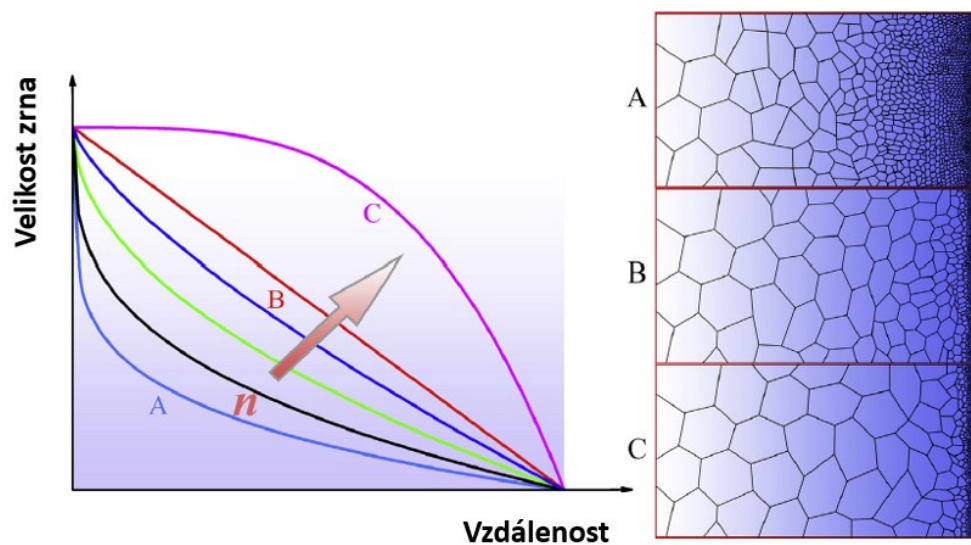
Obr. 11 – Vliv gradované velikosti zrna na kombinace meze kluzu a tažnosti na mezi pevnosti [15]

Pro dosažení tíženého synergického efektu v podobě příznivé kombinace tažnosti a pevnosti je také důležitá otázka optimalizace průběhu změny velikosti zrna. V prezentovaném případě byla optimalizace realizována optimalizací členu n v následující mocninné rovnici (rov. 1):

$$d = d_{\max} - (d_{\max} - d_{\min})(1-x)^n \quad (1)$$

Kdy členy d_{\max} a d_{\min} jsou maximální a minimální velikosti zrna, d je aktuální velikost zrna a x je normalizovaná souřadnice polohy.

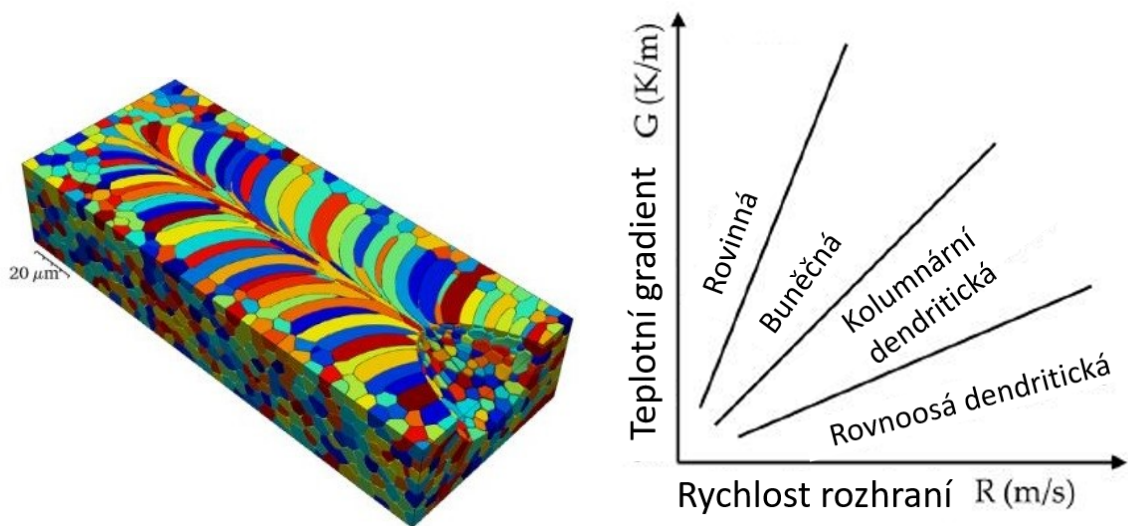
Optimalizovaný člen n je určující pro průběh gradace velikosti zrna. Jeho vliv na průběh je patrný z následujícího schématu (Obr. 12): [16]



Obr. 12 – Optimalizace průběhu velikosti zrna v závislosti na vzdálenosti [16], přeloženo

Určující však není jen hodnota velikosti zrna, ale také jeho morfologie, která je rovněž z hlediska pevnosti, houževnatosti a únavové životnosti významnou charakteristikou mikrostruktury. Zajistit podmínky pro vznik preferovaných rovnoosých zrn (zrn se stejnými rozměry ve všech směrech), je pro aditivní technologie výzvou, neboť morfologie zrn 3D tištěných komponent se vyznačuje vzhledem k depozici preferovanou morfologií. Tu lze však předpovídat pomocí pokročilých simulačních přístupů (např. stochasticky založené metody Monte Carlo), a lze tak optimalizovat procesní parametry pro příznivé ovlivnění morfologie zrn. [17]

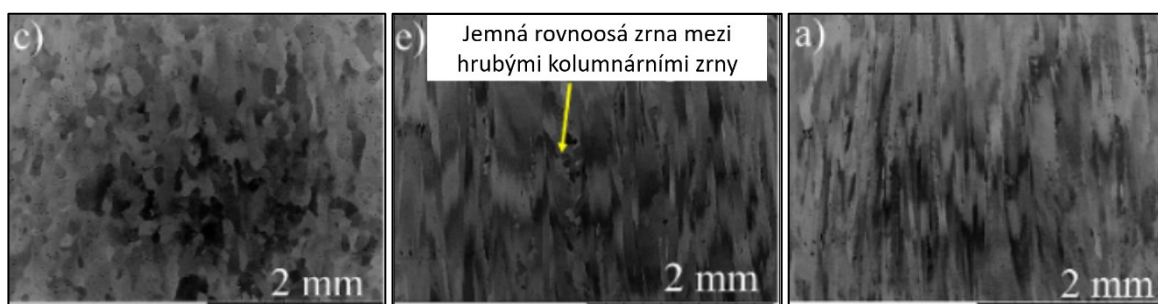
Jak již bylo naznačeno, pro řadu aditivních technologií je typická spíše hrubozrnná mikrostruktura s kolumnárními zrny a s preferovanou krystalografickou orientací vzhledem k pohybující se tavné lázni, jak je patrné z následujícího obrázku (Obr. 13 – vlevo):



Obr. 13 Typická morfologie zrn 3D tištěné komponenty (vlevo) [17], morfologie zrn v závislosti na podmínkách tuhnutí (vpravo) [18], přeloženo

Výsledná morfologie zrna je závislá na podmínkách tuhnutí a na chemickém složení tuhnoucího materiálu, přičemž určující je pro výslednou morfologii charakter krystalizační fronty. Krystalizační fronta může být v zásadě trojího typu: rovinná, buněčná anebo dendritická. O typu krystalizační fronty rozhoduje především poměr teplotního gradientu a rychlosti tuhnutí, jak je znázorněno na předchozím obrázku (Obr. 13 – vpravo). Kontrola zmíněného poměru, umožňující po vzoru konceptu FGM na míru upravovat morfologii zrna, spočívá v optimalizaci procesních parametrů – konkrétně v optimalizaci výkonu zdroje, rychlosti skenování, skenovací strategie, velikosti spoty a teploty přehřevu.

Na následujícím obrázku jsou pro příklad uvedeny výsledky studie orientované na vliv zmíněných procesních parametrů na výslednou morfologii mikrostruktury vytvořené pomocí aditivní technologie Electron Beam Powder Bed Fusion (EB-PBF). V rámci této studie byla kontrola mikrostruktury demonstrována vytvořením mikrostruktury složené z plně rovnoosých zrn (Obr. 14 – vlevo), kombinace rovnoosých a kolumnárních (Obr. 14 – uprostřed) zrn a plně kolumnárních zrn (Obr. 14 – vpravo): [17] [18] [19]



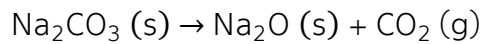
Obr. 14 – Rovnoosá mikrostruktura (vlevo), kombinace rovnoosých a kolumnárních zrn (uprostřed) a plně kolumnární zrna (vpravo) [19], přeloženo

2.2.2 Funkčně gradované materiály s gradientem porozity

FGM s gradientem porozity jsou dalším typem FGM v rámci kterých se v jednom či více směrech mění velikost, tvar či podíl porozity. Aditivními technologiemi lze vytvořit materiál s gradientem porozity v zásadě trojím způsobem.

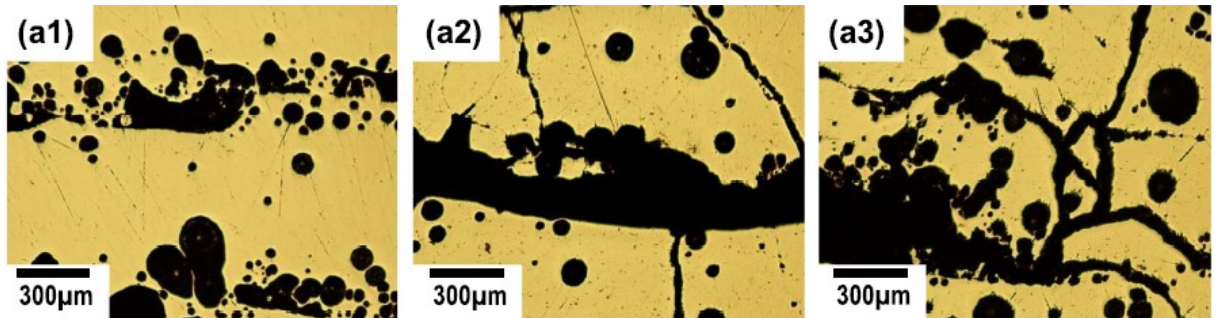
První způsob spočívá v kontrole procesních parametrů. Pro technologii Powder Bed Fusion (PBF) byla například publikována studie, ve které byla zkoumána relace mezi procesními parametry a výslednou porozitou. Se zvyšováním výkonu laseru byl pozorován klesající podíl porozity, s rostoucí hodnotou skenovací rychlosti byl pozorován naopak rostoucí trend výsledného podílu porozity. Dosažitelná porozita se pohybovala v intervalu 17 % – 58 % s velikostí jednotlivých pórů do velikosti 800 μm . [20]

Druhý způsob funguje na principu zahrnutí činidla tvořícího póry (ang. *pore forming agent*), které při procesu prodělává chemickou reakci, při které se část reaktantů v pevné fázi (prášku) přeměňuje vlivem působení tepla do fáze plynné. Vzniklý plyn je uzavřený v roztaveném kovu, čímž dochází ke vzniku porozity v mikrostruktuře. Jako příklad takové reakce (rov. 2) je uveden tepelný rozklad činidla tvořícího póry Na_2CO_3 : [21] [22]



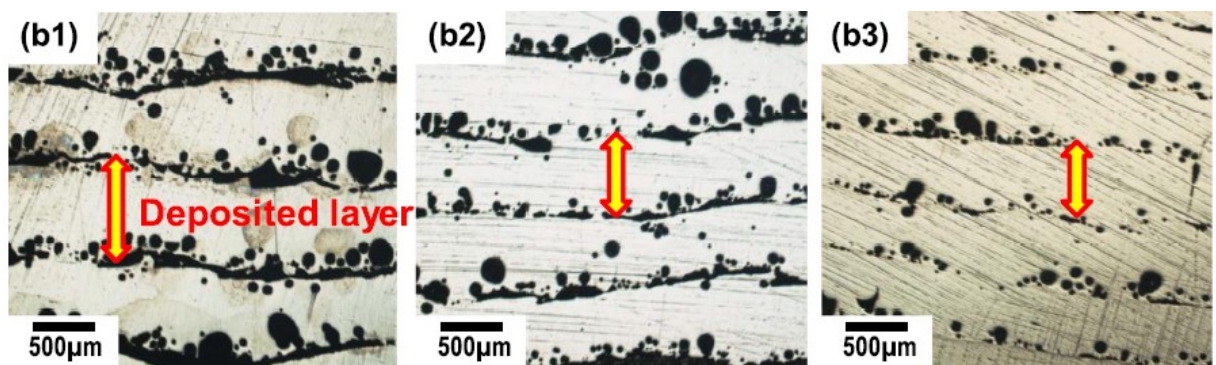
(2)

Existuje celá řada dalších činidel tvořících póry, a to na bázi syntetických i organických materiálů. Na výsledné porozitě se pak podílí nejen typ a podíl činidla ale i procesní podmínky, jejichž vliv byl zmíněn v předchozím odstavci. Vliv podílu činidla tvořícího póry (konkrétně Na_2CO_3) je patrný z následujícího obrázku (Obr. 15): [22] [23]



Obr. 15 – Vliv podílu Na_2CO_3 na porozitu: vlevo 4 hm. % Na_2CO_3 , uprostřed 5 hm. % Na_2CO_3 , vpravo 7 hm. % Na_2CO_3 [22]

Vzhledem k provázanosti s vlivem procesních parametrů je na následujícím obrázku (Obr. 16) rovněž naznačen vliv skenovací rychlosti při konstantním podílu činidla tvořícího póry (4 hm. % Na_2CO_3):



Obr. 16 – Vliv skenovací rychlosti na výslednou porozitu při konstantním podílu 4 hm. % Na_2CO_3 a proměnné skenovací rychlosti: 650 mm/min (vlevo), 750 mm/min (uprostřed) a 850 mm/min (vpravo) [22]

Jak je z Obr. 16 patrné, je zřejmý klesající trend celkové porozity s rostoucí skenovací rychlostí, což je v souladu se závěry autorů ([20]) zmíněné publikace o vlivu procesních parametrů na porozitu.

Třetí způsob spočívá ve tvorbě odlehčených struktur, které obecně spadají do nadřazené skupiny celulárních materiálů. Celulární materiály lze klasifikovat dle typu porozity (otevřená, uzavřená) a dle řádu uspořádání základních buněk (stochastické a nestochastické uspořádání). Do skupiny celulárních materiálů jsou řazeny i tzv. *lattice structures* – celulární systémy s otevřenou porozitou

a pravidelným (resp. nestochastickým) uspořádáním základních buněk. Nejjednodušší variantu *lattice structure* lze charakterizovat jako příhradovou konstrukci tvořenou nosníky, přičemž porozita je pak tvořena prostorem mezi těmito nosníky. Současně se jeví progresivně tzv. gradientní *lattice structures* – na následujícím obrázku (Obr. 17 – vlevo) je znázorněn příklad gradientní *lattice structure* s kontinuálním průběhem porozity, kterého je docíleno kontinuální změnou průřezu nosníků tvořící strukturu. Průběh porozity může být i diskontinuální (Obr. 17 – uprostřed), kdy ke změně průřezu nosníku dochází skokově v konkrétním místě materiálu (skokové přechody jsou naznačeny horizontálními čarami). Design základních buněk těchto odlehčených struktur může být rozmanitý, od designů inspirovaných přírodou až po designy topologicky optimalizované pro konkrétní aplikaci a podmínky zatížení (Obr. 17 – vpravo). [24] [25] [26]



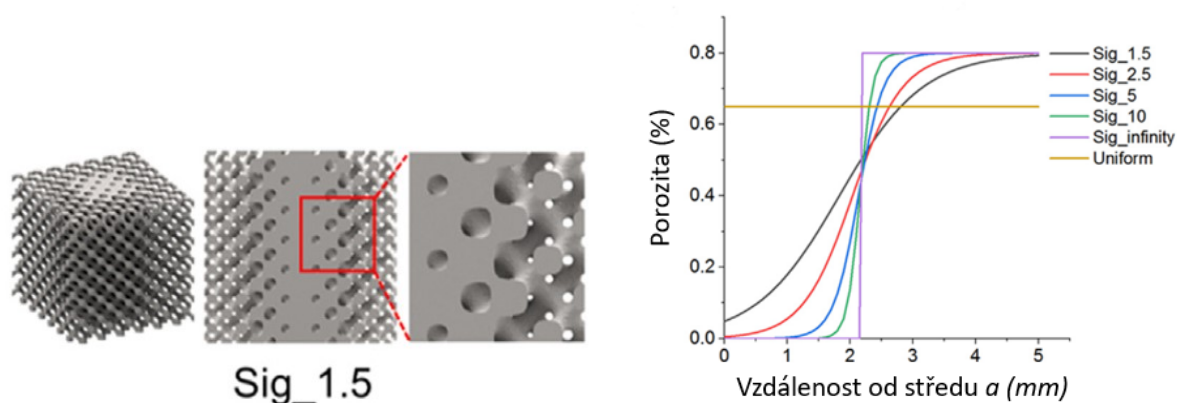
Obr. 17 – *Lattice structure s kontinuálním průběhem porozity (vlevo) [26], Lattice structure s diskontinuálním průběhem porozity (uprostřed) [26], topologicky optimalizovaná základní buňka (vpravo) [24]*

Stojí za zmínku, že v kontextu předchozích dvou zmíněných způsobů je tento způsob nejpřesnější z hlediska kontroly velikosti, tvaru a distribuce porozity v objemu materiálu.

Výskyt porozity v mikrostruktuře je přirozeně spjat s poklesem mechanických vlastností – s rostoucím objemovým podílem homogenní porozity je pokles mechanických vlastností výraznější. V aplikacích FGM s gradientem porozity nejsou však nejvyšší dosažitelné mechanické vlastnosti prioritní a specifické funkční vlastnosti zajištěné kontrolovaným výskytem porozity jsou při návrhu komponenty primárním cílem. Konkrétním příkladem mohou být filtrační a čistící aplikace nebo biologické aplikace v oblasti lékařských implantátů a tkáňového inženýrství. [25] [27]

V zmíněné oblasti lékařských implantátů a tkáňového inženýrství se jeví zmíněné *lattice structures* s gradientem porozity velmi slibně, neboť porozita na povrchu implantátu podporuje oseointegraci – vhojení implantátu za vzniku strukturálního a funkčního spojení mezi implantátem a okolní tkání. Současným požadavkem na funkční kostní implantát je ale také kosti podobná tuhost (respektive modul pružnosti) a pevnost (respektive mez pevnosti a mez kluzu). V případě, že by implantát vykazoval výrazně větší modul pružnosti, přenášel by oproti kosti větší namáhání. V důsledku této nerovnoměrné distribuce namáhání dochází ke kostní atrofii s rizikem uvolnění a selhání implantátu (tzv. *stress shielding efekt*). Na druhé straně není přijatelná ani příliš nízká mez pevnosti a mez kluzu implantátu, což je jedním z hlavních problémů odlehčených struktur. Mechanické vlastnosti odlehčených struktur zhotovených z konkrétních materiálů lze však zvyšovat například vhodnou volbou topologie základní buňky vzhledem k namáhání, optimalizací parametrů aditivního procesu, následným tepelným zpracováním ale také optimalizací průběhu, respektive gradientu porozity. [27] [28]

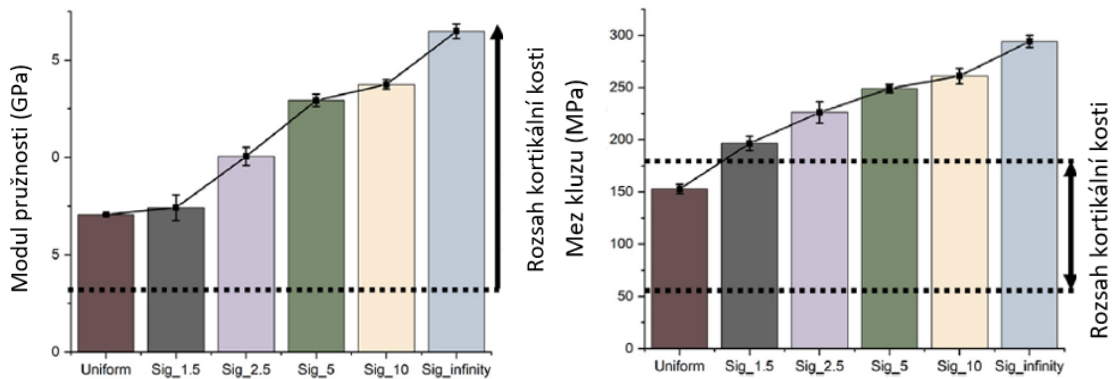
Na cíl vytvořit na povrchu porézní materiál, který vykazuje dostatečné hodnoty meze pevnosti a meze kluzu a zároveň kosti blízké hodnoty modulu pružnosti, se orientovala řada výzkumných prací. V rámci jedné z nich byl využit koncept neporézního jádra s gradientem porozity směrem k povrchu (Obr. 18 – vlevo), přičemž průběh porozity sledoval průběh funkce sigmoid s různými konstantami (Obr. 18 – vpravo). [27]



Obr. 18 – Neporézní jádro s gradientem porozity směrem k povrchu (vlevo), průběh porozity od neporézního jádra (vpravo) [27], přeloženo

Celková průměrná porozita byla však pro všechny varianty identická a dimenzována na hodnotu 65 %. Proto je výsledku hodnocen pouze vliv

gradientu porozity na modul pružnosti v tahu (Obr. 19 – vlevo) a na mez kluzu (Obr. 19 – vpravo). Jak je z následujícího obrázku patrné (Obr. 19), tímto způsobem je možné vytvořit odlehčenou strukturu s dostatečnými pevnostními charakteristikami, s vhodnou hodnotou modulu pružnosti v tahu a s porozitou pro cílenou podporu oseointegrace. [27]

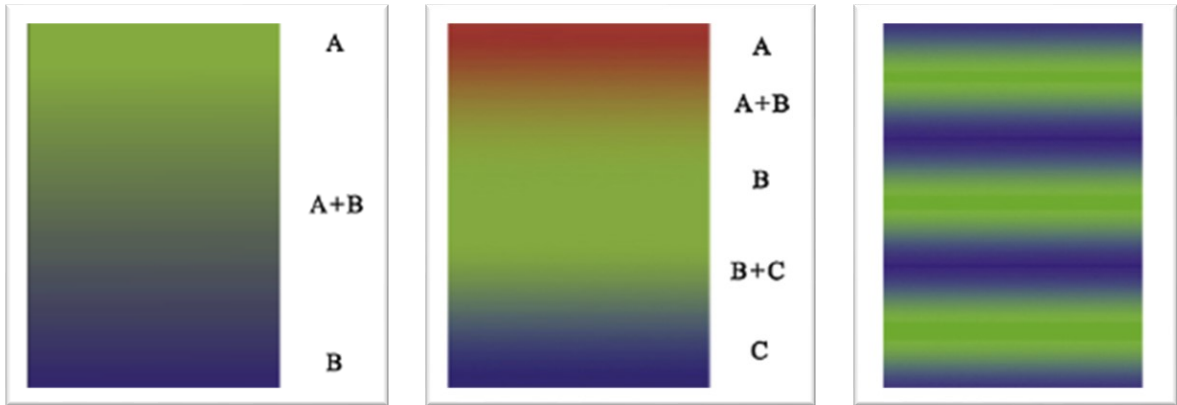


Obr. 19 – Vliv gradientu porozity na modul pružnosti v tahu (vlevo) a vliv gradientu porozity na mez kluzu (vpravo) [27], přeloženo

2.2.3 Funkčně gradované materiály s gradientem chemického složení

Gradací chemického složení lze dosáhnout v zásadě dvou benefitů. První výhoda tohoto konceptu spočívá v možnosti kombinovat materiály, které vykazují nízkou kompatibilitu při přímém spojení (např. při tavném svaření). Nízká kompatibilita při přímém spojení pak může resultovat v selhání komponenty v místě spojení, a to v důsledku výskytu křehkých intermetalických fází, skokové změny termo-fyzikálních vlastností či v důsledku jiných nežádoucích fyzikálně-metalurgických pochodů (např. precipitaci karbidů). Zmíněná možnost kombinovat takto nekompatibilní materiály spočívá ve vnesení pozvolného přechodu chemického složení mezi materiály A a B, čímž dojde v ideálním případě k funkčnímu spojení obou materiálů.

Konceptů, jak realizovat gradient chemického složení existuje více, přičemž zjednodušeně lze v obecné rovině klasifikovat jako 3 typy, které jsou schematizovány na následujícím obrázku: [29]

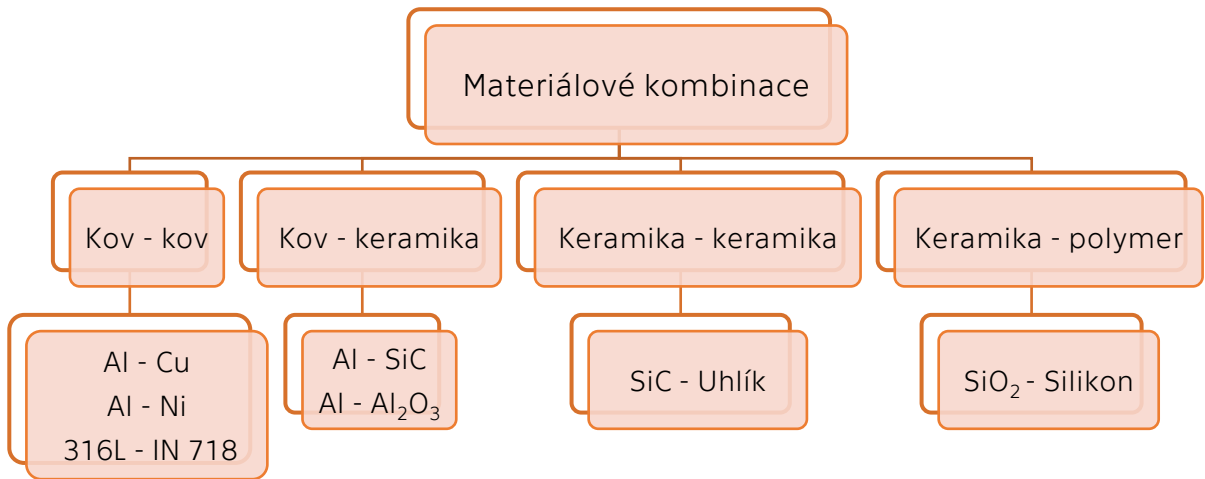


Obr. 20 – Design komponent s gradientem chemického složení [29]

Prvním typem je přechod materiálu A do materiálu B (Obr. 20 – vlevo) za vzniku plynulého přechodu A+B, díky kterému může být redukováno riziko delaminace, vzniku trhlin nebo koncentrace napětí, jakožto příkladům konkrétních jevů pozorovaných u přímého spojení materiálu A a B s absencí zmíněného přechodu A+B. V druhém zmíněném designu (Obr. 20 – uprostřed) vystupují 3 materiály (A, B, C) přičemž přechody mezi nimi jsou opět plynulé (graduované). Třetím možným přístupem (Obr. 20 – vpravo) je střídavě se měnící kombinace materiálů A a B, která bývá také označována jako sendvičová struktura. [29]

Druhá výhoda spočívá v možnosti využít předních vlastností obou obsažených materiálů tvořících FGM současně, jelikož v jednom místě komponenty může být materiál A v čisté formě a v místě druhém v čisté formě materiál B. Demonstrovat tuto výhodu lze na příkladu FGM určeném pro vysokoteplotní aplikaci a tvořeném materiálovou kombinací v podobě keramiky, kovu a gradientního přechodu mezi nimi. Tato kombinace může vykazovat vysokou teplotní vodivost a houževnatost danou kovem situovaným na vnitřním povrchu součásti a zároveň vysokou tvrdost, žáruvzdornost a korozivzdornost předurčenou keramikou na vnějším povrchu – v místě vystavení vysoké teplotě. Gradientní přechod pak garantuje integritu součásti jako celku díky rovnoměrnému rozložení teplotních pnutí. Konkrétním příkladem takové kombinace může být korozivzdorná ocel a ZrO_2 , případně multi-materiálový systém $ZrO_2/6061-T6/Ti-6Al-4V$, na kterém byla zjišťována odolnost proti cyklickému tepelnému namáhání s cílem optimalizovat gradient chemického složení. [30] [31] [32] [33] [34]

Jak je zřejmé, pro široké spektrum dostupných materiálů existuje ještě širší počet jejich možných kombinací. Na následujícím obrázku (Obr. 21) jsou vymezeny 4 nejrozšířenější materiálové kombinace a uvedeni konkrétní zástupci: [1]



Obr. 21 – Materiálové kombinace pro FGM, dle [1] – upraveno a [35]

Za zmínku také stojí, že rozšířenou výrobní technologií pro FGM s gradovaným chemickým složením je spolu s aditivními technologiemi také technologie práškové metalurgie, a to především pro možnost dobře kontrolovat chemického složení v prostoru, což je pro tento typ FGM esenciální. Prášková metalurgie je v porovnání s aditivními technologiemi racionálnější volbou pro sériovou výrobu. Zachováním výhody aditivních technologií v podobě možnosti vytvářet *near net shape* výrobky, tzn. výrobky tvarově blízké finální součásti, je prášková metalurgie slibnou technologií pro velkosériovou výrobu součástí s gradientem chemického složení. [36] [12] [1]

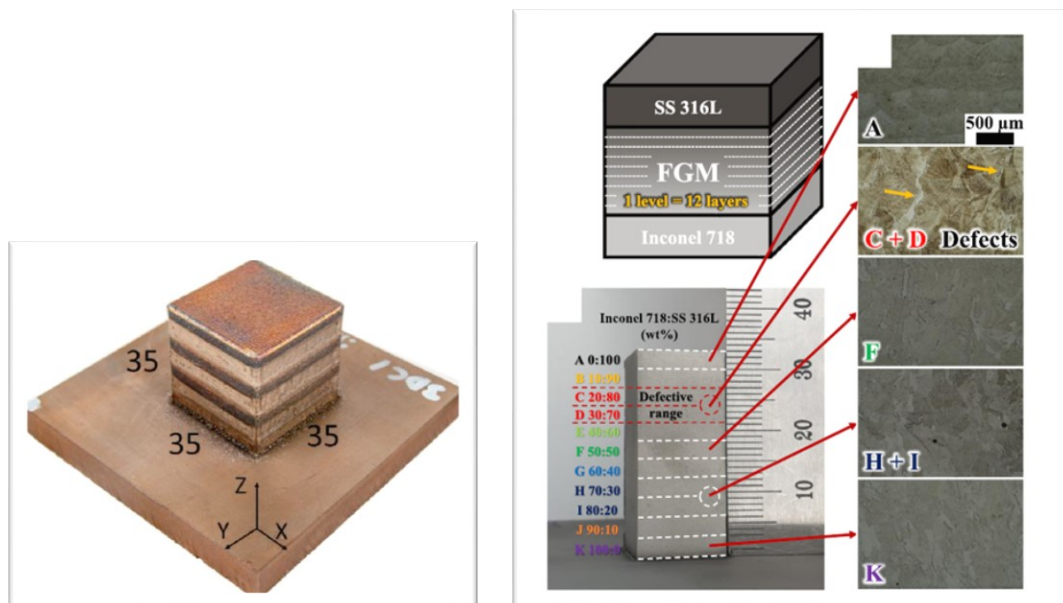
Vzhledem k experimentální části práce bude jako příklad FGM s gradientem chemického složení uveden zástupce kombinace kov – kov, konkrétně kombinace korozivzdorné oceli 316L, tedy slitiny na bázi železa a niklové superslitiny Inconel 718 (IN 718), jakožto precipitačně vytvrditelné slitiny na bázi niklu. Chemické složení obou základních materiálů je k dispozici v následující tabulce (Tab. 1):

Tab. 1 – Chemické složení IN 718 a 316L v hm. % [37]

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	Al	B	Co	Nb	Ti	Fe
IN718	0.048	0.40	0.001	0.01	0.13	18.73	3.26	52.43	0.012	0.62	0.001	0.009	5.23	0.94	Balance
316L	0.016	1.27	0.024	0.012	0.75	17.03	2.40	10.89		0.003					Balance

Inconel 718 je charakteristický zvláště dobrou mechanickou pevností za zvýšených teplot, odolností proti korozní degradaci a oxidaci a rovněž vykazuje dobrou odolnost proti tečení a cyklickému namáhání. Na druhou stranu je velmi těžko obrobitelný a jeho cena je relativně vysoká. Při svařování této niklové superslitiny hrozí zvýšené riziko vzniku trhlin za horka v tepelně ovlivněné oblasti svaru v důsledku přítomnosti sloučenin bohatých na niob a molybden. [38] [39] [40] [41]

Korozivzdorná ocel 316L je nízkouhlíková austenitická ocel disponující dobrou korozivzdorností, dobrou obrobitelností a svařitelností a relativně k niklově superslitině IN 718 také nízkou cenou. Depozicí austenitických korozivzdorných ocelí na niklové superslitiny může být vytvořen FGM vykazující dobrou obrobitelnost a svařitelnost (díky 316L) při zachování mechanických vlastností a korozivzdornosti, a to i za zvýšených teplot (IN 718). Na tuto materiálovou kombinaci se orientovala řada výzkumných prací ve snaze popsat vlastnosti rozhraní obou materiálů z hlediska mikrostruktury i mechanických vlastností či ve snaze najít optimální gradient přechodu mezi zmíněnými materiály. Tato materiálová kombinace se jeví slibně také vzhledem ke skutečnosti, že IN 718 i 316L mají stejnou krychlovou plošně středěnou mřížku (FCC) a relativně malý rozdíl tepelné roztažnosti, čímž je redukováno riziko vzniku delaminace a nekoherentního rozhraní. Kombinace niklové slitiny a korozivzdorné oceli byla zkoumána v různých designech provedení, například v podobě sendvičové struktury (Obr. 22 – vlevo) či gradientního přechodu (Obr. 22 – vpravo). [42] [43] [41] [39] [40] [38] [37]



Obr. 22 – Sendvičová struktura (vlevo) [37], gradientní přechod (vpravo) [38]

V případě systémů s gradientním přechodem byl pozorován výskyt defektů (Obr. 23), které byly přisuzovány přítomnosti oxidů (TiO_2 , Al_2O_3), jejichž vznik souvisí s vysokou energetickou depozicí při 3D tisku. [38]



Obr. 23 – Defekty v gradientním přechodu [38]

Rovněž byly defekty pozorovány v oblasti výskytu intermetalických fází a karbidů, jako např. NbC, MoC či Cr_{23}C_6 , jejichž segregace byla pozorována na hranicích zrn. V případě zmíněných sendvičových struktur byly například přechody mezi materiály doprovázeny výskytem porozity indikující potřebu optimalizovat procesní parametry tisku. Řada autorů se však přes výzvy v podobě vyřešení pozorovaných problémů shoduje na faktu, že kombinace těchto materiálů je slibná a výsledků dosažených na strukturách vytvořených aditivními technologiemi lze jen obtížně dosáhnout technologiemi konvenčními a vybízí k dalšímu studiu této materiálové kombinace. Možným dalším směrem výzkumu může být sledování mechanických vlastností těchto systémů za dynamických podmínek zatěžování, jelikož k tomuto tématu nebylo publikováno mnoho prací.

Specifikům dynamického zkoušení se bude věnovat následující kapitola. [42] [43] [41] [39] [40] [38] [37]

3 Charakterizace dynamických vlastností materiálů

Vlastnosti materiálu můžeme obecně dělit na vlastnosti fyzikální (např. teplota tavení), fyzikálně chemické (např. optické vlastnosti), vlastnosti technologické (např. obrobiteľnosť) a pro potreby práce zásadní pak vlastnosti mechanické. Charakteristikou mechanických vlastností je závislost jejich hodnot na podmínkách zatěžování – jmenovitě na způsobu zatěžování (statický a dynamický), fyzikálních podmínkách zatěžování (teplota) a vyvozeném stavu napjatosti ve zkoušeném materiálu (tah, tlak, krut, ohyb, stříh případně jejich kombinace). [44]

Relace mezi způsobem zatěžování a odezvou materiálu bude stěžejním předmětem experimentální části práce, a proto bude následující text orientován právě na zmíněný vliv způsobu zatěžování. Jak bylo již zmíněno, způsob zatěžování lze dělit na statický (respektive kvazistatický) a dynamický způsob zatěžování.

Sledování dynamických vlastností materiálů je v současné době nedílnou součástí komplexního mapování vlastností materiálů, protože celá řada inženýrských materiálů je v provozu cíleně i necíleně dynamickému zatěžování vystavena. Příkladem vystavení dynamickému zatěžování může být proces obrábění, kdy znalost materiálové odezvy dovoluje například přesněji simulovat obráběcí proces a dále ho zefektivňovat. Za zmínku také stojí význam sledování dynamických vlastností materiálů pro simulace havárií dopravních prostředků, kdy predikovatelnost materiálové odezvy na dynamické zatěžování dovoluje snadnější cestu směrem k zvyšování míry pasivní bezpečnosti. Dynamické zkoušení však s sebou nese jistá specifika oproti zkouškám se statickým (respektive kvazistatickým) zatěžováním. V následující kapitole budou tato specifika blíže analyzována.

3.1 Specifika dynamických zkoušek v porovnání s kvazistatickými zkouškami

Rozhodující pro charakter zatěžování z hlediska dynamiky je rychlost deformace. Rychlost deformace (anglicky *strain rate*) lze vyjádřit jako derivaci deformace podle času (rov. 3):

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \text{ [s}^{-1}\text{]} \quad (3)$$

Derivovat je možné skutečnou deformaci (anglicky *true strain*) nebo inženýrskou deformaci (anglicky *engineering strain*). V případě derivace inženýrské deformace, získáváme inženýrskou rychlost deformace (anglicky *engineering strain rate* – rov. 4):

$$\dot{\epsilon}_{\text{eng}} = \frac{d\epsilon_{\text{eng}}}{dt} = \frac{d\left(\frac{L-L_0}{L_0}\right)}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \text{ [s}^{-1}\text{]} \quad (4)$$

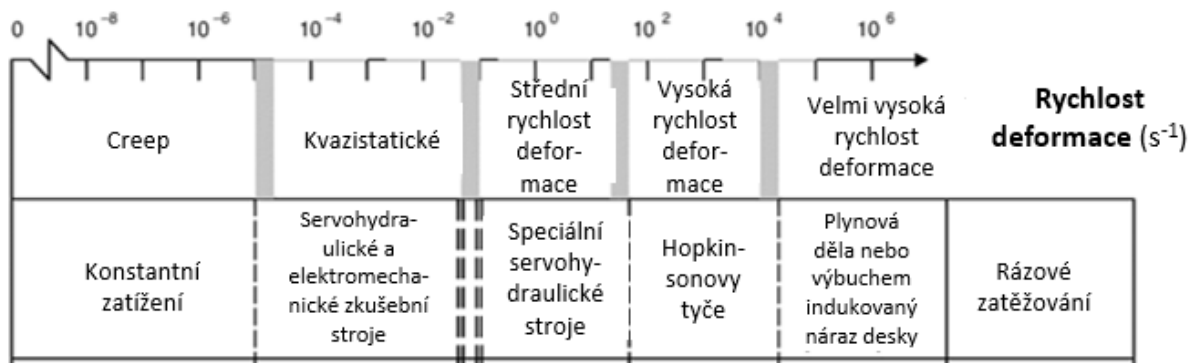
V případě derivace skutečné deformace, získáváme z předchozí rovnice (rov. 3) skutečnou rychlost deformace (anglicky *true strain rate* – rov. 5):

$$\dot{\epsilon}_{\text{true}} = \frac{d\epsilon_{\text{true}}}{dt} = \frac{d\left[\ln\left(\frac{L}{L_0}\right)\right]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \text{ [s}^{-1}\text{]} \quad (5)$$

Kde člen L představuje skutečnou délku zkoušeného tělesa [mm], L_0 je počáteční délka tělesa [mm] a v je rychlost změny délky [mm/s].

Jak je z obou rovnic (rov. 4 a rov. 5) zřejmé, na hodnotu deformační rychlosti má vliv nejen rychlost změny délky, ale také geometrie tělesa – rychlost deformace je přímo úměrná rychlosti změně délky a nepřímo úměrná délce zkušebního tělesa.

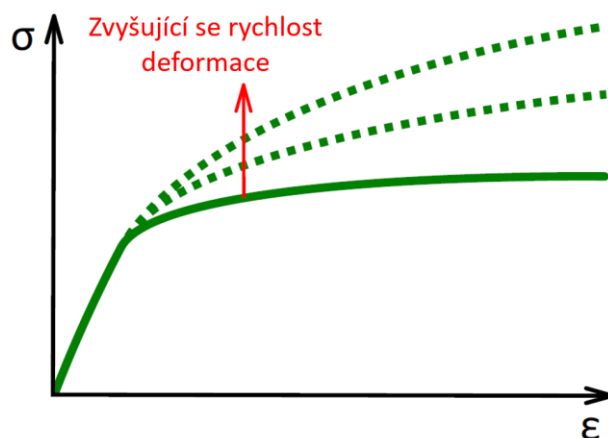
Se zavedeným pojmem rychlosti deformace je možné vymezit 5 intervalů deformačních rychlostí (Obr. 24) – od nejnižších rychlostí deformace realizovaných při creepových zkouškách až po nejvyšší rychlosti deformace, kterých je dosaženo při speciálních zkouškách využívajících rázových jevů zajištěných například řízenou explozí. [45]



Obr. 24 – Intervaly deformačních rychlostí s uvedenými zkušebními stroji pro jejich realizaci [45], přeloženo a upraveno

Jak je z obrázku patrné, pro dosažení různých intervalů (respektive režimů) rychlosti deformace jsou vyvinuté různé experimentální zařízení. Vybraným z nich bude věnována následující kapitola.

Při vystavení materiálu vyšší deformační rychlosti lze obvykle očekávat přírůstek napětí ve srovnání s průběhem napětí měřeném při nižší rychlosti deformace, jak je schematicky zobrazeno na následujícím obrázku (Obr. 25):



Obr. 25 – Odezva materiálu na vyšší rychlost deformace [46], přeloženo

Různé materiály přirozeně vykazují odlišnou citlivost na rychlost deformace. U některých je dokonce pozorován opačný trend vývoje napětí, než jaký byl popsán v předchozím textu – s rostoucí rychlostí deformace se hladina napětí snižuje. Konkrétním příkladem mohou být např. vybrané slitiny Al-Mg (viz např. [47]). Pro kvantitativní popis vlivu rychlosti deformace existuje řada metod – jednou z nich je popis pomocí konstitutivního materiálového modelu Johnson Cook, ve kterém je kromě vlivu rychlosti deformace zohledněn i vliv zpevnění a teploty (rov. 6):

$$\sigma_{eq} = [A + B\epsilon_{eq}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_R}{T_m - T_R} \right)^m \right] \quad (6)$$

Kde σ_{eq} je ekvivalentní napětí; A, B, C, n a m jsou materiálové konstanty, ϵ_{eq} je ekvivalentní plastická deformace, $\dot{\epsilon}$ je rychlost deformace, $\dot{\epsilon}_0$ je referenční rychlost deformace, T je teplota při zatěžování, T_R je teplota okolí a T_m je teplota tavení.

V materiálovém modelu Johnson Cook jsou členy zohledňující teplotu a rychlost deformace nesvázané, ve skutečnosti je ale s nárůstem rychlosti deformace spjat ve větší či menší míře jistý přírůstek teploty v objemu zatěžovaného materiálu.

Již od intervalu střední rychlosti deformace nabývá na významu vliv těchto teplotních změn. To z důvodu, že vlivem rychlé realizace deformace není dostatek času pro přenos tepla do okolního prostředí a zajištění podmínek izotermálního průběhu deformace. Zdrojem energie pro nárůst teploty ve zkušebním tělese je deformační práce, kterou lze vyjádřit jako (rov. 7): [45] [48] [49]

$$W = A_0 \cdot L_0 \cdot \int_0^{\epsilon} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (7)$$

Kde A_0 je průřez zkušebního tělesa, L_0 je počáteční délka zkušebního tělesa, σ je inženýrské napětí a ϵ je inženýrská deformace.

V literatuře se uvádí, že celých 90-95 % této deformační práce se přemění do formy tepla. Nárůst teploty pak lze vyjádřit následující rovnicí (rov. 8): [45]

$$\Delta T = \frac{K}{\rho \cdot c_p} \int_0^{\epsilon} \sigma(\epsilon) d\epsilon \quad (8)$$

Kde K je koeficient míry transformace deformační práce na teplo (v intervalu hodnot 0,9 – 0,95), ρ je hustota testovaného materiálu a c_p je měrná tepelná kapacita při konstantním tlaku.

Tento výpočet je platný pouze pro adiabatický průběh deformace – respektive za předpokladu, že nestihne dojít k významnému přenosu tepla do okolní atmosféry či do fixačního přípravku. Matematicky formulována podmínka pro validní uvažování adiabatického děje je v softwarovém prostředí Abaqus formulována jako (rov. 9): [50]

$$t_{total} \leq \frac{\rho c}{6k} \Delta l^2 \quad (9)$$

Kde t_{total} je přibližný čas potřebný pro vedení tepla napříč elementem, ρ je hustota materiálu, c je měrná tepelná kapacita, k je součinitel tepelné vodivosti a Δl^2 je kvadrát charakteristického rozměru plasticky deformovaného elementu.

Adiabatický ohřev deformovaného tělesa je spjat s vysokými rychlostmi deformace. Výpočet teplotní změny pro případy, kdy adiabatická podmínka není naplněna, je složitější o zohlednění tepelného toku do okolního prostředí. [45] [48] [49]

Dalším faktorem vstupujícím do rychle realizovaných deformací je vliv setrvačných sil, které vznikají v důsledku nezanedbatelného zrychlení zkušební tělesa. Vliv setrvačných sil je zásadní převážně v počátečních stádiích rychle realizované deformace a projevuje se ve formě příspěvku k celkové měřené síle. Velikost setrvačné síly je závislá nejen na rychlosti deformace, ale také na derivaci rychlosti deformace podle času a geometrii tělesa. Tyto setrvačné síly nejsou materiálovou odezvou, kterou je snaha měřením kvantitativně vyčíslit, ale charakteristikou či specifíkem rychlého zatěžování. Význam těchto setrvačných sil je nejsignifikantnější v případě vysokých rychlostí deformace, a to do okamžiku naplnění podmínky dynamické rovnováhy, tj. stavu kdy je gradient napětí po délce zkušební tělesa roven nule. Vzhledem ke skutečnosti, že při dynamických zkouškách je třeba již brát v potaz konečnou rychlost šíření napěťových vln, pro dosažení podmínky dynamické rovnováhy je třeba určitý čas. Potřebný čas nutný pro dosažení stavu dynamické rovnováhy je závislý na rychlosti šíření napěťových vln ve zkoušeném materiálu a jeho geometrii. V případě, že by došlo k porušení materiálu před dosažením podmínek dynamické rovnováhy, je silový záznam významně ovlivněn vlivem setrvačných sil. [45] [51] [52] [53] [54] [55]

Jak bylo naznačeno, od intervalu středních rychlostí deformace je třeba brát také v úvahu konečnou rychlost šíření napěťových vln v materiálu. Pro kvazistatické zkoušky je tento jev zanedbatelný, pro střední rychlosti deformace již však může ovlivnit měření zatížení a pro vysoké a velmi vysoké rychlosti deformace je analýza šíření těchto vln zásadní pro korektní interpretaci výsledků. [45]

V následující kapitole budou přiblížena vybraná zkušební zařízení a zkušební instrumentace pro realizace zkoušek za středních až vysokých rychlostí deformace.

3.2 Zkušební zařízení pro dynamické zkoušky

V tabulce (Tab. 2) jsou uvedena zkušební zařízení pro realizaci zkoušky tlakem a jejich obvykle dosažitelné rozsahy deformačních rychlostí:

Tab. 2 – Zkušební stroje pro zkoušku tlakem a jejich obvykle dosažitelné rozsahy deformačních rychlostí [45], přepracováno a přeloženo

$\dot{\epsilon} < 0,1 \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} \in (0,1 - 100) \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} \in (0,1 - 500) \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} \in (200 - 10^4) \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} \in (10^4 - 10^5) \text{ s}^{-1}$
Konvenční servo-hydraulické a elektro-mechanické stroje	Servo-hydraulické stroje	Padostroj (Drop Weight Test Machine)	Hopkinsonovy dělené tyče (Split Hopkinson Bar)	Taylorův test

Vybraná zkušební zařízení (v Tab. 2 označena tučně) budou v následujícím textu blíže přiblížena.

Servo-hydraulické stroje

Přes značné množství dostupných testovacích zařízení, nejčastěji jsou využívány testovací zařízení univerzální, které jsou vhodné pro zkoušky v tahu, tlaku i ohybu. Příklad univerzálního hydraulického zkušebního zařízení je na následujícím obrázku (Obr. 26): [45]



Obr. 26 – Univerzální hydraulický zkušební stroj značky MTS Landmark [56]

Pro vyvození zátěžné síly je možné využít elektrického motoru (elektromechanické stroje) nebo hydraulické pumpy (servo-hydraulické stroje).

Servohydraulické zkušební zařízení nabízí oproti elektromechanickým obvykle vyšší dosažitelné síly i větší rozsah rychlostí posuvu. Díky tomu lze na jednom zkušebním zařízení realizovat kvazistatické zkoušky i zkoušky v rozsahu středních rychlostí deformace. Limitem z hlediska dosažitelné rychlosti je pro servohydraulické zařízení schopnost hydraulické pumpy stabilně dodávat potřebný tlak. [45] [57]

Padostroj (Drop Weight Test Machine)

Padostroj (Obr. 27 – vlevo) je zkušební zařízení pro realizaci dynamických, mechanických a technologických zkoušek, kterým je možné dosahovat středních až vysokých rychlostí deformace.



Obr. 27 – Padostroj IM 10 (vlevo), systém pro dodatečné urychlení razníku (vpravo) [58]

Princip fungování spočívá v elevaci razníku o definované hmotnosti do určité výšky a jeho následného uvolnění. Po uvolnění padá razník volným pádem anebo za dodatečného urychlování. Po dopadu rázově zatěžuje zkušební těleso. Zmíněné dodatečné urychlování razníku může být realizováno například pomocí předeprnutých lan (Obr. 27 – vpravo), kterými lze zvýšit rychlost, respektive kinetickou energii padajícího razníku. Pro realizaci požadované deformační rychlosti je zásadní dopadová rychlost, která v případě volného pádu, neuvažování pasivních odporů a odporu vzduchu vychází z transformace

polohové energie na kinetickou dle následujících rovnic (rov. 10 a rov. 11): [57]
[59]

$$E_{\text{polohová}} = E_{\text{kinetická}} \quad (10)$$

$$mgh = \frac{1}{2}mv^2 \rightarrow v = \sqrt{2gh} \quad (11)$$

Kde $E_{\text{polohová}}$ je potenciální energie závaží při elevaci do výšky h , která je měřená od místa nárazu do zkušebního tělesa, $E_{\text{kinetická}}$ je kinetická energie v okamžiku nárazu, m je hmotnost závaží, v je rychlost závaží v okamžiku nárazu a g je gravitační zrychlení.

V případě, že je žádoucí realizovat test při konstantním průběhu inženýrské rychlosti deformace, doporučuje se, aby energie padajícího závaží byla alespoň trojnásobně větší než energie absorbovaná zkušebním tělesem. energii absorbovanou zkušebním tělesem lze vyjádřit jako plochu pod záznamem síly v závislosti na posuvu deformovaného tělesa – dle následující rovnice (rov. 12): [45]

$$E_{\text{absorbovaná}} = \int F \, dl \quad (12)$$

Kde F je působící síla a l je posuv.

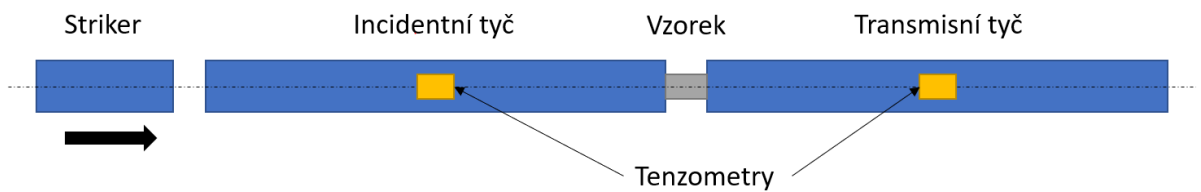
Pro snímání síly se využívají siloměry s vysokou záznamovou frekvencí, a to až v řádu milionů Hertz. V případě, že to geometrie tělesa umožňuje, je možné využít pro měření průběhu síly také tenzometry, které jsou instalované přímo na zkušebním tělese, a to v místě, kde dochází jen k pružné deformaci. Průběh deformace zkušebního tělesa se vyhodnocuje obvykle ze záznamu vysokorychlostních kamer a případně následnou DIC analýzou. Alternativním způsobem snímání deformace je vysokorychlostní snímač polohy razníku, který však v porovnání s vysokorychlostními kamerami neudává přesnou informaci o lokálním průběhu deformace na zkušebním tělese.

Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB)

Pro charakterizaci dynamických vlastností materiálu za vysokých rychlostí deformace (a to až v řádu 10^4 s^{-1}) je využívána experimentální technika známá jako Hopkinsonovy dělené tyče (anglicky Split Hopkinson Pressure Bar – dále jen SHPB), ekvivalentně označovaná také jako Kolskyho tyče. V reakci na potřebu charakterizovat materiálové vlastnosti za vysokých rychlostí deformace byla tato

technika již v roce 1949 představena Herbertem Kolskym, který navázal na práci Johna a Bertrama Hopkinsona a vyvinul první variantu SHPB, pomocí které bylo možné realizovat dynamické zkoušky v tlaku. S rozvojem techniky rostla přesnost a možnosti snímačů a vznikla také řada variací Kolskyho tyčí. Z těchto variací stojí za zmínku například adaptace na další módy namáhání, a to na namáhání v tahu (např. [60]), stříhu (např. [61]), ohybu (např. [62]) a krutu (např. [63]). [55]

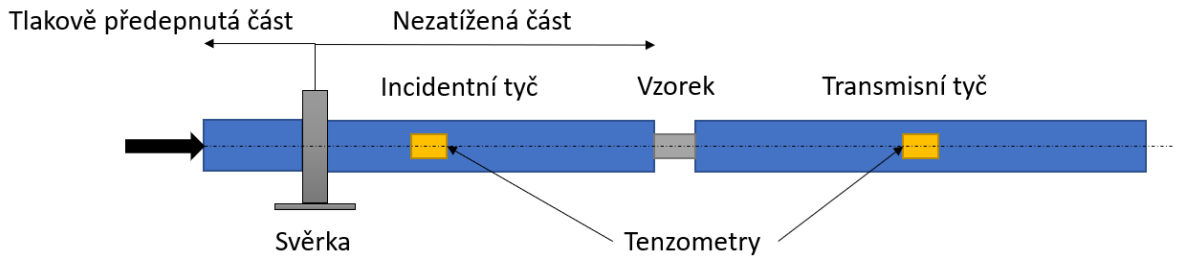
Základní princip experimentální techniky však zůstal nezměněn a bude přiblížen na základě následujícího schématu SHPB (Obr. 28):



Obr. 28 – Schéma SHPB, přepřacováno dle [55]

Jak je z obrázku patrné, experimentální sestava je tvořena 3 koaxiálně vedenými tyčemi označovanými jako striker, incidentní tyč a transmisní tyč. Tyto tyče jsou uloženy tak, aby jejich pohyb v axiálním směru byl volný a tření ve vedení zmíněných tyčí bylo minimální. Mezi čela incidentní a transmisní tyče, které jsou obě vybaveny tenzometry, je vložen vzorek.

Princip zkoušky spočívá ve vyvolání tlakové napěťové vlny v incidentní tyči, která se konečnou rychlostí šíří směrem ke vzorku a plasticky ho deformuje. K vyvolání tlakové vlny se nejčastěji využívá plynové dělo, které řízeně odpálí striker. Urychlený striker následně přímým nárazem do incidentní tyče vyvolá v incidentní tyči tlakovou vlnu, v důsledku které dochází k deformaci vzorku. Nejedná se však o jediný možný způsob – alternativně lze tlakovou vlnu v incidentní tyči vyvolat také pomocí elastického tlakového předpětí v části incidentní tyče a to tak, že se incidentní tyč pevnou svěrkou rozdělí na tlakově předeprnutou část a část nezatíženou, jak je naznačeno na následujícím obrázku (Obr. 29):



Obr. 29 – Vyvolání tlakové vlny pomocí svěrky, přepracováno dle [55]

Náhlým uvolněním svěrky dojde k propagaci tlakové napěťové vlny a jejího šíření směrem ke vzorku.

Plynová děla se však stala pro dobrou opakovatelnost, snadnou kontrolovatelnost i bezpečnost nejčastějším řešením pro vyvolání tlakové vlny v incidentní tyči. Plynové dělo se zjednodušeně skládá ze zásobárny stlačeného vzduchu nebo lehkého plynu (např. N_2) a systému, kterým lze na požadovaný tlak naplnit tlakovou nádobu vybavenou obvykle elektromagnetickým ventilem schopným rychle vypustit přetlak do hlavně vzduchová děla, kde je uložen striker. Pro dimenzování experimentu je důležité znát relaci mezi parametry plynového děla (především pak tlaku) a výstupní rychlostí vystřeleného strikeru. Pro tyto účely existuje množství odvozených modelů popisujících tuto závislost, přičemž v některých je považován vliv tření a poklesu tlaku z důvodu expanze plynu za strikerem za zanedbatelný (rov 13): [64]

$$v_{st} = \sqrt{\frac{2 \cdot l \cdot p \cdot A_{str}}{m_{str}}} \quad (13)$$

Kde v_{st} je rychlost strikeru, l je délka hlavně, p je počáteční tlak v tlakové nádobě, A_{str} je plocha průřezu strikeru a m_{str} je hmotnost strikeru.

V komplexnějších modelech je zohledněn i vliv tření a ztráty tlaku (rov. 14): [46]

$$v_{st} = \sqrt{\frac{2}{m_{str}} \left\{ \frac{C_p \cdot p \cdot V}{\gamma - 1} \left[1 - \left(\frac{V}{A_{str} \cdot l + V} \right)^{(\gamma - 1)} \right] - F_f \cdot l \right\}} \quad (14)$$

Kde v_{st} je rychlost strikeru, m_{str} je hmotnost strikeru, C_p je koeficient ztráty tlaku, p je tlak v tlakové nádobě, V je objem tlakové nádoby, γ je adiabatický koeficient plynu, A_{str} je plocha průřezu strikeru, l je efektní délka hlavně a F_f je frikční síla.

Nárazem strikeru do incidentní tyče je vyvolána v incidentní tyči tlaková vlna, jejíž hodnota je přímo úměrná rychlosti nárazu strikeru a nepřímo úměrná rychlosti šíření elastické vlny (rov. 15): [65]

$$\epsilon_{in} = \frac{V_{str}}{2 \cdot C_0} = \frac{V_{str}}{2 \cdot \sqrt{\frac{E}{\rho}}} \quad (15)$$

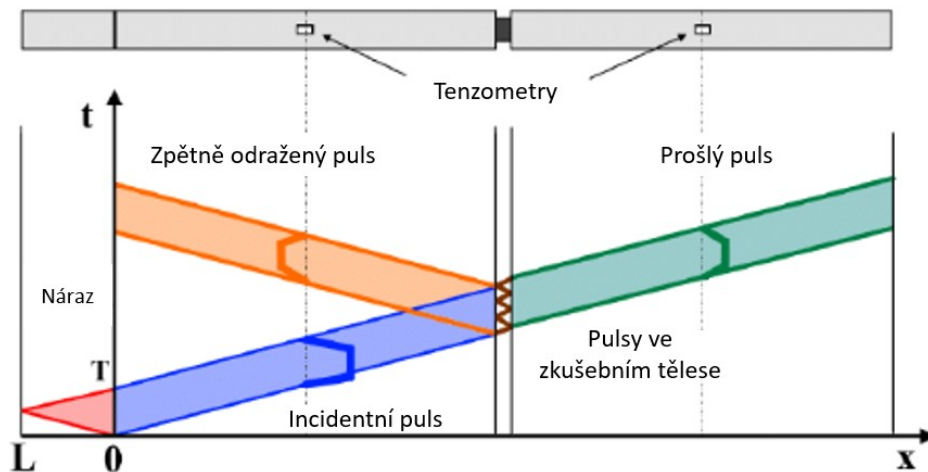
Kde ϵ_{in} je amplituda rázové vlny, C_0 je rychlost šíření elastické vlny v incidentní tyči, E je modul pružnosti incidentní tyče a ρ je hustota incidentní tyče.

Z teorie jednodimenzionální propagace rázové vlny dále vyplývá, že délka rázové vlny je rovna dvojnásobku délky strikeru (rov. 16): [65]

$$l_{ps} = 2 \cdot l_{str} \quad (16)$$

Kde l_{ps} je délka pulsu (rázové vlny) a l_{str} je délka strikeru.

Tlaková vlna definovaná svou hodnotou (rov. 15) a délkou (rov. 16) se šíří rychlostí C_0 směrem k rozhraní incidentní tyč – zkušební těleso, kde se část tlakové vlny z důvodu rozdílné mechanické impedance odráží jako tahová a druhá část dále prochází zkušebním tělesem a dále do transmisní tyče, jak je patrné z následujícího obrázku (Obr. 30): [55]



Obr. 30 – Vizualizace šíření pulsů v incidentní tyči, zkušebním tělese a transmisní tyči [66], přeloženo

Ze záznamu průběhu incidentního pulsu, zpětně odraženého pulsu a transmisního (prošlého) pulsu lze vyhodnotit průběh napětí (rov. 19), deformace (rov. 18) a rychlosti deformace (rov. 17) užitím vztahů: [64]

$$\dot{\epsilon}(t) = -2 \cdot \frac{C_0}{L_{vzorek}} \cdot \epsilon_{ref}(t) \quad (17)$$

$$\epsilon(t) = -2 \cdot \frac{C_0}{L_{vzorek}} \int_0^t \epsilon_{ref}(t) dt \quad (18)$$

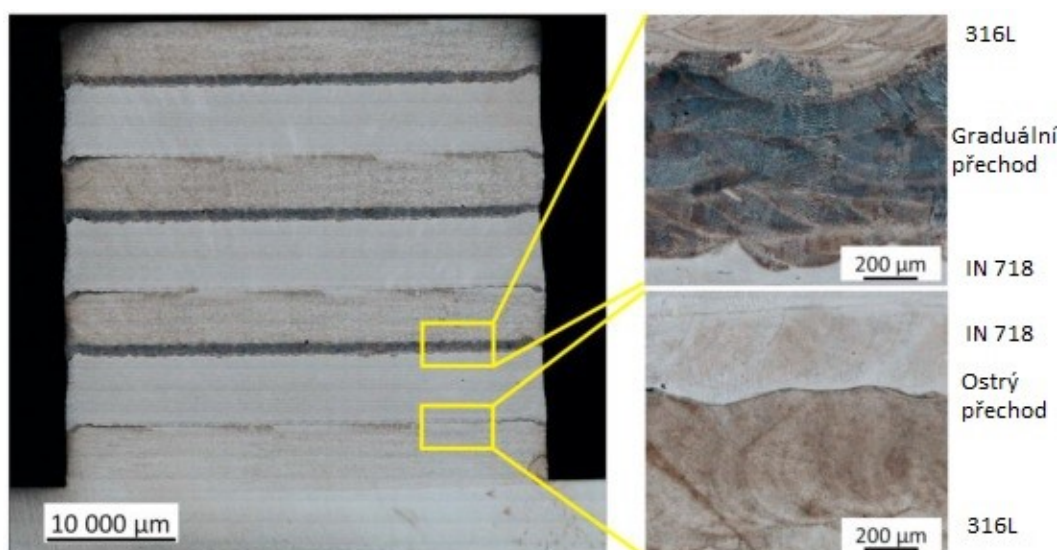
$$\sigma(t) = -\frac{E \cdot A_{tr}}{A_{vzorek}} \cdot \epsilon_{tr}(t) \quad (19)$$

Kde $\dot{\epsilon}$ je rychlost deformace, C_0 je rychlost šíření pulsu v incidentní tyči, ϵ_{ref} je zpětně odražený puls, ϵ je deformace zkušebního tělesa, L_{vzorek} je délka zkušebního tělesa, σ je napětí ve zkušebním tělese, E je modul pružnosti transmisní tyče, A_{tr} je plocha průřezu transmisní tyče, A_{vzorek} je plocha průřezu zkušebního tělesa a ϵ_{tr} je prošlý puls.

Popisem principu SHPB je završena teoretická část práce, jejíž jednotlivé kapitoly byly koncipovány tak, aby sumarizovaly základní teoretické podklady pro zpracování experimentální části práce, která bude následovat.

4 Experimentální část

Experimentální část práce navazuje na předchozí výzkum funkčně gradované struktury tvořené střídavě deponovanými vrstvami austenitické oceli 316L a niklové slitiny IN 718, který byl realizovaný ve výzkumné organizaci COMTES FHT. Po střídavé depozici zmíněných materiálů technologií Powder Blown Directed Energy Deposition (DED) byly pozorovány dva odlišné materiálové přechody – přechod graduální a přechod ostrý. Vznik těchto přechodů je vázaný na pořadí depozice – graduální přechod vzniká depozicí 316L na IN 718 a ostrý přechod vzniká depozicí IN 718 na 316L. Oba typy přechodů jsou patrné na následujícím obrázku (Obr. 31):



Obr. 31 – Snímky ostrého a graduálního přechodu pořízené světelným mikroskopem [37], přeloženo

Podstata vzniku dvou odlišných typů rozhraní souvisí s rozdílnou teplotou tavení obou materiálů, a tedy i výkonem laseru při jejich depozici. V případě depozice 316L na IN 718 dochází k natavení a promíchání poslední deponované vrstvy

316L s nově deponovanou vrstvou IN 718. V případě ostrého přechodu k zmíněnému promíchání nedochází.

Cílem experimentální části práce je blíže charakterizovat jeden typ přechodu – konkrétně přechod ostrý. Pozorovány budou mikrochemické, mikrostrukturální a mechanické vlastnosti spolu s jejich vývojem s rostoucí rychlostí deformace. Mechanické vlastnosti budou sledovány u základních materiálů i u ostrého přechodu mezi nimi, a to v podmínkách jednoosého namáhání v tahu a v tlaku. V tahu budou materiály experimentálně analyzovány ve vybraných orientacích a v rozsahu kvazistatických zkoušek. Zkušební tělesa pro zkoušku tlakem budou analyzovány pouze v jedné orientaci a jejich mechanické vlastnosti budou zjišťovány v rozsahu kvazistatických až vysokých rychlostí deformace. V následující kapitole bude blíže charakterizována depozice experimentálního materiálu spolu s popisem orientace a značení zkušebních těles.

4.1 Experimentální materiál a příprava vzorků

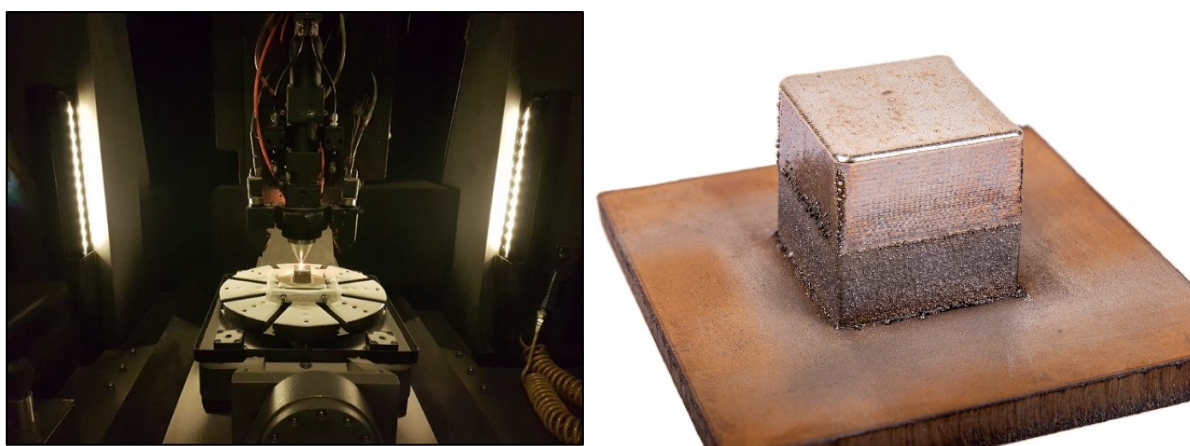
První krok představovala příprava experimentálního materiálu. Technologie depozice byla identická jako ve studii ([37]), na kterou experimentální část práce navazuje – Powder Blown Directed Energy Deposition (DED). S ohledem na plánovaný rozsah experimentů a snadný následný odběr vzorků, byla pro depozici navržena kostka o nominálních rozměrech 35x35x35 mm. Tento blok vznikl prvotní depozicí oceli 316L přibližně do poloviny celkové výšky. Na tento objem byl následně deponován IN 718 do zbytkové výšky 35 mm – tak vznikl ostrý materiálový přechod přibližně v polovině výšky kostky. Materiál platformy byl zvolený s chemickým složením blízkým oceli 316L, a to pro minimalizaci rizika v podobě nežádoucího difuzního ovlivnění experimentálního materiálu.

Tisk byl realizovaný s využitím zařízení společnosti INSSTEK s označením MX600 disponujícím pevnolátkovým ytterbiovým laserem o výkonu 2 kW. Pro depozici byl využit komerčně dostupný prášek společnosti Sandvik Osprey (pro 316L) a společnosti AP&C (pro IN 718) s rozsahem velikostí částic od 53 μm do 150 μm . Funkce ochrany tavné lázně a akcelerace prášku zajišťoval plynný argon se stupněm čistoty 5.0. Základní procesní parametry tisku jsou specifikovány v následující tabulce (Tab. 3):

Tab. 3 – Specifikace procesních parametrů tisku

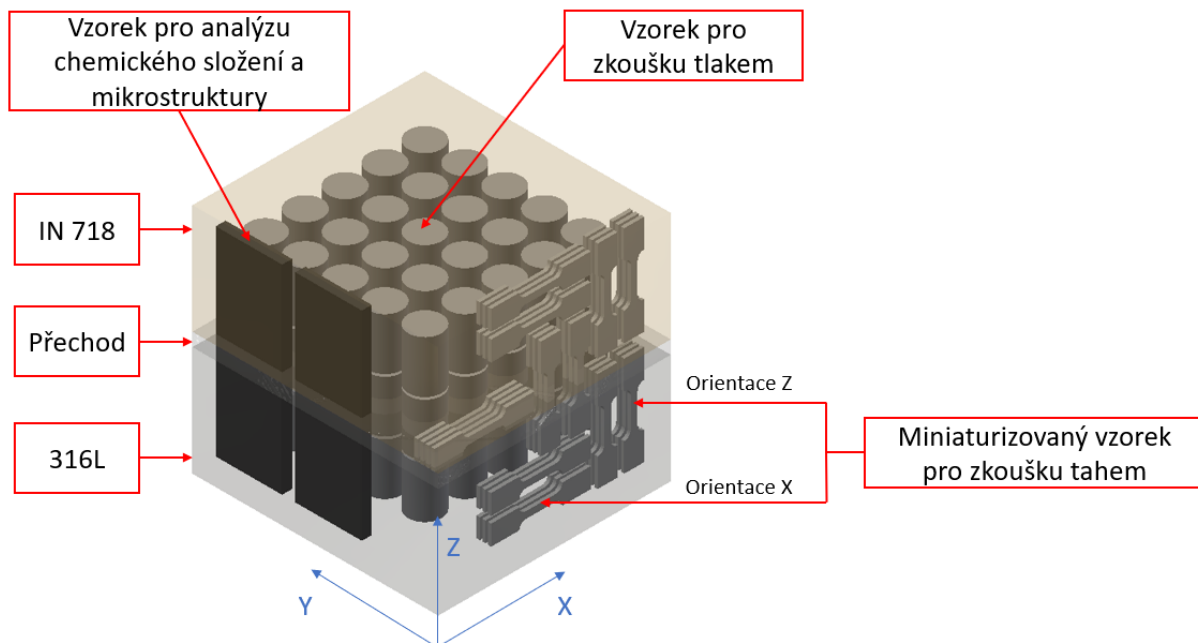
Průměrný výkon	Výška vrstvy	Průměr spotu	Rozteč šrafovaní	Rychlost posuvu tiskové hlavy	Doba stavby
500 W	250 μm	800 μm	500 μm	850 mm/min	8 h 6 min

Tisk byl realizovaný v režimu Direct Metal Tooling (DMT), který spočívá v monitorování a vyhodnocování aktuální výšky tavné lázně pomocí dvojice kamer. Na základě vyhodnocených dat řídicí systém automaticky reguluje výstupní výkon laseru pro dodržení požadované výšky vrstvy. Průběh depozice experimentálního materiálu a finální výtisk je zdokumentován na následujícím obrázku (Obr. 32):



Obr. 32 – Průběh depozice (vlevo), hotový výtisk (vpravo)

Bez následného tepelného zpracování byly z deponovaného bloku separovány vzorky technologií elektroerozivního obrábění. Rozřezový plán byl vypracován v podobě výkresové dokumentace – na následujícím obrázku (Obr. 33) bude tento rozřezový plán prezentován pouze schematicky, a to pro nastínění polohy a orientace vzorků v objemu deponovaného bloku:



Obr. 33 – Poloha a značení vzorků v objemu deponovaného experimentálního materiálu

Jak je ze schématu patrné, navrženy byly 3 geometrie zkušebních těles: zkušební tělesa pro analýzu chemického složení, pro zkoušku tlakem a miniaturizovaná zkušební tělesa pro zkoušku tahem.

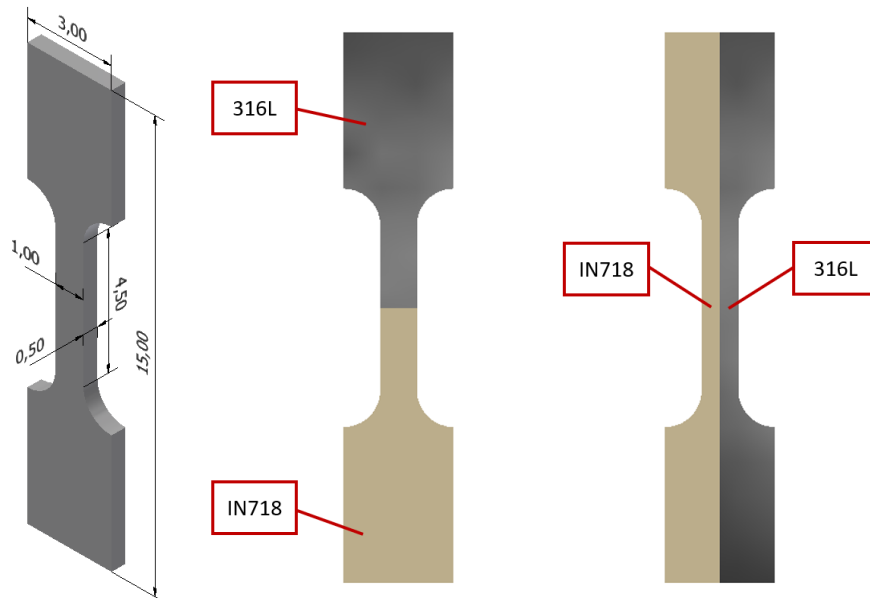
Zkouška tahem byla realizována pouze kvazistaticky, zkušební tělesa byla orientována svou délkou ve směru X a ve směru Z – ve shodě se souřadným systémem zavedeným v Obr. 33. Mechanické vlastnosti ve směru Y se očekávají blízké mechanickým vlastnostem ve směru X². Systém značení je zaveden tímto způsobem:

$$(A/P/IN)_{(X/Z)}_{(i)}$$

Na první pozici je označení materiálu – **A** je označení austenitické oceli 316L, **P** je označení pro přechod materiálů 316L a IN718 a **IN** je označení niklové slitiny IN 718. Na druhé pozici za podtržítkem je uvedena orientace délky zkušebního tělesa v souladu se souřadným systémem z Obr. 33. Na třetí pozici je pak uvedeno číselné označení jednotlivého vzorku.

Specifikace vybraných rozměrů zkušebního tělesa pro zkoušku tahem navrženého organizací COMTES FHT je spolu s příkladem značení vzorků s přechodem na následujícím obrázku (Obr. 34):

² S odkazem na publikované výsledky studie [37]



Obr. 34 – Specifikace vybraných rozměrů zkušební tělesa pro zkoušku tahem (vlevo), zkušební těleso skupiny P_Z (uprostřed) a zkušební těleso skupiny P_X (vpravo)

Zkušební tělesa pro zkoušku tlakem byla určena pro testování v rozsahu kvazistatických rychlostí deformace ($0,005 \text{ s}^{-1}$) až po vysoké rychlosti deformace ($3\,700 \text{ s}^{-1}$). Odebraná zkušební tělesa byla orientována svou osou jen ve směru Z a systém jejich značení je následující:

$$(A/P/IN)_{\text{-(}\dot{\epsilon}\text{)}}_{\text{-(}i\text{)}}$$

Na první pozici je označení materiálu či jejich kombinace – analogicky ke značení vzorků pro zkoušku tahem. Na druhé pozici je deformační rychlost vyjádřená v jednotkách za sekundu a na třetí pozici je číselné označení vzorků.

Geometrie zkušební tělesa byla navržena s ohledem na požadavky experimentálních zařízení, s ohledem na využití deponovaného objemu experimentálního materiálu a s ohledem na doporučení geometrie zkušebních těles pro zkoušku tlakem dle ASTM E9. Dle návrhu byla vyrobena zkušební tělesa o průměru 5 mm a výšce 7,8 mm.

Pro analýzu mikrostruktury a chemického složení byly z deponovaného objemu materiálu odebrány zkušební tělesa ve tvaru kvádrů o šířce 10 mm, délce 30 mm a tloušťce 1,5 mm s ostrým materiálovým přechodem přibližně v polovině délky. Měření chemického složení na takto definovaných vzorcích bude popsáno v následující kapitole.

4.2 Měření chemického složení

Po depozici materiálu a jeho rozřezu na vzorky dle výše zmíněného rozřezového plánu, bylo realizováno nejprve měření chemického složení. Pro tyto účely byla navržena geometrie vzorku dovolující analýzu chemického složení pomocí atomové emisní spektroskopie s doutnavým výbojem (GD-OES) a vlnově disperzní spektroskopie (WDS) na skenovacím elektronovém mikroskopu (SEM). Zprvu bylo realizováno měření chemického složení s cílem určit chemické složení základních materiálů, a to pomocí metody GD-OES a ručního spektrometru.

Chemické složení základních materiálů IN 718 a 316L

Pro přiřazení poloviny vzorku správnému základnímu materiálu (316L a IN718) byl nejprve použit ED-XRF ruční spektrometr Vanta, pomocí kterého byly nedestruktivně analyzovány odlehlé strany vzorku. Naměřené chemické složení s přiřazením základních materiálů je uvedeno v následující tabulce (Tab. 4):

Tab. 4 – Chemické složení IN 718 měřené pomocí ED-XRF ručního spektrometru Vanta v hm. %

	Al	Si	Cu	Cr	Mn	Mo	Co	W
IN718	0,93	0,12	0,08	18,91	0,14	2,92	0,05	0,05
316L	-	0,80	0,10	16,66	1,49	2,25	0,11	0,03

	Fe	Ni	Ti	Nb	V
IN718	18,88	52,16	0,99	4,95	0,07
316L	68,01	10,42	0,05	0,01	0,05

Po přiřazení obou polovin vzorku jednotlivým základním materiálům bylo přistoupeno k přesnějšímu určení jejich chemického složení. Toho bylo docíleno pomocí metody atomové emisní spektroskopie s doutnavým výbojem (GD-OES) realizované na zařízení Q4 Tasman. Kalibrace zařízení byla realizována na standardech na bázi Ni (pro měření IN 718) a na bázi železa (pro měření 316L). Průměrné výsledky uvedené v hmotnostních procentech, které byly získané z vícenásobného měření jsou sumarizovány v následující tabulce, a to spolu s deklarovaným chemickým složením od výrobců prášků (Tab. 5):

Tab. 5 – Chemické složení základních materiálů měřené metodou GD-OES, hodnoty jsou uvedené v hm. %

		C	Al	Si	Cu	Cr	Mn	Mo
316L	Průměr	0,0026	0,013	0,886	0,11	16,64	1,591	1,964
	Směrodatná odchylka	0,00059	0,0016	0,005	0,00071	0,105	0,0076	0,019
	Výrobce	<0,03	-	-	-	16-18	<2	2-3
IN718	Průměr	0,042	0,618	0,109	0,055	18,68	0,02	3,156
	Směrodatná odchylka	0,0012	0,015	0,0017	0,062	0,067	0,0026	0,052
	Výrobce	max. 0,08	0,2 - 0,8	max. 0,35	max. 0,3	17-21	max. 0,35	2,8 - 3,3
		Co	W	Fe	Ni	Ti	Nb	V
316L	Průměr	0,096	0,038	68,49	9,983	0,0038	0,0095	0,051
	Směrodatná odchylka	0,00071	0,005	0,145	0,033	0,00025	0,00046	0,0052
	Výrobce	-	-	-	10-14	-	-	-
IN718	Průměr	0,008	0	19,06	52,18	0,923	4,876	0,0082
	Směrodatná odchylka	0,0011	0	0,016	0,078	0,0044	0,018	0,00045
	Výrobce	max. 1	-	-	50-55	0,65-1,15	4,75-5,5	-

S výjimkou naměřeného obsahu molybdenu a niklu v oceli 316L, jejichž naměřené hodnoty se pohybují lehce pod dolní hranicí výrobcem deklarovaného rozmezí, je obsah zbývajících analyzovaných prvků v intervalu očekávaných hodnot.

Průběh chemického složení napříč ostrým materiálovým přechodem

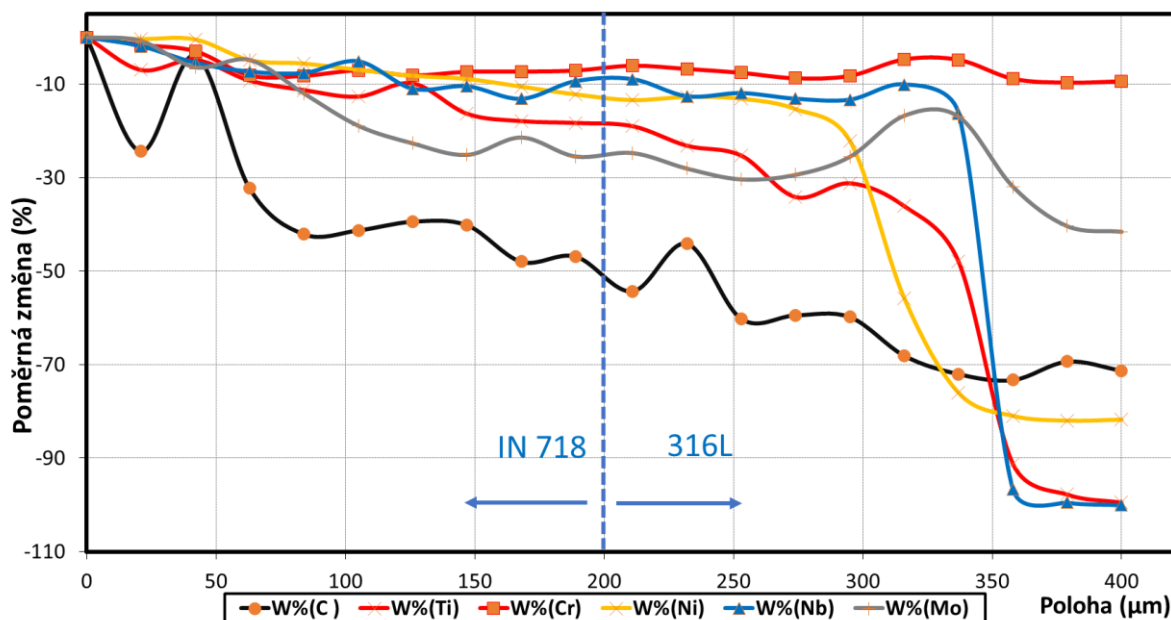
Následně bylo realizováno měření průběhu chemického složení napříč ostrým materiálovým přechodem, a to pomocí liniové analýzy realizované metodou vlnově disperzní spektroskopie (WDS). Cílem tohoto experimentu bylo kvantitativně popsat průběh hmotnostního podílu těchto vybraných prvků: uhlíku (C), titanu (Ti), chromu (Cr), niklu (Ni), niobu (Nb) a molybdenu (Mo). Dílčím cílem bylo rovněž vyjádřit, do jaké hloubky od místa přechodu jsou základní materiály difuzně ovlivněny.

Jelikož jsou hmotnostní zastoupení sledovaných prvků značně rozdílné, nelze průběh jejich hmotnostních procent přehledně zobrazit v grafu s jedním měřítkem. Z tohoto důvodu byla hmotnostní procenta prvků přepočtena na poměrnou změnu dle následujícího vztahu:

$$\text{Poměrná změna} = \frac{w_i - w_{\text{základní}}}{w_{\text{základní}}} \cdot 100 [\%] \quad (20)$$

Kde w_i představuje hmotnostní podíl prvku na souřadnici i a $w_{\text{základní}}$ je hmotnostní podíl téhož prvku odpovídající základnímu materiálu, ze kterého byla řada bodů vedena.

Prvním krokem měření byla identifikace přibližné pozice přechodu. Tato pozice byla určena v polovině vzdálenosti mezi souřadnicemi měření, kde se signál železa a niklu ustálil na hodnotách, které odpovídaly chemickému složení základních materiálů – a to na třech po sobě jdoucích bodech měření, vzájemně vzdálených o 20 μm . Průběh poměrné změny vybraných prvků v závislosti na poloze, který byl získaný z vícenásobného měření, je vykreslen spolu s očekávanou pozicí přechodu (modrá vertikální line) na následujícím obrázku (Obr. 35):



Obr. 35 – Liniová analýza chemického složení napříč materiálovým přechodem

Ačkoliv se jedná o ostrý materiálový přechod, je patrná graduální změna koncentrace uhlíku a chromu. Naproti tomu u průběhů prvků niklu, niobu, titanu a molybdenu dochází ke strmým koncentračním poklesům v místě, které

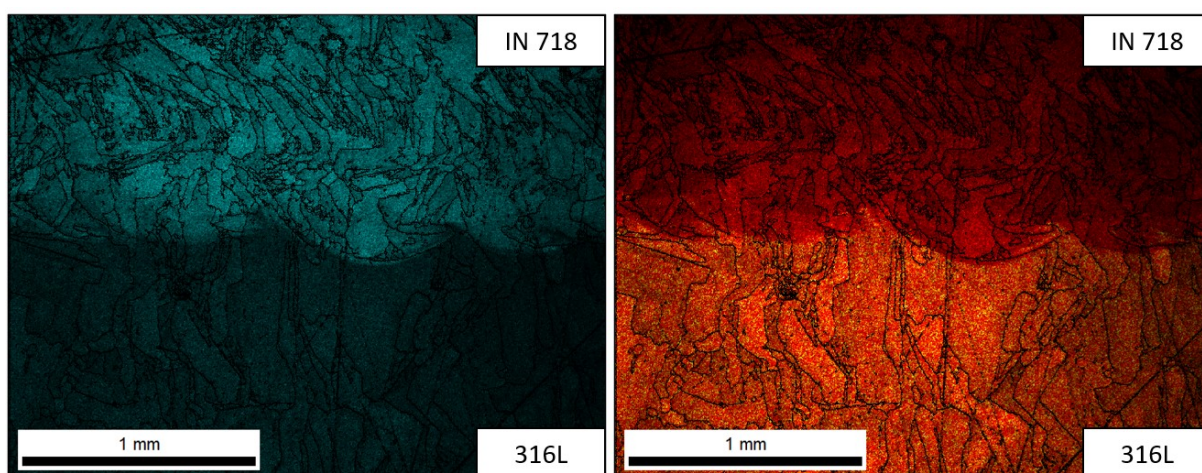
neodpovídá očekávané poloze ostrého přechodu (modrá vertikální linie). K jejich relativně strmému poklesu dochází ve vzdálenosti přibližně 100–150 μm od očekávané pozice přechodu, a to ve směru oceli 316L.

Následovat bude EBSD analýza realizovaná na skenovacím elektronovém mikroskopu, které se bude věnovat následující kapitola.

4.3 Mikrostrukturní charakterizace

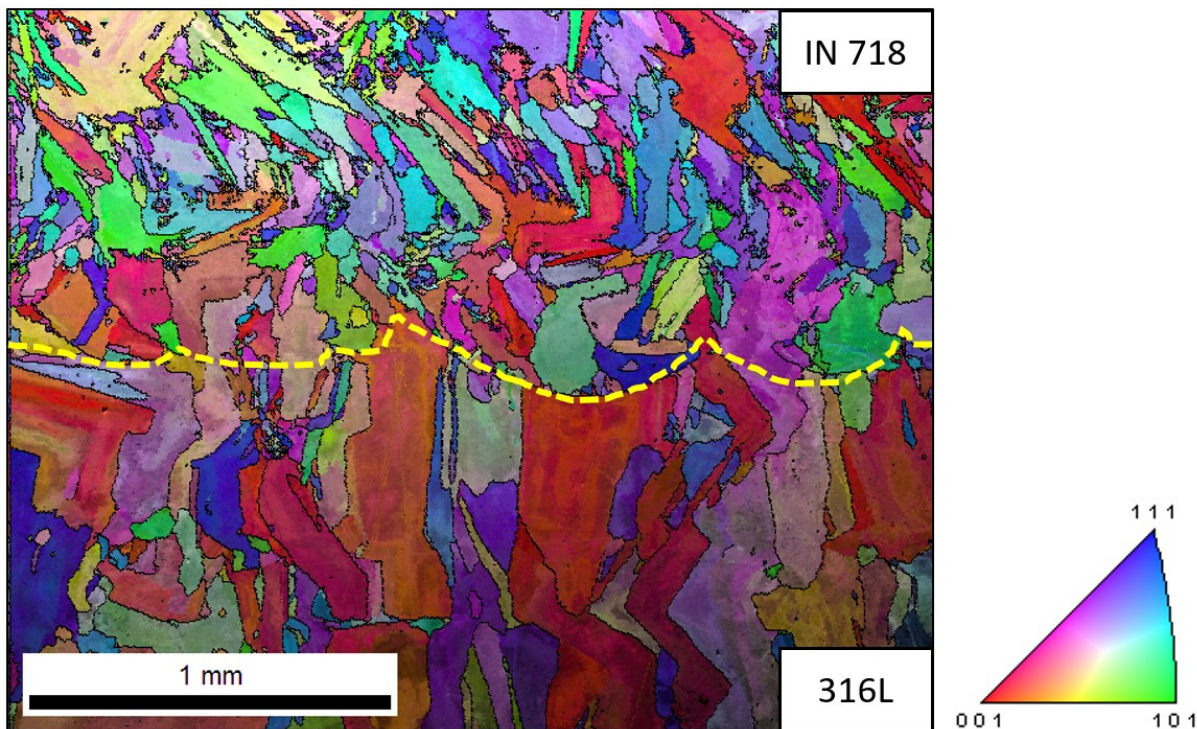
Oblast materiálového přechodu byla dále zkoumána pomocí skenovacího elektronového mikroskopu JOEL JSM-IT500HR. Měření proběhlo na zkušebním tělese s ostrým materiálovým přechodem, které bylo podrobena standardní metalografické přípravě zahrnující broušení a leštění, včetně vibračního leštění.

Jelikož v celé šířce pozorované oblasti (o rozměrech přibližně 2,5 x 2 mm) nebyla zcela patrná linie přechodu, byl pomocí EDS spektrometru sledován výskyt niklu a železa, jakožto prvků definujících oba základní materiály. Z EDS analýzy byla linie přechodu lépe identifikovatelná (Obr. 36):



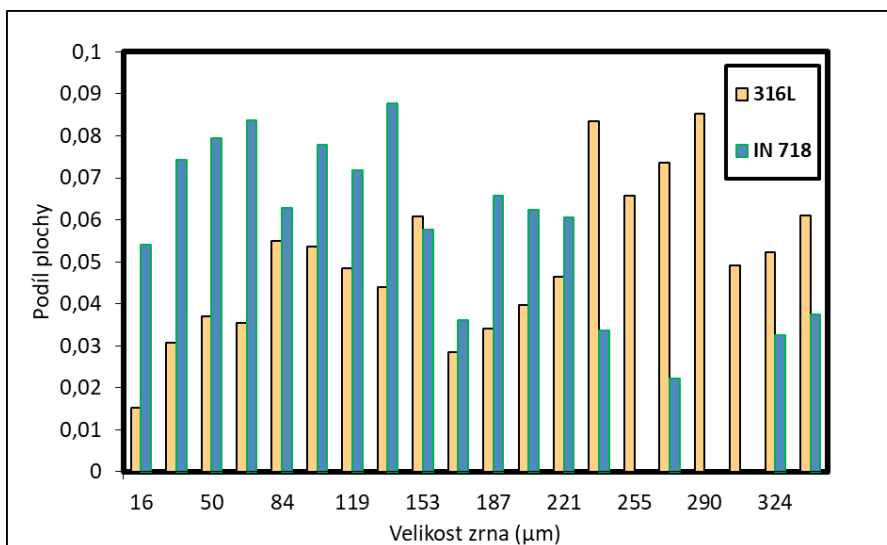
Obr. 36 – Chemická mapa niklu (vlevo) a železa (vpravo) získaná EDS analýzou

Následuje snímek z EBSD analýzy (Obr. 37), ve kterém je již zvýrazněna linie materiálového přechodu, jež je tvořena z konvexních křivek kopírujících tvar pohybující se tavné lázně:



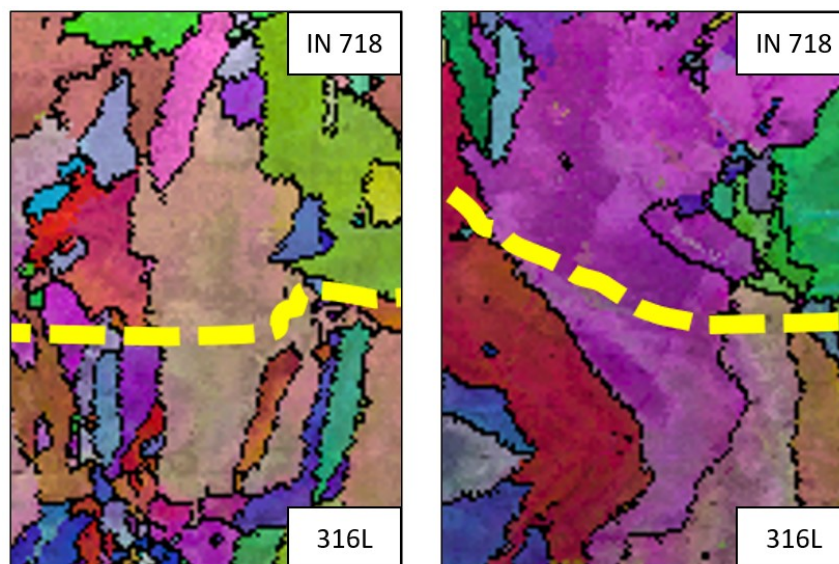
Obr. 37 – EBSD analýza oblasti přechodu (urychlovací napětí 30 kV)

Z hlediska velikosti zrna je na první pohled patrná hrubozrnnost oceli 316L v porovnání s IN 718. Distribuce velikosti zrna pro jednotlivé materiály byla rovněž kvantitativně vyjádřena (Obr. 38):



Obr. 38 – Distribuce velikosti zrn materiálu 316L a IN 718 ve vyhodnocované oblasti

Dále lze konstatovat, že v mikrostruktuře není patrná preferovaná krystalografická orientace. Je však zajímavé sledovat, že linie materiálového přechodu je z významného podílu tvořena hranicemi zrn. Přesto je v některých místech možné pozorovat krystalografickou návaznost i přes linii materiálového přechodu (Obr. 39):



Obr. 39 – Krystalografická návaznost přes linii přechodu

Závěrem EBSD analýzy je na místě konstatovat, že v celé pozorované oblasti nejsou známky imperfekcí či trhlin, které by degradovaly integritu oblasti přechodu.

Na analýzy mikrochemických a mikrostrukturálních vlastností bude navazovat experimentální charakterizace mechanických vlastností základních materiálů i jejich kombinace.

4.4 Kvazistatické zkoušky v tahu a tlaku

Pro základní charakterizaci oceli 316L, niklové slitiny IN 718 a přechodu mezi nimi, byly provedeny nejprve kvazistatické zkoušky v tahu a tlaku. Kvazistatická zkouška tahem byla realizována na miniaturizovaných zkušebních tělesech, přičemž postup zkoušení sledoval interní předpis organizace COMTES FHT a.s., který byl vytvořen na základě normy pro zkoušku tahem ČSN 6892-1. Zkouška tlakem byla realizována dle ASTM E9.

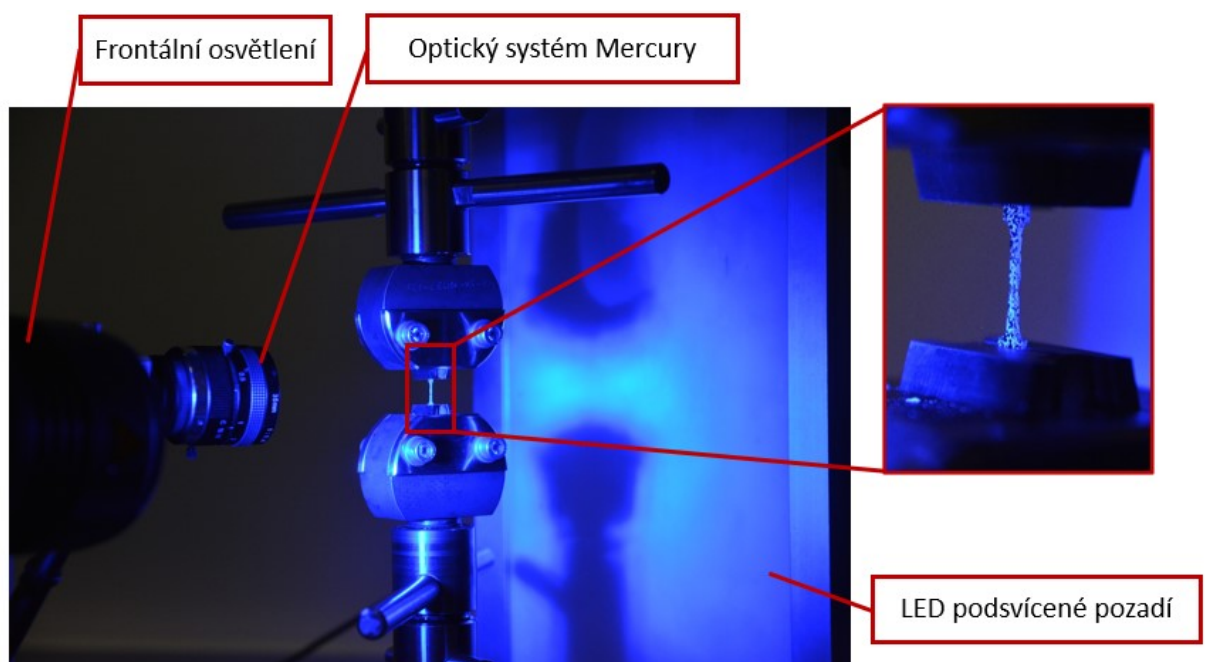
4.4.1 Kvazistatická zkouška tahem

Zkouška tahem byla realizována na elektromechanickém zkušebním stroji TiraTest. Průběh síly byl snímán siloměrem s maximálním dovoleným zatížením 5 kN a deformace byla měřena bezkontaktním způsobem pomocí optického měřicího systému Mercury. Po změření počátečních rozměrů zkušebních těles, byl vždy na jednu stranu vzorku nanesen stochastický patern (Obr. 40), díky kterému mohlo být realizováno měření deformace pomocí virtuálního extenzometru s počáteční délkou $l_0 = 4 \text{ mm}$.



Obr. 40 – Čelní plocha miniaturizovaného zkušební tělesa se stochastickým paternem pro možnost bezkontaktního měření deformace

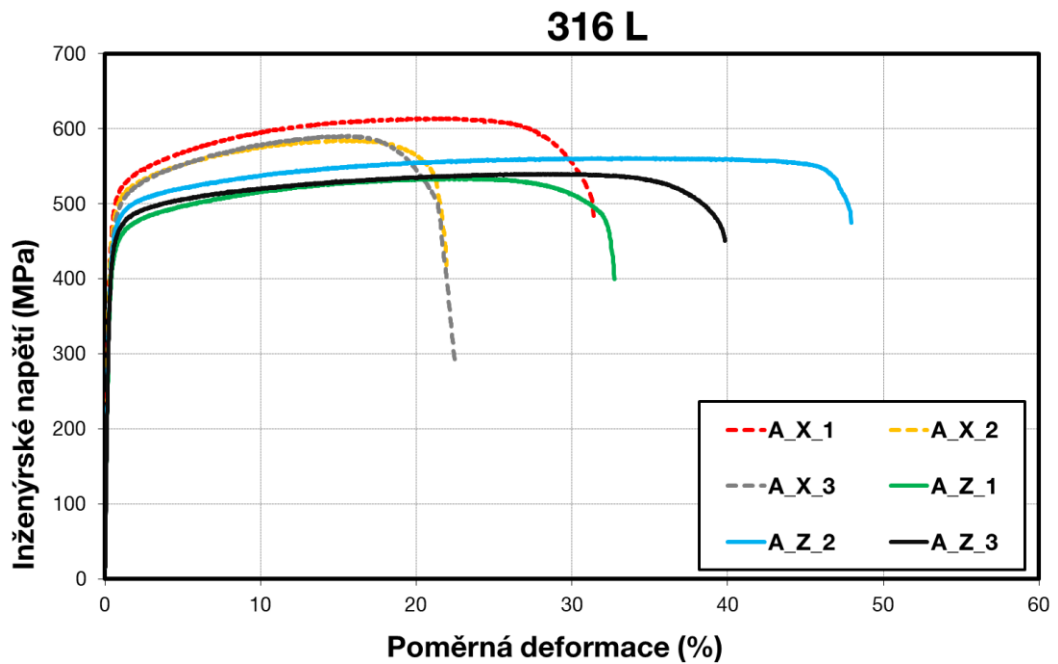
Díky komunikačnímu kanálu mezi ovládacím softwarem zkušebního stroje LabNet a softwarovým prostředím optického měřicího systému Mercury, byla měřená data deformace v průběhu testu automaticky párována se snímaným záznamem síly. Zaznamenané snímky průběhu deformace ze systému Mercury byly uloženy pro následnou DIC analýzu. Schéma experimentální sestavy pro kvazistatickou zkoušku tahem je zdokumentováno na následujícím obrázku (Obr. 41):



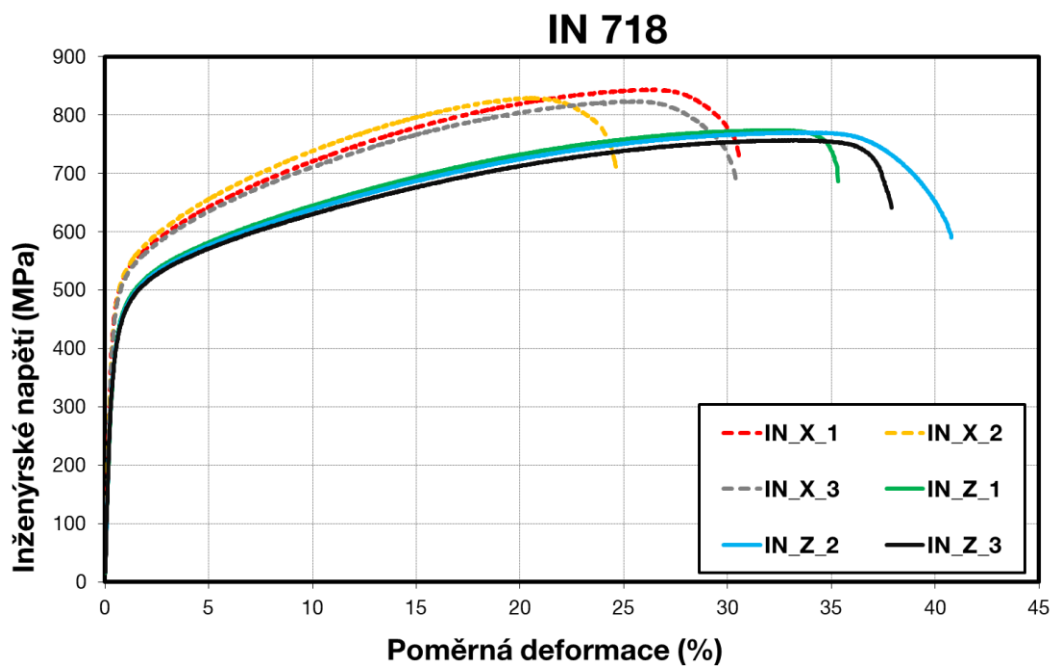
Obr. 41 – Schéma experimentální sestavy pro kvazistatickou zkoušku tahem na zkušebním zařízení TiraTest

Po ukončení zkoušky bylo třeba pro malý rozměr zkušebních těles nutné měřit tloušťku (a_u) a šířku (b_u) zkušební tělesa v místě lomu bezkontaktně pomocí stereomikroskopu. Důvodem pro bezkontaktní měření těchto rozměrů byla také snaha redukovat riziko ovlivnění lomových ploch, určených pro následnou fraktografickou analýzu.

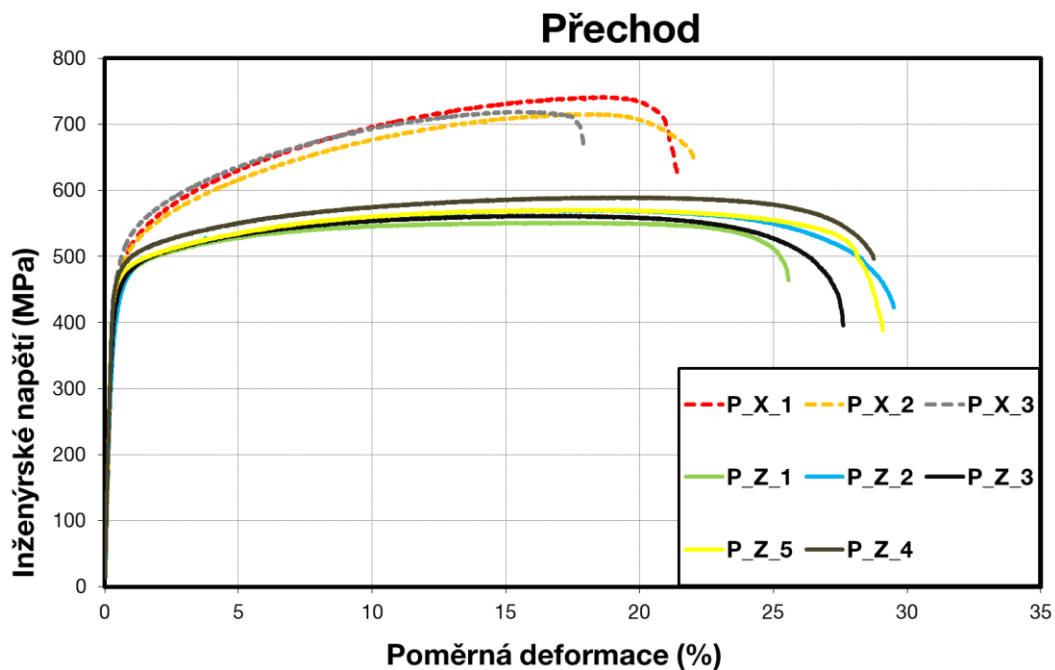
Výsledky zkoušky tahem budou prezentované nejprve ve formě grafů, ve kterých budou vyobrazeny výsledky vždy pro jednotlivé materiály, respektive pro 316L (Obr. 42), IN 718 (Obr. 43) a přechod zmíněných materiálů (Obr. 44):



Obr. 42 – Smluvní tahový diagram materiálu oceli 316L

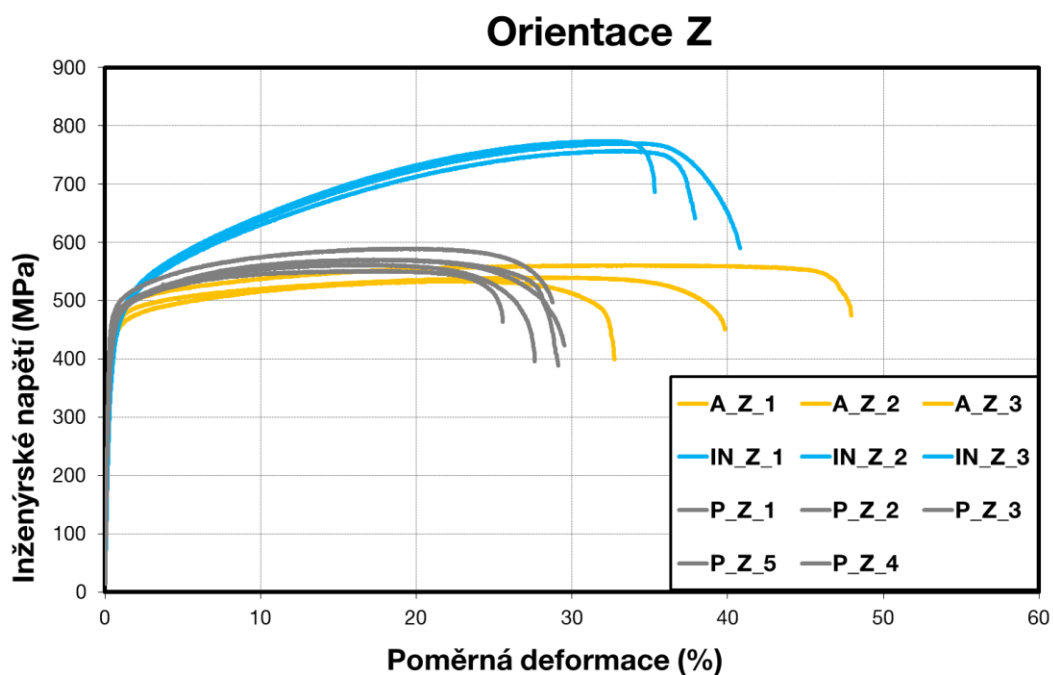


Obr. 43 – Smluvní tahový diagram materiálu niklové slitiny IN 718

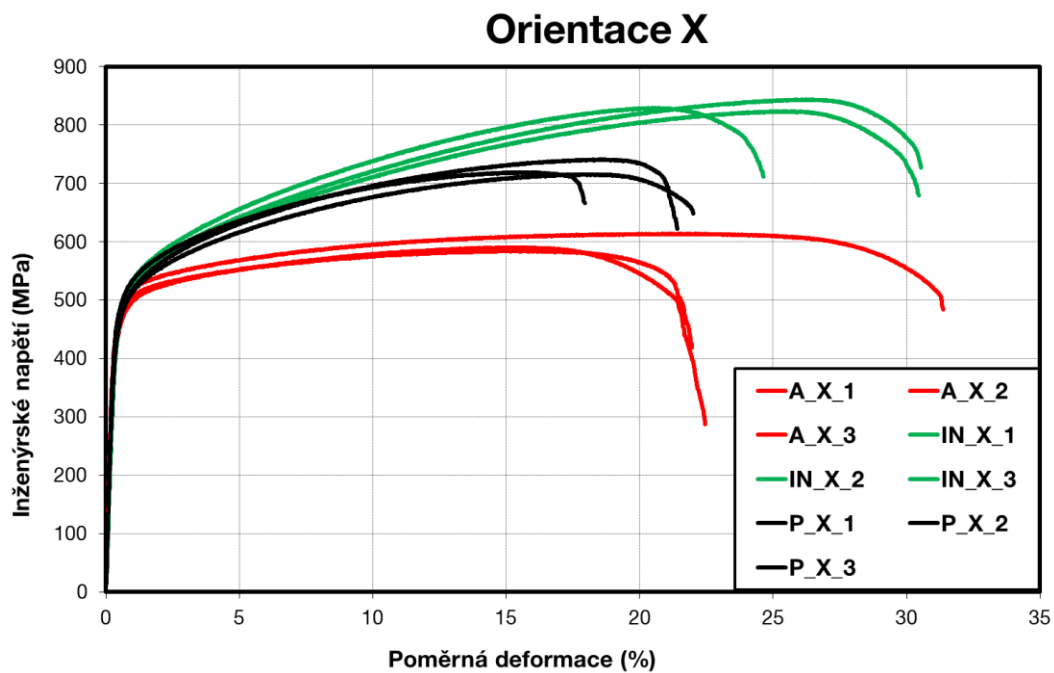


Obr. 44 Smluvní tahový diagram přechodu materiálů

Pro vzájemné porovnání budou identické výsledky vyobrazeny dle orientace, respektive dle orientace Z (Obr. 45) a orientace X (Obr. 46):



Obr. 45 – Porovnání výsledků pro vzorky orientované ve směru Z



Obr. 46 – Porovnání výsledků pro vzorky orientované ve směru X

Rozměrové charakteristiky zkušebních těles před přetržením a po přetržení spolu s vyhodnocenými mechanickými vlastnostmi jsou sumarizovány v následující tabulce (Tab. 6):

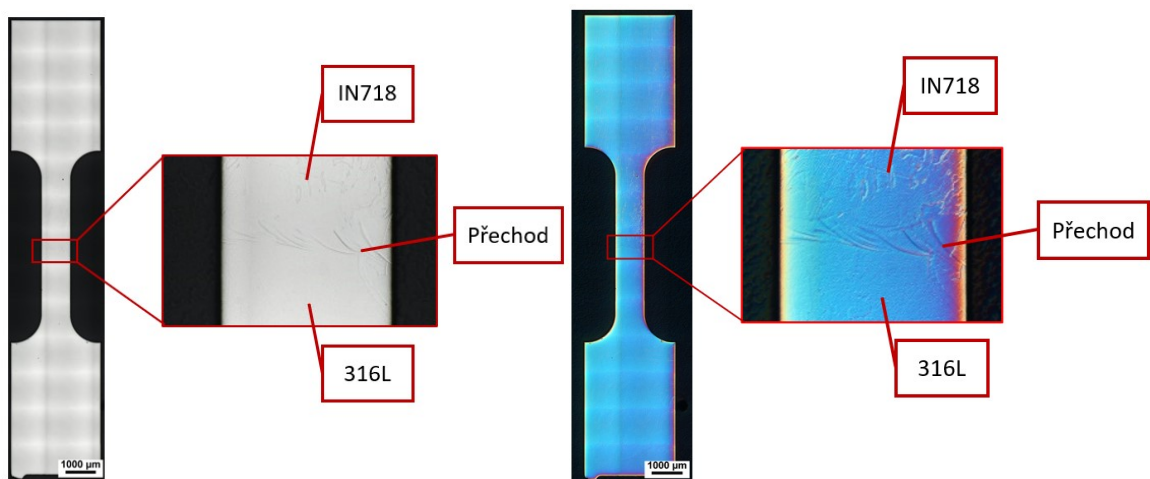
Tab. 6 – Výsledky kvazistatické zkoušky tahem

Vzorek	Tepl. °C	a ₀ mm	b ₀ mm	a _u mm	b _u mm	R _{p0,2} MPa	R _m MPa	A _g %	A %	Z %
A_X_1	23	0,51	1,01	0,21	0,62	475	614	21,1	31,1	75
A_X_2	23	0,51	1,01	0,24	0,72	463	585	15,1	21,5	67
A_X_3	23	0,51	1,01	0,22	0,63	452	590	15,3	22,3	73
Průměr	-	0,51	1,01	0,22	0,66	463	597	17,2	24,9	71
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	11	16	3,4	5,3	4
A_Z_1	23	0,51	1,01	0,24	0,68	415	534	22,3	32,5	68
A_Z_2	23	0,50	1,00	0,26	0,65	438	561	33,4	47,6	66
A_Z_3	23	0,52	1,01	0,26	0,60	427	540	28,7	39,5	71
Průměr	-	0,51	1,01	0,25	0,64	427	545	28,1	39,9	68
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	11	14	5,6	7,6	2
IN_X_1	23	0,51	1,00	0,34	0,73	477	844	25,6	30,0	51
IN_X_2	23	0,51	1,00	0,36	0,75	480	829	19,9	24,1	47
IN_X_3	23	0,50	1,00	0,36	0,65	473	824	25,2	29,9	53
Průměr	-	0,51	1,00	0,35	0,71	477	832	23,6	28,0	50
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	3	10	3,2	3,4	3
IN_Z_1	23	0,49	1,00	0,35	0,76	413	774	31,9	34,7	45
IN_Z_2	23	0,49	1,00	0,30	0,69	404	770	33,2	40,3	59
IN_Z_3	23	0,49	1,01	0,35	0,75	400	757	32,7	37,3	48
Průměr	-	0,49	1,01	0,33	0,73	405	767	32,6	37,5	51
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	7	9	0,7	2,8	7
P_X_1	23	0,51	1,01	0,37	0,75	458	741	18,1	21,0	47
P_X_2	23	0,49	1,01	0,32	0,73	455	716	17,8	21,6	53
P_X_3	23	0,49	1,00	0,35	0,72	480	719	15,1	17,5	49
Průměr	-	0,50	1,01	0,34	0,73	464	725	17,0	20,0	50
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	14	14	1,7	2,2	3
P_Z_1	23	0,50	1,01	0,24	0,72	431	551	16,3	25,3	66
P_Z_2	23	0,53	1,00	0,31	0,64	417	571	15,8	29,2	63
P_Z_3	23	0,51	1,01	0,24	0,62	437	562	16,8	27,4	71
P_Z_4	23	0,49	1,00	0,27	0,66	469	589	18,6	28,5	64
P_Z_5	23	0,50	0,99	0,29	0,57	462	570	16,9	28,9	66
Průměr	-	0,51	1,00	0,27	0,64	443	569	16,9	27,8	66
Směrodatná odchylka	-	-	-	-	-	22	14	1,1	1,6	3

U skupiny vzorků P_Z bylo následně zjišťováno, zdali došlo k lomu v oblasti IN 718, v oblasti 316L nebo přímo v oblasti přechodu. Na základě výsledků lze předpokládat, že nejpravděpodobněji došlo k lomu buď v oblasti přechodu, který by vykazoval mez pevnosti blízko 316L, anebo přímo v oblasti materiálu 316L.

Určení polohy lomu u vzorků s přechodem ve směru Z

Pro určení místa lomu byl použit světelný mikroskop Nikon ECLIPSE MA200, vybavený softwarem pro digitální zpracování a analýzu obrazu NIS Elements 5.2. Vzorky byly připraveny pro analýzu na světelném mikroskopu standardní metalografickou procedurou zahrnující broušení a leštění. Pro vyvolání mikrostruktury bylo použito leptadlo V2A, určené pro leptání austenitických korozivzdorných ocelí. Leptání probíhalo za zvýšené teploty 80 °C. Nejprve byl pozorován neporušený vzorek v nenaleptaném stavu ve světlém poli (Obr. 47– vlevo). Tentýž vzorek byl pozorován také pomocí metody Nomarského diferenciálního interferenčního kontrastu (DIC) (Obr. 47– vpravo):

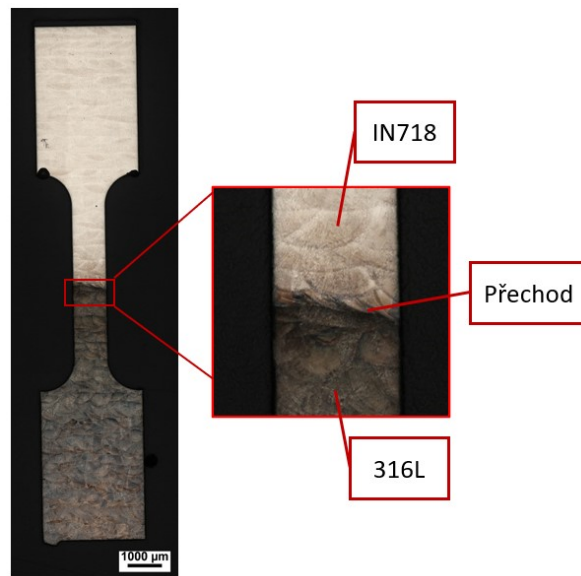


Obr. 47 – Snímek oblasti přechodu nedeformovaného vzorku bez využití DIC (vlevo) a pomocí DIC (vpravo)

Jak je z obou snímků patrné, oblast přechodu je dobře identifikovatelná i v nenaleptaném stavu. V přechodové oblasti jsou patrné konvexní křivky, kopírující tvar tavné lázně při depozici. Vzhledem k tomu, že nejprve byla deponována austenitická ocel 316L a následně IN 718, lze jednoznačně určit jaká část nedeformovaného vzorku je z materiálu 316L a IN 718.

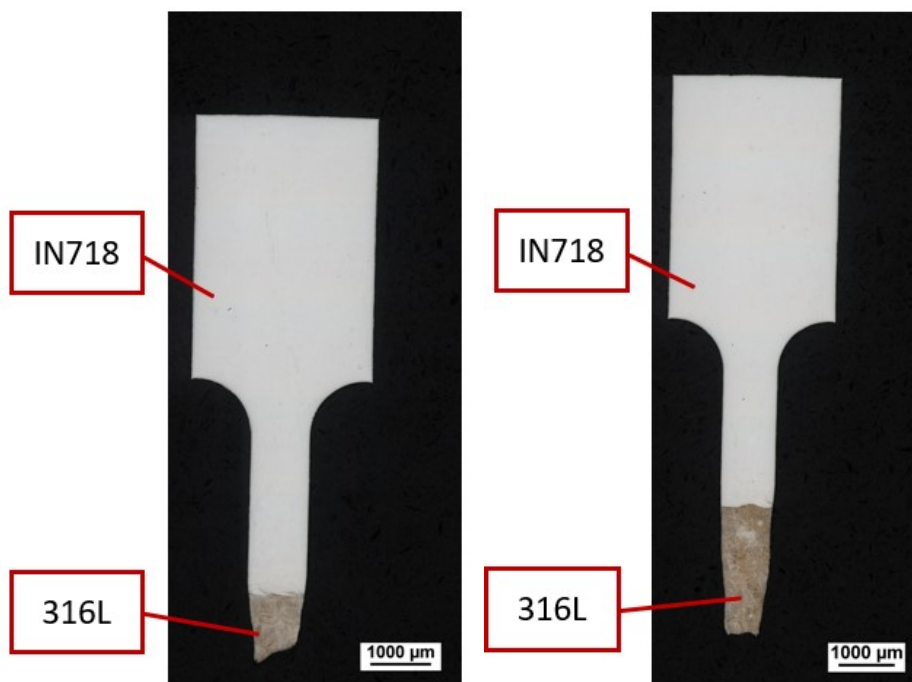
Na nedeformovaném vzorku bylo následně optimalizováno vlastní leptání. Vzhledem k materiálové heterogenitě vzorku se struktury IN 718 a 316L nevyvolávaly identicky, konkrétně k vyvolání struktury 316L docházelo podstatně

rychleji, než k vyvolání struktury IN 718. Nedeformovaný vzorek skupiny P_Z v naleptaném stavu je na následujícím obrázku (Obr. 48):



Obr. 48 – Snímek nedeformovaného vzorku ze skupiny P_Z v naleptaném stavu s detailem na oblast přechodu

Vyvolávání mikrostruktury u deformovaných vzorků bylo zkomplikované přednostním leptáním nejvíce deformované části vzorku, tedy oblasti vzniku krčku a v blízkosti pozorované oblasti přechodu. Z tohoto důvodu nebylo možné optimálně vyvolat strukturu IN 718. Přesto bylo možné jednoznačně určit, že k lomu docházelo bezpečně v oblasti materiálu 316L, nikoliv v místě přechodu, jak je zdokumentováno na následujícím obrázku (Obr. 49):



Obr. 49 – Snímek naleptaných vzorků P_Z_4 (vlevo) a P_Z_5 (vpravo)

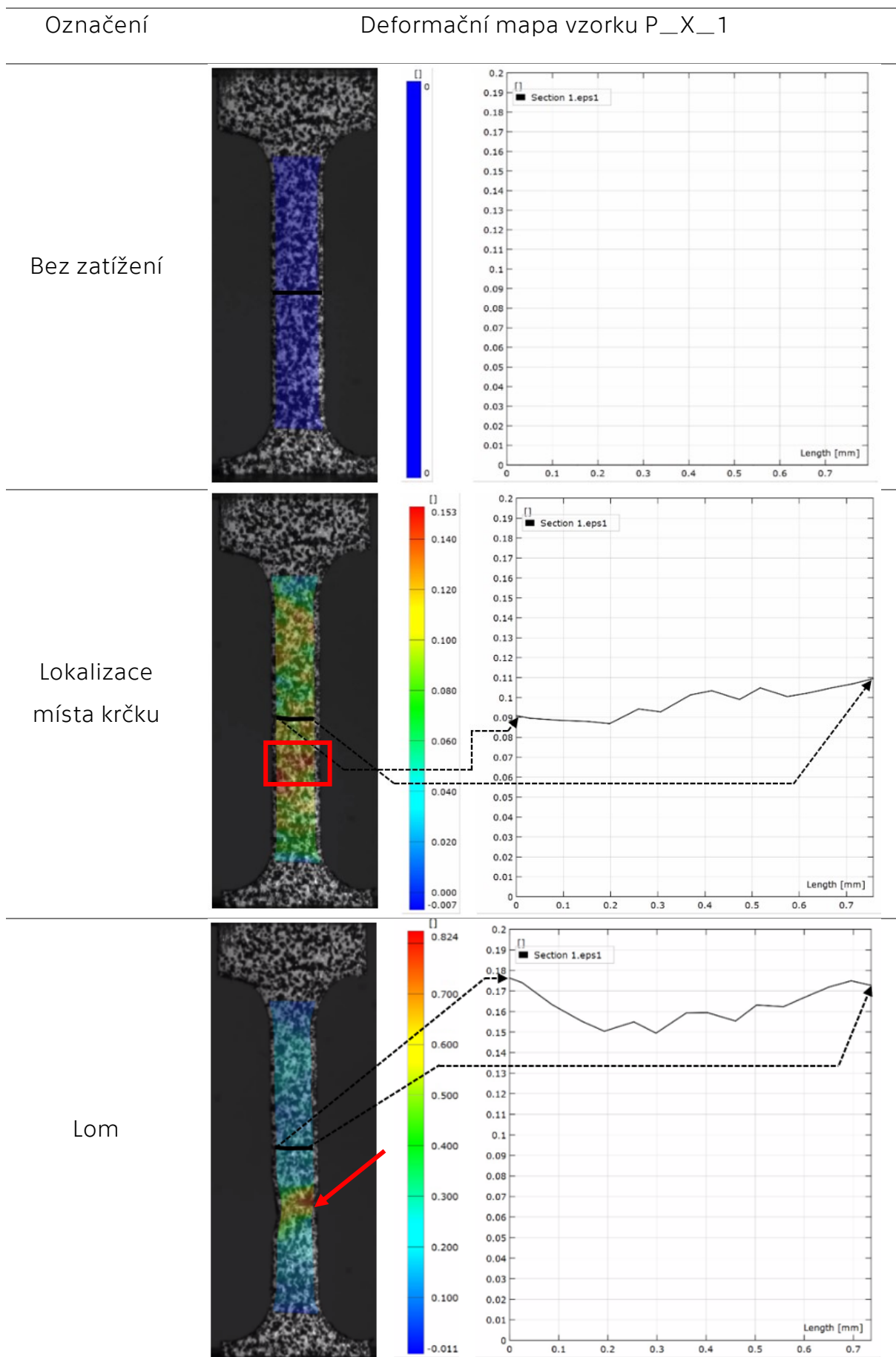
Z analýzy polohy lomu je rovněž evidentní, že klomu nedocházelo ve všech případech v identické vzdálenosti od místa přechodu. To indikuje, že místo iniciace lomu v 316L není vázané například na poslední deponovanou vrstvu 316L, která je, jak plyne z výsledků měření průběhu chemického složení (Obr. 35), z části ovlivněná difuzí s přilehlou vrstvou IN 718.

Pomocí DIC analýzy uložených snímků deformace byl v návaznosti na lokalizaci lomu u skupiny P_Z sledován vývoj hodnoty deformace po celé ploše deformované části zkušebního tělesa. Deformační mapy byly analyzovány u skupin s materiálovým přechodem ve směru X (skupina P_X) a ve směru Z (skupina P_Z).

Analýza deformačních map u vzorků skupiny P_X a P_Z

Hodnota deformace v konkrétním místě je vyobrazena pomocí barevné škály na ploše vzorku a také v diagramu, ve kterém je sledován vývoj deformace po délce linie vedené buď ve směru délky zkušebního tělesa (skupina P_Z) nebo ve směru šířky zkušebního tělesa (skupina P_X). Nejprve bude vyobrazen průběh deformace reprezentativního vzorku ze skupiny P_X (Tab. 7) a následně ze skupiny P_Z (Tab. 8):

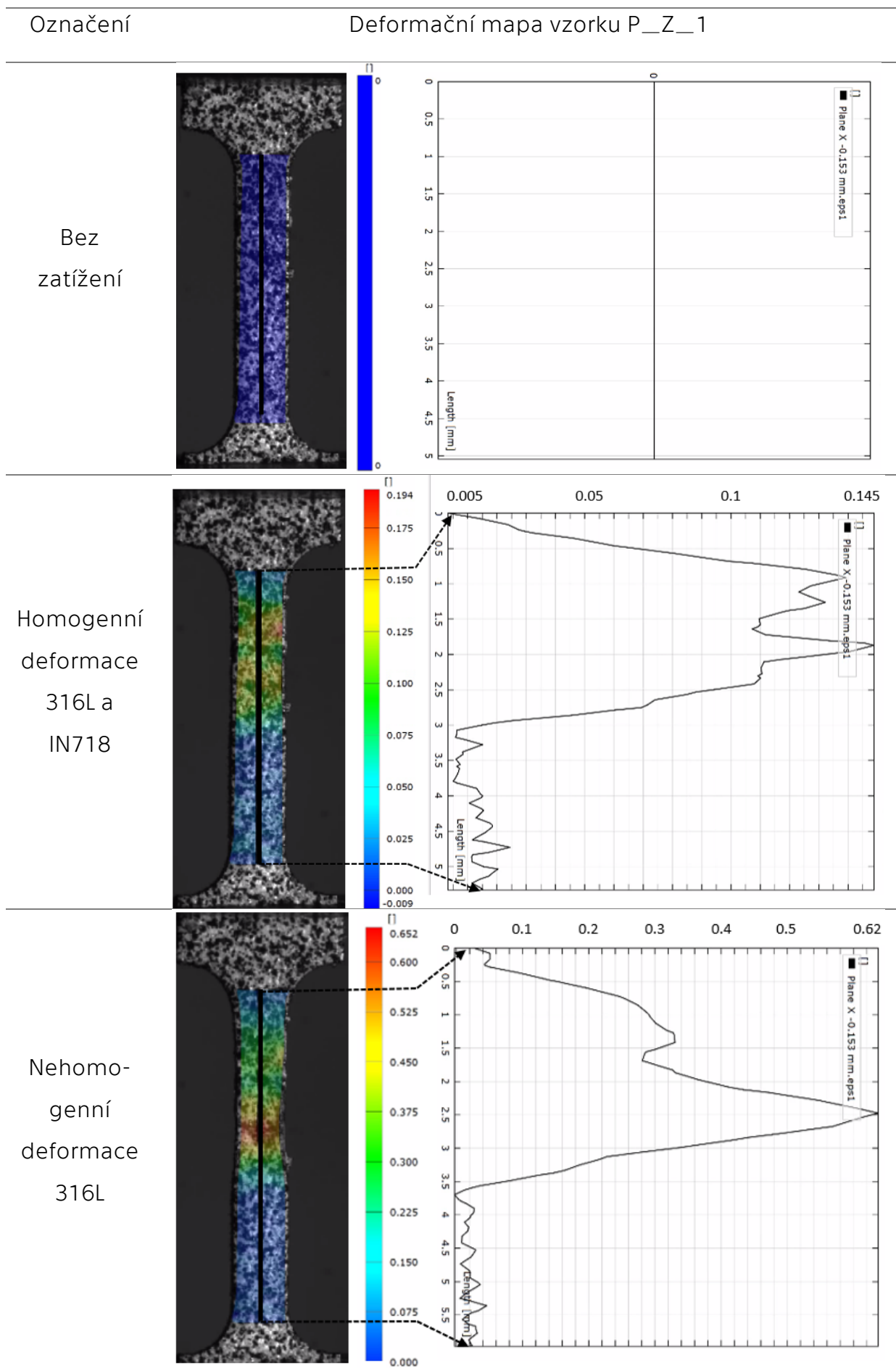
Tab. 7 – Vývoj deformace u vzorku P_X_1



Při sledování vývoje deformace zkušebních těles skupiny P_X je patrná relativně konstantní hodnota deformace po šířce zkušebního tělesa v celém rozsahu zkoušky. Rozpoznatelné je rovněž místo lokalizace plastické deformace po dosažení meze pevnosti (označeno červeným rámečkem). Mechanismus lomu je ze záznamu rovněž dobře patrný – nejprve dochází k porušení pevnějšího, ale méně tažného IN 718. Po vyčerpání plasticity IN 718 se z jeho povrchu iniciuje trhlinka (označeno červenou šipkou) a následně dochází vlivem redukce nosného průřezu k prudkému nárůstu napětí ve zbylém objemu tvořeném 316L, a v důsledku toho i k porušení zkušebního tělesa v celém svém průřezu.

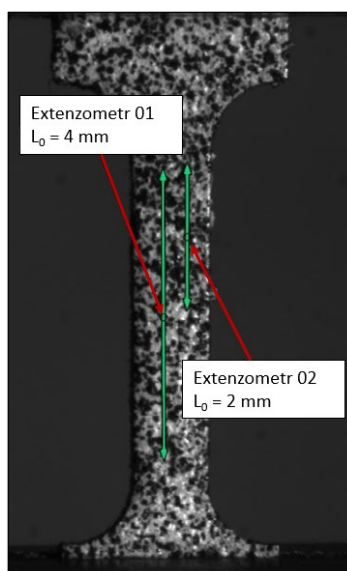
Následně bude vizualizován vývoj deformace reprezentativního vzorku ze skupiny P_Z (Tab. 8):

Tab. 8 – Vývoj deformace u vzorku P_Z_1



Z naznačeného průběhu deformace je patrné, že horní polovina vzorku prodělávající větší míru deformace náleží materiálu 316L a méně deformovaná spodní část pak slitině IN 718.

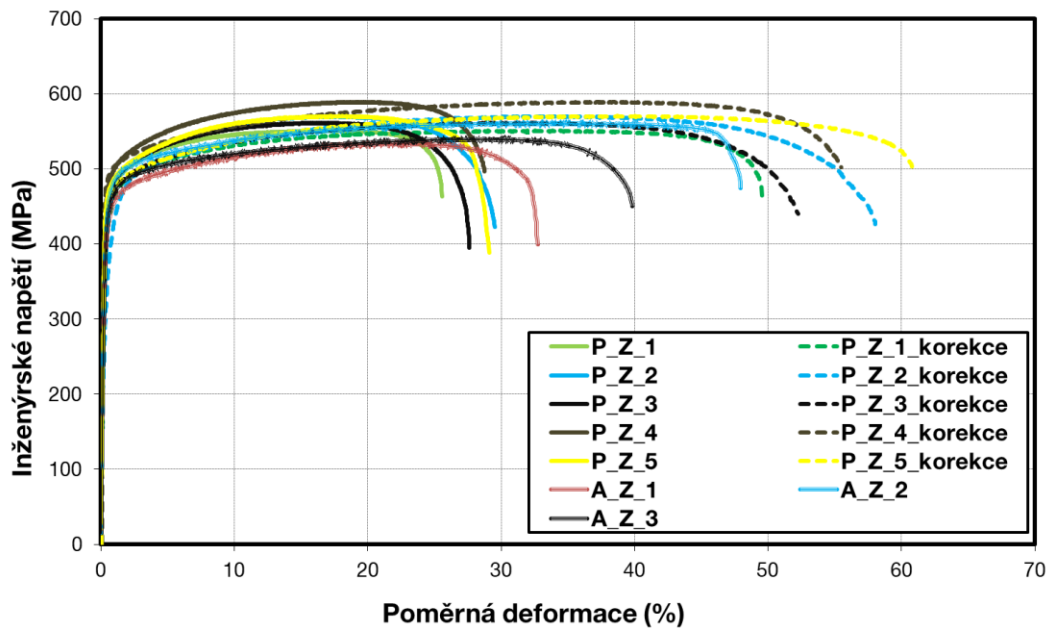
Z porovnání deformace IN 718 a 316L v oblasti homogenní deformace lze konstatovat, že IN 718 prodělává až 8krát menší deformaci ve srovnání s 316L. Rovněž lze z výsledků tahové zkoušky samotného IN 718 (IN_Z) orientačně určit, že při lokalizaci krčku v oblasti části tělesa z 316L, se část zkušební tělesa z IN 718 nachází teprve v okolí stavu přechodu do pružně-plastického stavu. Tento nepoměr v míře deformace může být příčinou zdánlivě nižší tažnosti vzorků skupiny P_Z ve srovnání se zjištěnou tažností skupiny A_Z. Tato nižší tažnost může být překvapující z důvodu, že v 316L se realizuje většina vyvolané deformace a k lomu dochází rovněž v oblasti 316L – tažnost by tedy měla být shodná s tažností naměřené u materiálově homogenního vzorku z 316L. Zmíněný rozdíl v tažnostech P_Z a A_Z lze vysvětlit volbou počáteční délky extenzometru $l_0 = 4 \text{ mm}$. Byla-li by zvolena délka extenzometru pouze v rozsahu materiálu 316L, byla by naměřená tažnost vyšší – to vyplývá ze skutečnosti, že tažnost krátkého zkušební tělesa je větší než tažnost dlouhého zkušební tělesa. Díky uloženým snímkům deformace lze extenzometr přepočítat s novou počáteční délkou $l_0 = 2 \text{ mm}$ umístěnou do oblasti 316L (Obr. 50):



Obr. 50 – Přepočet extenzometru 01 s $l_0 = 4 \text{ mm}$ (v levé části zkušební tělesa) na extenzometr 02 (v pravé části zkušební tělesa) v oblasti 316L s $l_0 = 2 \text{ mm}$

Data z přepočteného extenzometru s počáteční délkou $l_0 = 2 \text{ mm}$ byly následně spárovány s původním záznamem síly. Porovnání výsledků

naměřených s původní délkou extenzometru a nově získaných výsledků (označených jako *korekce*) je v kontextu výsledků skupiny A_Z k dispozici na následujícím obrázku (Obr. 51):



Obr. 51 – Porovnání výsledků zkoušky tahem s počáteční délkou $l_0 = 4$ mm (vedená přes celou délku zkušebního tělesa) a extenzometrem s počáteční délkou $l_0 = 2$ mm (vedená jen přes oblast 316L)

Dle očekávání, poloviční délka extenzometru vede na přibližně dvojnásobnou měřenou tažnost. Je však třeba zdůraznit, že přímé porovnání tažností přepočtených výsledků *P_Z_korekce* a *A_Z* není možné proto, že při volbě $l_0 = 2$ mm nejsou ve vztahu k průřezu zkušebního tělesa naplněny podmínky poměrného zkušebního tělesa. Porovnávat tažnost poměrného a nepoměrného zkušebního tělesa není relevantní. Tažnost získanou extenzometrem s počáteční délkou $l_0 = 2$ mm lze však přepočítat na tažnost naměřenou extenzometrem s $l_0 = 4$ mm dle [67]:

$$A_{4mm} = \frac{A_{g2mm} \cdot l_{04mm} + (A_{2mm} - A_{g2mm}) \cdot l_{02mm}}{l_{04mm}} \quad [\%] \quad (21)$$

Kde A_{4mm} je výsledná přepočtená tažnost odpovídající měření s počáteční délkou extenzometru $l_{04mm} = 4$ mm, A_{g2mm} je tažnost na mezi pevnosti získaná se vstupní počáteční délkou extenzometru $l_{02mm} = 2$ mm a A_{2mm} je tažnost naměřená se vstupní počáteční délkou extenzometru $l_{02mm} = 2$ mm.

Po provedení tohoto přepočtu lze již tažnosti A_{2mm} naměřené v oblasti 316L u vzorků skupiny *P_Z* porovnat s tažnostmi *A* získanými na poměrných

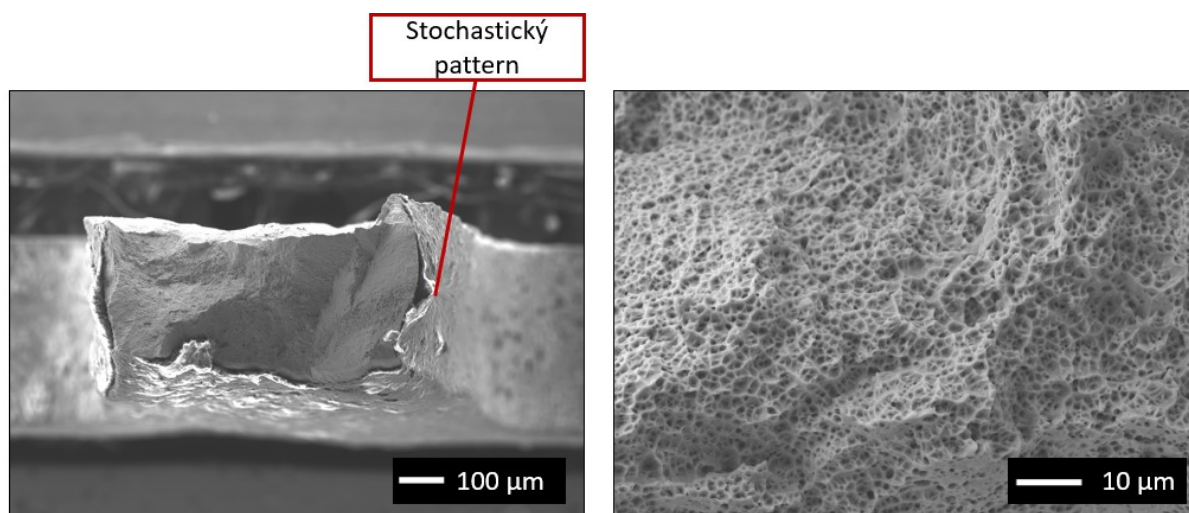
zkušebních tělesech materiálově homogenních vzorků skupiny A_Z. Průměrná tažnost skupiny A_Z je rovna $A = (40 \pm 8) \%$ a u skupiny P_Z je rovna $A = (43 \pm 4) \%$. Na základě této shody lze dedukovat, že tažnost materiálu 316L u vzorků skupiny P_Z není nižší, než tažnost vzorků skupiny A_Z a tedy, že přítomnost ostrého materiálového přechodu tažnost oceli 316L neredukuje.

Pro patrný rozptyl v hodnotách tažnosti u skupiny A_Z bude následovat fraktografická analýza vybraných lomových ploch. Analyzované budou rovněž lomové plochy vzorků skupiny P_Z.

Fraktografická analýza vybraných lomových ploch

Pro fraktografickou analýzu byly selektovány vybrané vzorky ze skupiny P_Z a dále vybrané vzorky ze skupiny A_Z, jelikož výsledky z této skupiny vzorků vykazovaly největší rozptyl hodnoty tažnosti ze všech testovaných skupin (patrné z Tab. 6). Pozorování lomových ploch bylo realizováno na skenovacím elektronovém mikroskopu výrobce JEOL s označením JSM-IT500HR vybaveným EBSD a EDS detektory.

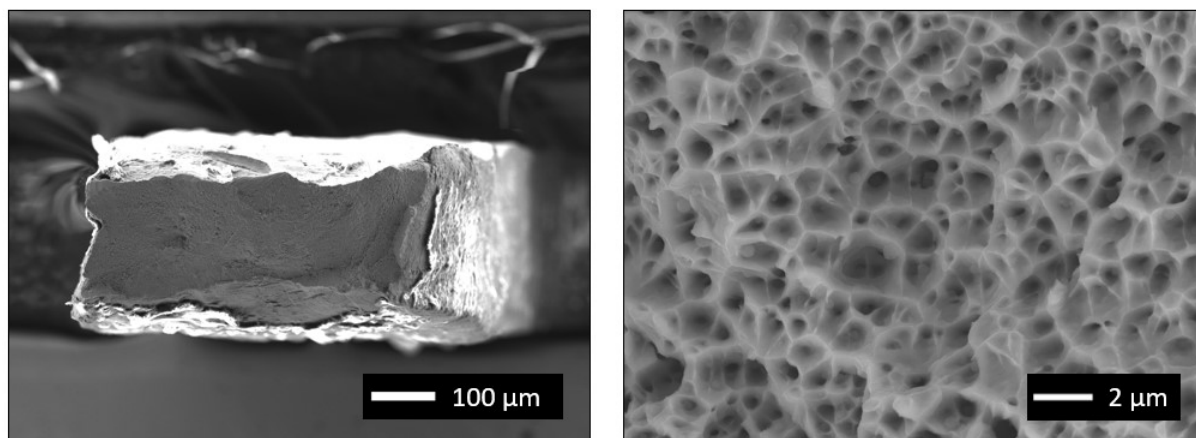
Nejprve budou analyzovány snímky vybraných vzorků skupiny A_Z. Jako první byla pozorována lomová plocha vzorku A_Z_2, který vykazoval střední hodnotu tažnosti ze skupiny A_Z. Lomová plocha byla pozorována na SEM v režimu sekundárních elektronů (SED) ve zvětšení 100x (Obr. 52–vlevo) a 1500x (Obr. 52 – vpravo).



Obr. 52 – Lomová plocha vzorku A_Z_2 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 1500x (vpravo)

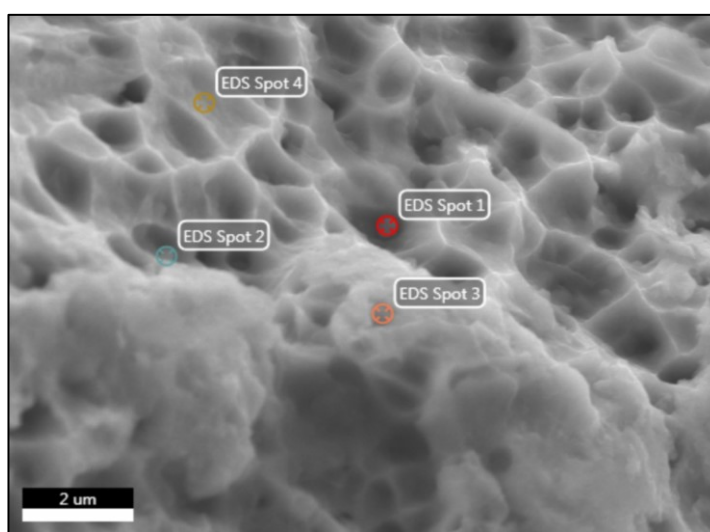
Charakter lomu lze z detailu (Obr. 52 – vpravo) lomové plochy při zvětšení 1500x označit jako tvárný s jamkovou morfologií, na lomové ploše nebyly pozorovány nečistoty.

Lomová plocha vzorku A_Z_1, u kterého byla naměřena nejnižší tažnost ze skupiny vzorků A_Z (konkrétně 32,5 %), je zobrazena ve zvětšení 100x (Obr. 53– vlevo) a ve zvětšení 6500x (Obr. 53 – vpravo). Pozorování bylo jako v předchozím případě realizováno v režimu sekundárních elektronů (SED):



Obr. 53 – Lomová plocha vzorku A_Z_1 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 6500x (vpravo)

Na snímku nejsou patrné imperfekce, kterým by bylo možné jednoznačně přisoudit sníženou tažnost. Při dalším zvětšení (Obr. 53 – vpravo) je ve větším přiblížení jasně patrná charakteristická jamková morfologie, typická pro tvárný lom – obdobně jako v případě vzorku A_Z_2. Na stejné lomové ploše byla ve vybraných bodech realizována EDS analýza (Obr. 54).



Obr. 54 – EDS analýza ve vybraných bodech lomové plochy vzorku A_Z_1

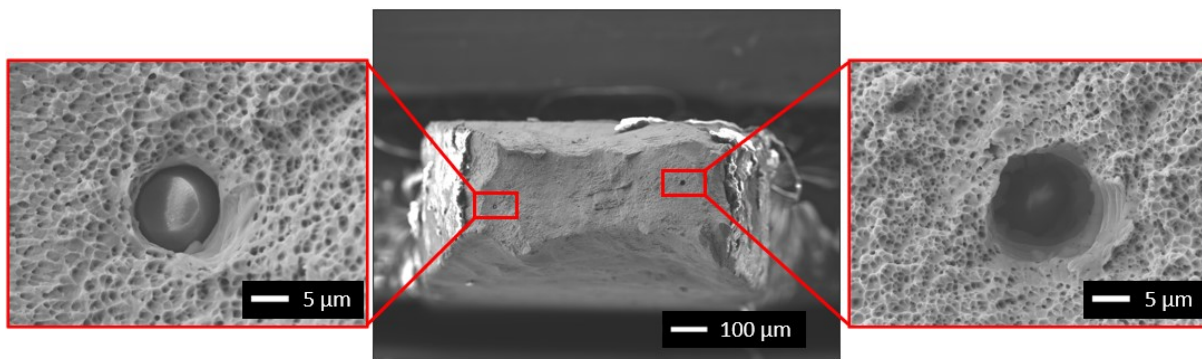
Chemické složení naměřené ve vyznačených bodech (spot 1 – spot 4) je sumarizováno v následující tabulce (Tab. 9):

Tab. 9 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku A_Z_1, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech

		O	Al	Si	Mo	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni
Spot 1	Hmot. %	9,28	2,20	0,53	1,61	6,59	16,94	1,14	52,89	8,81
	Rel. chyba (%)	8,35	9,66	13,09	8,15	3,11	2,60	16,45	2,24	4,31
Spot 2	Hmot. %	3,69	15,41	1,21	2,36	-	16	1,24	50,69	9,40
	Rel. Chyba (%)	9,03	7,66	12,32	9,53	-	2,59	14,77	2,22	4,1
Spot 3	Hmot. %	2,98	3,84	1,55	2,47	-	17,58	1,36	59,24	10,97
	Rel. chyba (%)	8,91	9,15	10,05	9,56	-	2,54	14,8	2,19	4,24
Spot 4	Hmot. %	-	17,85	0,76	2,51	-	16,25	0,64	52,10	9,88
	Rel. chyba (%)	-	7,65	17,76	8,96	-	2,63	25,83	2,25	4,15

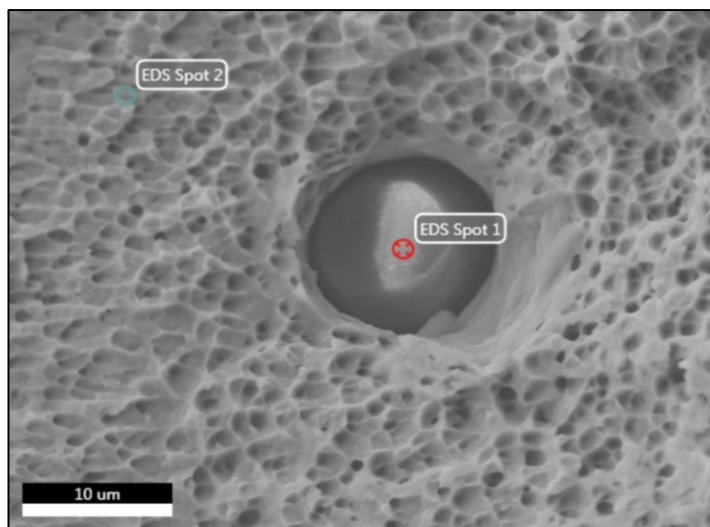
Z naměřených hodnot je na první pohled překvapivé významné hmotnostní zastoupení hliníku, který v oceli 316L nebyl v takovém množství identifikován žádnou využitou měřicí technikou (kapitola 4.2). Relativně vysoký podíl zaujímá také kyslík, který by v kombinaci s hliníkem mohl formovat tvrdé a křehké částice Al_2O_3 . Snížená tažnost vzorku A_Z_1 by mohla být teoreticky přisouzena výskytu těchto částic.

Následně bude realizována fraktografická analýza vybraných ploch skupiny P_Z, konkrétně vzorků P_Z_4 a P_Z_5. Jako první bude uvedena analýza lomové plochy vzorku P_Z_4 (Obr. 55).



Obr. 55 – Lomová plocha vzorku P_Z_4 při zvětšení 100x (uprostřed) s detailem na vybraná místa se zvětšením 2700x (vpravo a vlevo)

Na snímku lomové plochy P_Z_4 pozorované v režimu sekundárních elektronů (SED) jsou snadno rozpoznatelné dva sférické útvary, které jsou detailněji zobrazeny se zvětšením 2700x (Obr. 55 – vpravo a vlevo). Oba zmíněné útvary jsou obklopeny jamkovou morfologií indikující tvárný charakter porušení, ve shodě s pozorováním morfologie lomu skupiny A_Z. Pro identifikaci sférických útvarů byla provedena bodová EDS analýza (Obr. 56):



Obr. 56 – Bodová EDS analýza sférické částice z lomové plochy vzorku P_Z_4

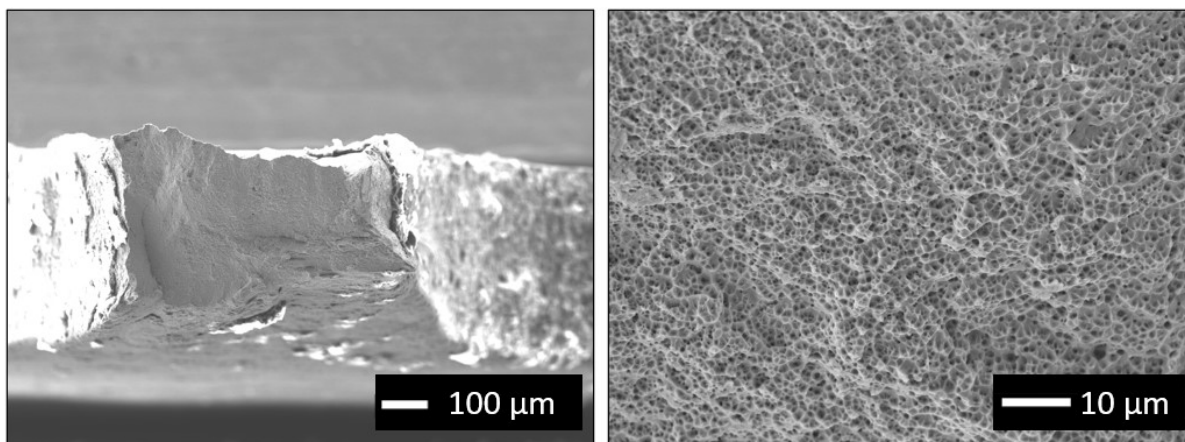
Chemické složení naměřené ve vyznačených bodech (spot 1 a spot 2) je sumarizováno v následující tabulce (Tab. 10):

Tab. 10 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku P_Z_4, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech

		O	Al	Si	Mo	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr	Ca
Spot 1	Hmot. %	38,36	28,22	1,54	0,22	1,2	4,66	2,09	6,1	0,64	7,76	8,08
	Rel. chyba (%)	8,9	5,8	12,4	50,5	7	3,71	6,9	3,6	24,3	5,2	3,1
Spot 2	Hmot. %	-	3,84	1,5	2,8	-	18,4	0,78	61,1	11,6	-	-
	Rel. chyba (%)	-	9,27	9,36	8,64	-	2,59	21,8	2,25	4,3	-	-

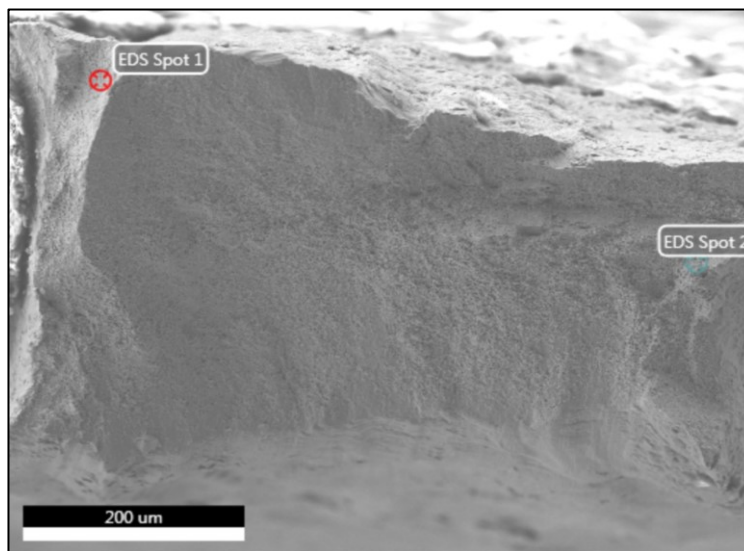
Z chemického složení sférické částice (spot 1) lze usoudit, že se jedná pravděpodobně o komplexní formu oxidu s nejméně zastoupením hliníku. Obsah hliníku byl identifikován i v případě předchozí EDS analýzy lomové plochy materiálově homogenního vzorku A_Z_1. Hliníkem obohacená je patrně i matrice v bezprostředním okolí pozorované částice (spot 2).

V lomové ploše vzorku P_Z_5 však výskyt morfologicky podobných částic ani jiných imperfekcí pozorován nebyl (Obr. 57):



Obr. 57 – Lomová plocha vzorku P_Z_5 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 1500x (vpravo)

Bodovou EDS analýzou ve dvou různých místech lomové plochy vzorku P_Z_5 (spot 1 a spot 2 – Obr. 58) byl zjištěn čtyřnásobně nižší podíl hliníku než u vzorku P_Z_4 (Tab. 11):



Obr. 58 – Bodová EDS analýza lomové plochy vzorku P_Z_5

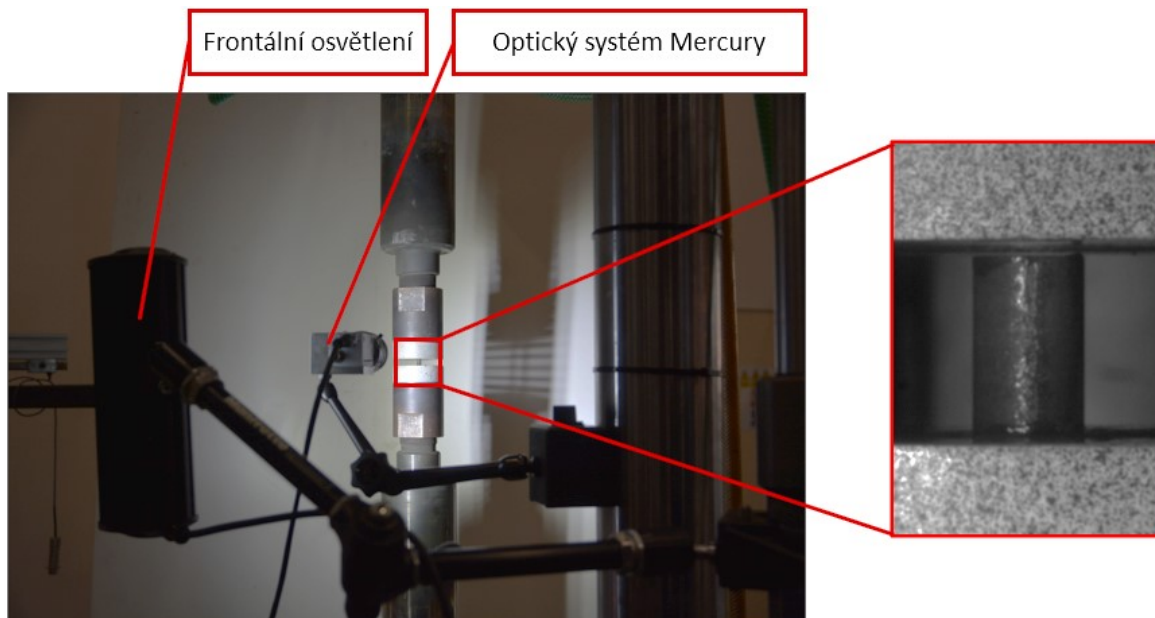
Tab. 11 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku P_Z_5, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech

		Al	Si	Mo	Cr	Mn	Fe	Ni
Spot 1	Hmot. %	0,94	0,69	1,91	19,22	1,45	64,48	11,32
	Rel. chyba (%)	13,47	13,25	8,41	2,53	14,81	2,20	4,30
Spot 2	Hmot. %	0,51	0,51	1,83	19,60	1,21	65,07	11,26
	Rel. Chyba (%)	18,29	13,32	7,30	2,48	17,00	2,19	4,32

I přes významně nižší zastoupení hliníku a neidentifikovaný kyslík v analyzovaných bodech, se naměřená tažnost ani kontrakce vzorku P_Z_5 signifikantně neodlišuje od tažnosti a kontrakce vzorku P_Z_4. Také vzhledem k morfologii lomu lze usoudit, že místa s výskytem oxidických částic nebyla iniciátorem lomu.

4.4.2 Kvazistatická zkouška tlakem

Po jednoosém zatěžování v tahu následovala charakterizace mechanických vlastností při kvazistatickém zatěžování v tlaku. Zkouška tlakem byla realizována na servohydraulickém zkušebním stroji MTS 810 vybaveným siloměrem s kapacitou 250 kN pro snímání síly. Deformace zkušebních těles byla měřena identicky jako u zkoušky tahem, tedy optickým měřícím systémem Mercury, kterým byla snímána změna vzájemné polohy kovadel opatřených stochastickým paternem.



Obr. 59 – Schéma experimentální sestavy pro kvazistatickou zkoušku tlakem realizované na servohydraulickém stroji MTS 810

Po proměření počátečních rozměrů vzorků byla před realizací deformace nanесena na čelní plochy zkušebních těles vrstva maziva pro redukci tření. Zkouška byla realizovaná deformační rychlostí $\dot{\epsilon} = 0,005 \text{ 1/s}$. Naměřený průběh síly v závislosti na posuvu byl přepočten na závislost skutečného napětí na skutečné deformaci dle uvedených vztahů:

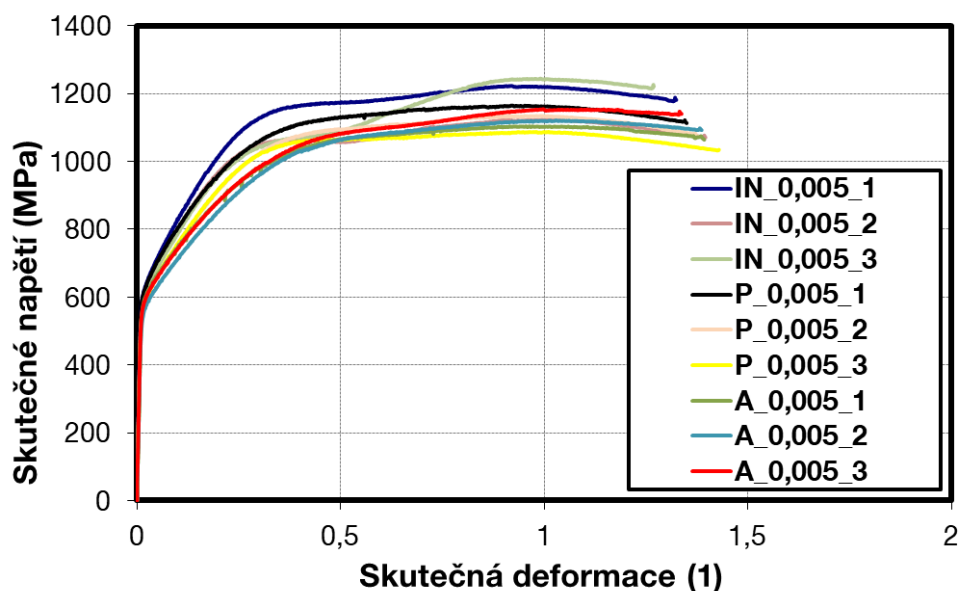
$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} [\text{s}^{-1}] \quad (22)$$

$$\varphi = -\ln(1 - \epsilon) [1] \quad (23)$$

$$\sigma_{skut} = \frac{F}{S_0} (1 - \epsilon) [\text{MPa}] \quad (24)$$

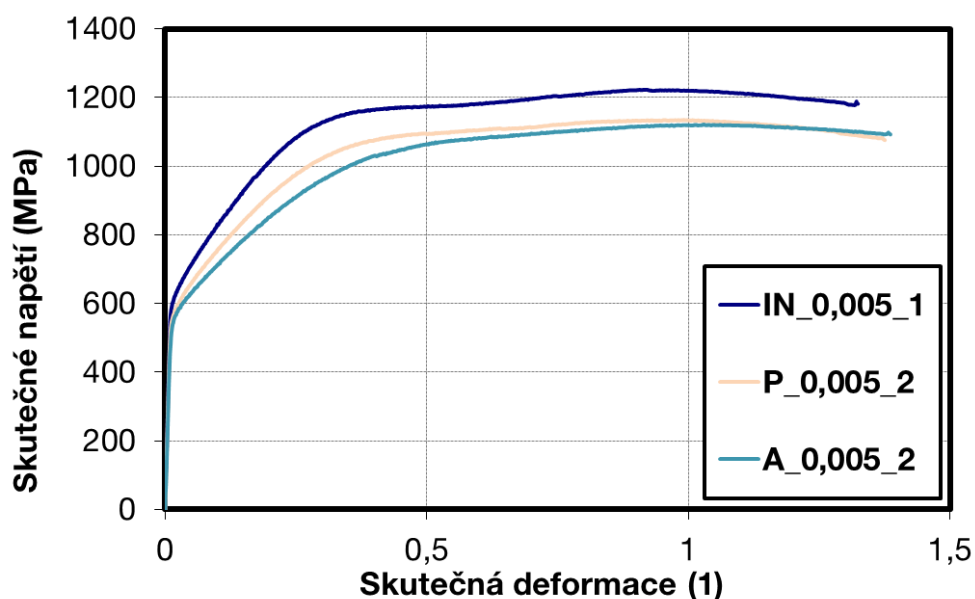
Kde ϵ je poměrná deformace, Δl je posuv [mm], l_0 je počáteční délka extenzometru [mm], φ je skutečná deformace, σ_{skut} je skutečné napětí, F je měřená síla [N] a S_0 je počáteční plocha průřezu zkušebního tělesa [mm²].

Výsledky kvazistatické zkoušky tlakem pro homogenní materiály IN 718 a 316L i pro vzorky s materiálovým přechodem jsou uvedeny v následujícím grafu (Obr. 60):



Obr. 60 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu kvazistatické rychlosti deformace (deformační rychlost = 0,005 s⁻¹, zkušební stroj: MTS 810)

Výběrem reprezentativních vzorků z každé testované skupiny je získán přehlednější náhled na chování jednotlivých skupin vzorků (Obr. 61):



Obr. 61 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu kvazistatické rychlosti deformace (deformační rychlost = 0,005 s⁻¹, zkušební stroj: MTS 810)

Z experimentálních dat a rovněž v souladu s výsledky kvazistatické zkoušky tahem je patrné, že nejvyšší hladinu přetvárného odporu vykazuje IN 718 (IN), nejnižší pak ocel 316L (A). Zkušební tělesa s přechodem (P) se v počátečním stádiu deformace jeví v napěťové hladině mezi úrovní IN 718 a 316L. S rostoucí hodnotou logaritmické deformace pak hodnota přetvárného odporu přiléhá k průběhu přetvárného odporu oceli 316L.

Po realizované kvazistatické charakterizaci v tahu a tlaku bylo přistoupeno k realizaci jednoosých tlakových zkoušek při vyšších rychlostech deformace. Průběh měření a získané výsledky budou popsány v následující kapitole.

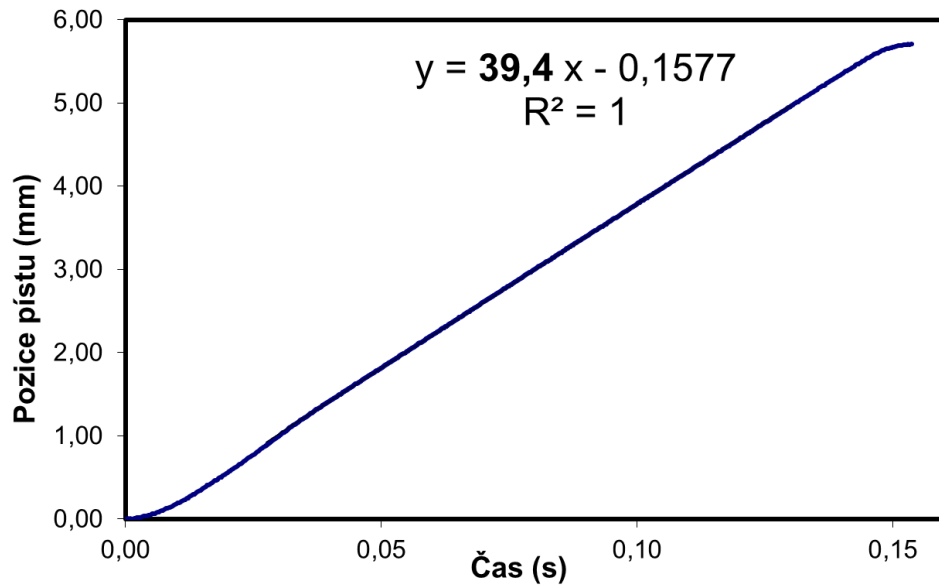
4.5 Zkoušky tlakem při vyšších rychlostech deformace

Pro dosažení vyšších rychlostí deformace byly využity tyto experimentální zařízení: servohydraulický stroj MTS 810, padostroj IMATEK 810 a Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB). V následujícím textu budou blíže popsány v naznačeném průběhy experimentů a získané výsledky.

4.5.1 Zkouška tlakem v režimu střední rychlosti deformace

Zkouška tlakem v režimu střední rychlosti deformace ($\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$) byla realizována na identickém zkušebním stroji, jako byla realizována kvazistatická zkouška tlakem, respektive na servohydraulickém stroji MTS 810. Schéma experimentální sestavy se nelišilo, pouze byla zvýšena záznamová frekvence siloměru a optický systém Mercury pro snímání deformace byl nahrazen vysokorychlostní kamerou. To proto, že při deformační rychlosti $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$ dojde ke stlačení zkušebního tělesa s nominální výškou 7,8 mm o 80 % přibližně za 0,16 s a pro získání dostatečného počtu datových bodů bylo optimální snímat deformaci s frekvencí v řádu tisíců Hertz (snímáno s frekvencí 4000 Hz). Ze snímků průběhu deformace zaznamenaných vysokorychlostní kamerou byl následně vyhodnocen průběh deformace v závislosti na čase pomocí softwaru Aramis Professional 2018.

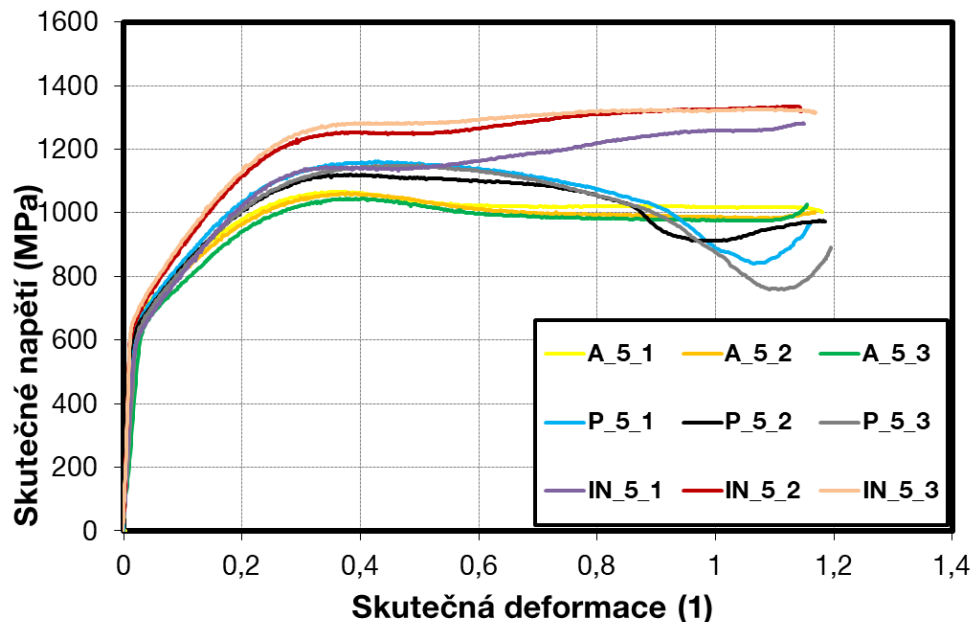
Před vlastním provedením experimentu bylo na testovacím zkušebním tělese ověřeno, zda dokáže píst zrychlit na požadovanou rychlost posuvu (39,4 mm/s) v dostatečně krátkém časovém intervalu. Pokud by fáze počátečního zrychlení a finálního brždění zaujímal přílišný podíl na celkové době posuvu, nebyla by zkušební tělesa deformována konstantní deformační rychlostí.



Obr. 62 – Verifikace dosažitelnosti konstantní deformační rychlosti 5 s^{-1} na servohydraulickém stroji MTS 810

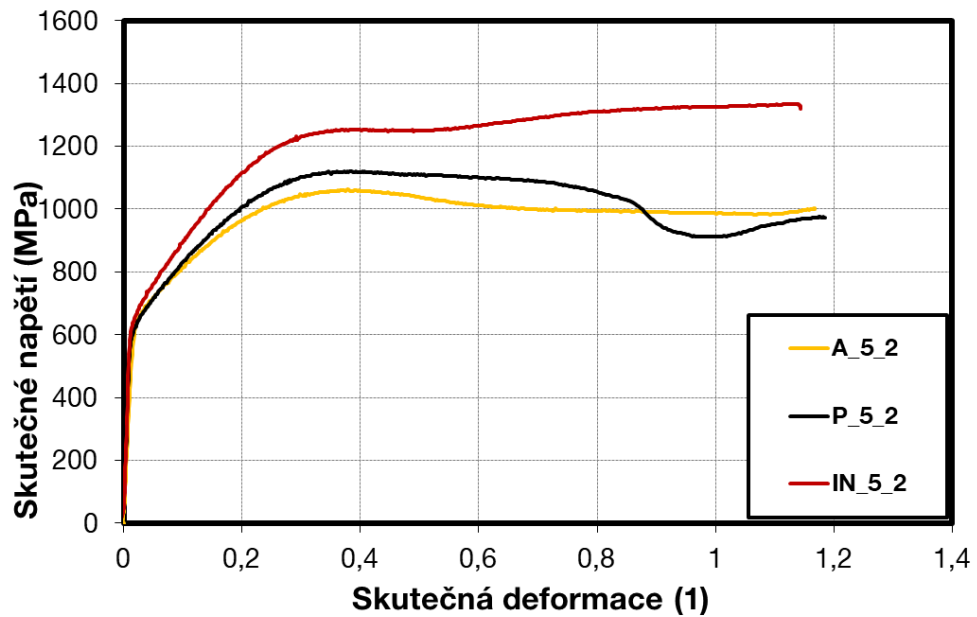
Z průběhu pozice pístu v závislosti na čase (Obr. 62) je patrné že rozběhová spolu s dobřehovou fází zaujímají zanedbatelný podíl a dále, že směrnice tečny lineární části odpovídá definované rychlosti. V návaznosti na tuto verifikaci bylo přistoupeno k vlastním experimentům.

Výsledky zkoušky tlakem budou prezentovány v souřadnicích skutečné napětí – skutečná deformace (Obr. 63):



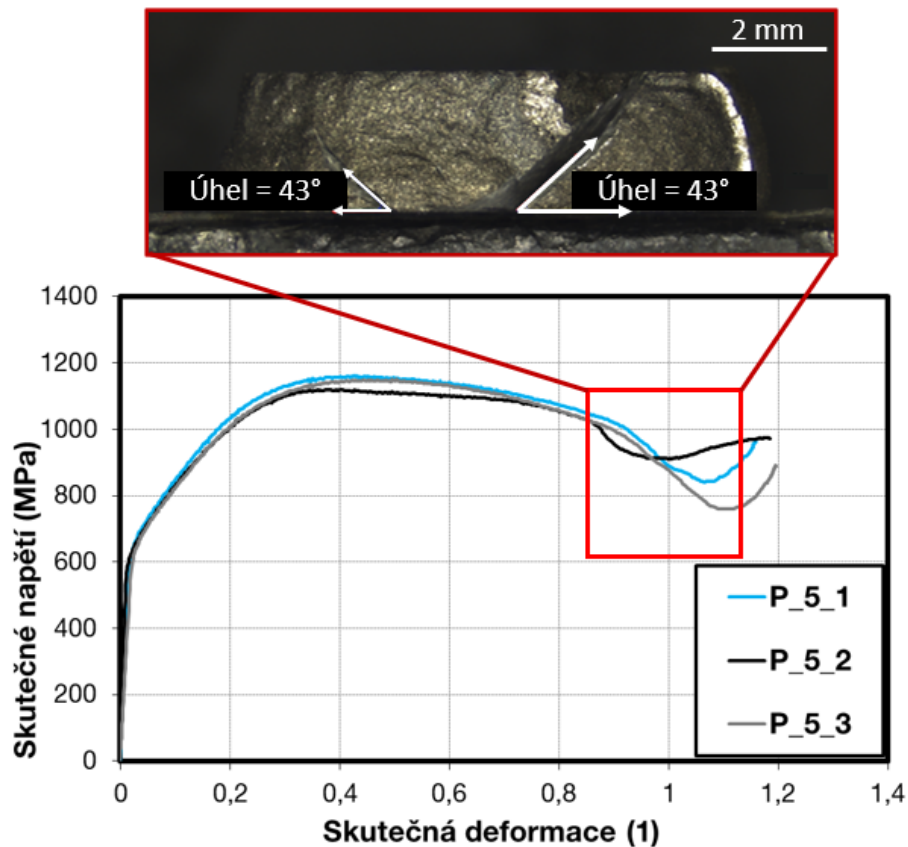
Obr. 63 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu střední rychlosti deformace (deformační rychlost = 5 s^{-1} , zkušební stroj: MTS 810)

Průběh skutečného napětí v závislosti na skutečné deformaci reprezentativních vzorků z každé testované skupiny je zobrazen na následujícím obrázku:



Obr. 64 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu střední rychlosti deformace (deformační rychlost = 5 s^{-1} , zkušební stroj: MTS 810)

U skupiny vzorků s materiálovým přechodem (P) docházelo při hodnotě skutečné deformace přibližně 0,9 k náhlému poklesu síly (respektive skutečného napětí), a to v důsledku vzniku trhlin. Oblast vzniku trhlin je u výsledků skupiny P vymezena červeným rámečkem odkazujícím na fotodokumentaci zkušebních těles po zkoušce (Obr. 65). Z obrazové analýzy pořízených fotografií trhlin je rovněž patrné, že trhliny vznikaly pod úhlem blízkým hodnotě 45° vůči zatěžující síle.

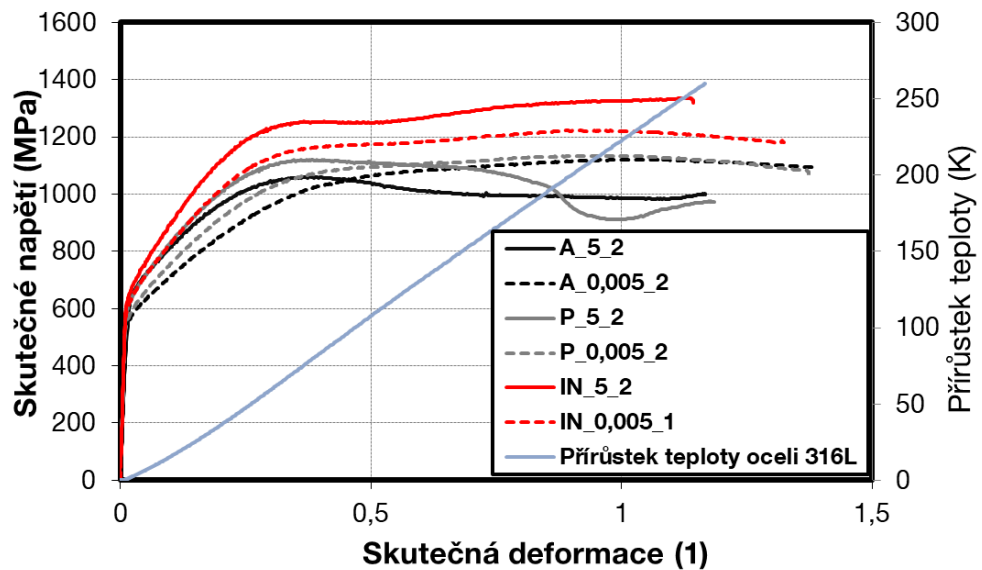


Obr. 65 – Lokalizace oblasti vzniku trhlin u vzorků skupiny P_5 s odkazem na fotodokumentaci vzniklých trhlin

Porovnáním reprezentativních výsledků získaných v režimu střední rychlosti deformace ($\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$) s reprezentativními výsledky z kvazistatické zkoušky ($\dot{\epsilon} = 0,005 \text{ s}^{-1}$) je patrné, že u vzorků z oceli 316L (skupina A_5) dochází k poklesu hladiny skutečného napětí pod hodnoty naměřené při kvazistatické zkoušce tlakem (Obr. 66). Tento jev je přisuzován akumulovanému teplu ve zkušebním tělese vzniklém v průběhu rychle realizované deformace. Aplikací vztahu z kapitoly 3.1 (rov. 8) lze orientačně odhadnout průběh přírůstku teploty oceli 316L v závislosti na deformaci³. Je třeba zdůraznit, že odhad je spíše nadsazený, jelikož neuvažuje tepelný tok, který je v režimu střední rychlosti deformace nezanedbatelný. Podobný pokles napětí lze pozorovat i u vzorků s přechodem (P_5), kde by však aplikace tohoto vztahu nebyla směrodatná vlivem rozdílného ohřevu jednotlivých částí vzorku a vzniklého tepelného toku

³ Při výpočtu byla uvažována měrná tepelná kapacita oceli 316L $c_p = 500 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$, hustota $\rho = 7850 \text{ kgm}^{-3}$ a koeficient transferu deformační práce na teplo $K = 0,95$

mezi nimi. Průběh napětí skupiny IN_5 neklesá pod úroveň napětí kvazistatické zkoušky IN_0,005.

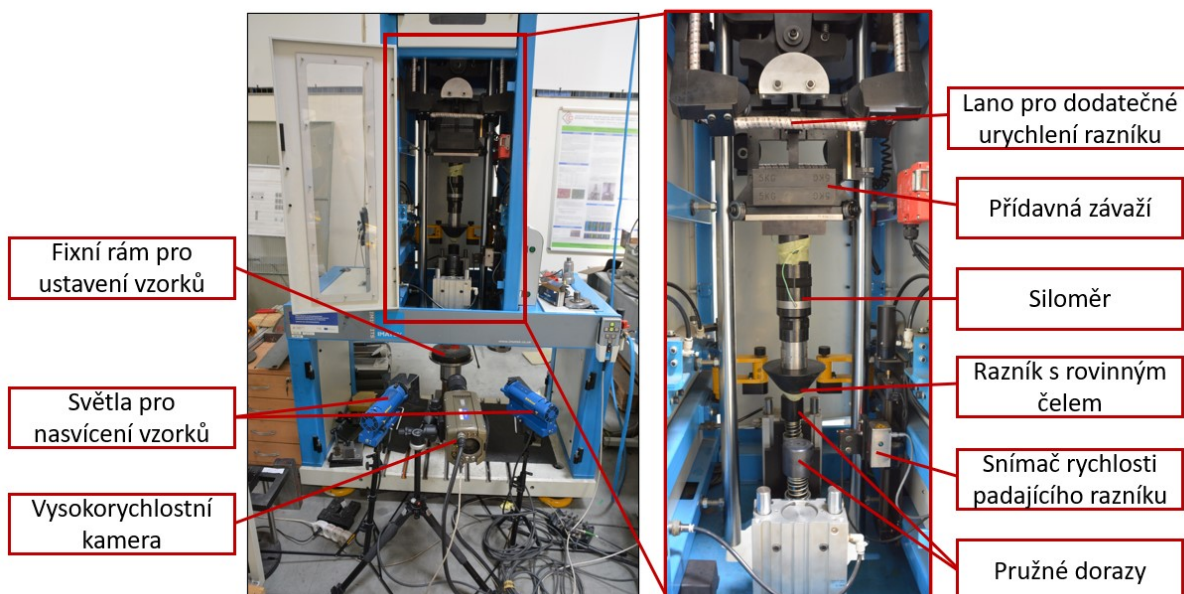


Obr. 66 – Porovnání výsledků získaných při rychlosti deformace 5 s^{-1} s výsledky kvazistatické zkoušky s vykreslením orientačního průběhu přírůstku teploty pro ocel 316L při rychlosti deformace 5 s^{-1}

Pro dosažení řádově vyšších deformačních rychlostí nejsou dále servohydraulické stroje vhodné a je třeba přistoupit k experimentálním zařízením přímo určeným pro realizaci vysokých rychlostí deformace.

4.5.2 Zkouška tlakem v režimu vysoké rychlosti deformace realizována na padostroji

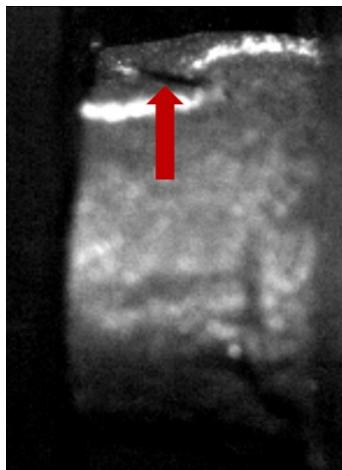
Pro dosažení vyšší rychlosti deformace (přibližně $\dot{\epsilon} = 500 \text{ s}^{-1}$) byl dále využit padostroj, konkrétně komerční řešení firmy IMATEK IM10 s možností dosáhnout dopadových rychlostí až 20 m/s a s maximální hmotností padajícího tělesa až 100 kg . Princip fungování tohoto experimentálního zařízení byl blíže popsán v kapitole 3.2 (Zkušební zařízení pro dynamické zkoušky). Schéma experimentální sestavy je zdokumentováno na následující fotografii (Obr. 67):



Obr. 67 – Experimentální sestava pro zkoušku tlakem na padostroji

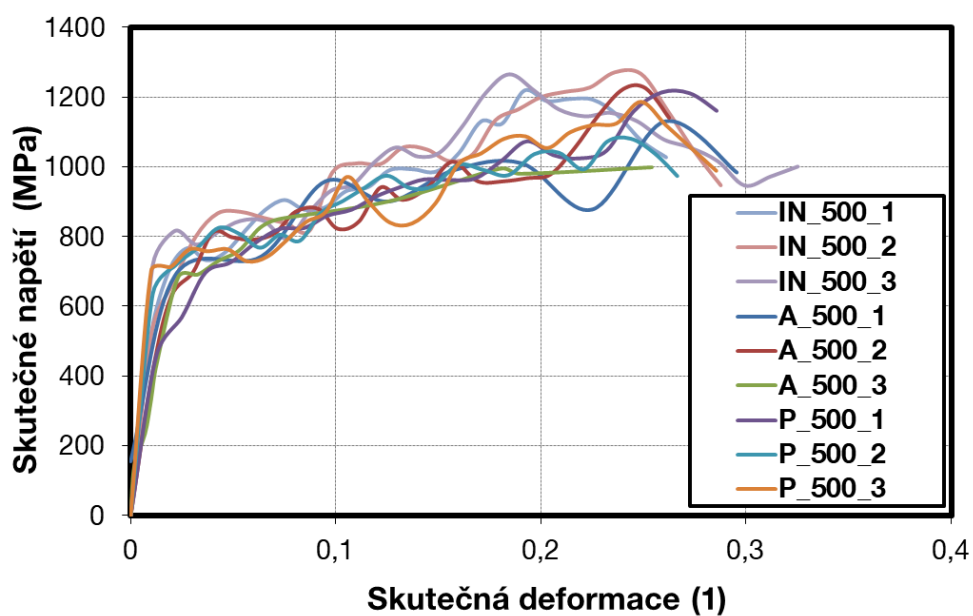
Pro záznam průběhu deformace byla využita vysokorychlostní kamera snímající deformační děj záznamovou frekvencí 43 000 Hz. Aby bylo možné snímat v této záznamové frekvenci, bylo třeba zajistit adekvátní světelné podmínky, čehož bylo docíleno dvojicí halogenových světel osvětlující oblast pozice zkušebních těles. Průběh síly byl snímán siloměrem připevněným k padající sestavě s měřícím rozsahem až 150 kN. Všechny prvky tvořící padající sestavu bylo třeba nejprve pomocí digitální váhy zvážit a doplnit o přídatná závaží tak, aby kinetická energie byla v okamžiku dopadu rovná přibližně 200 J. Pro dosažení této dopadové energie nebylo třeba využít integrovaných pružných lan pro dodatečné urychlení padající sestavy, padající sestava dopadala na zkušební tělesa volným pádem. Dopadová rychlost razníku s rovinným čelem byla nastavena na hodnotu 3,9 m/s, tato rychlost byla snímána integrovaným fotoelektrickým snímačem. Dimenzování parametrů experimentu proběhlo na základě vztahů popsaných v části textu věnující se popisu principu padostroje (kapitola 3.2).

V průběhu deformace docházelo u všech materiálových skupin již v počátečních stádiích zatěžování k iniciaci trhlin, a to i přes přítomnost maziva pro redukci tření. V důsledku narušení integrity zkušebních těles, které bylo patrné jak ze snímku z vysokorychlostní kamery (Obr. 68), tak ze zaznamenaného průběhu síly na čase (jako strmý pokles síly s následným nárůstem), byl záznam vyhodnocen jen v zmíněném počátečním intervalu.



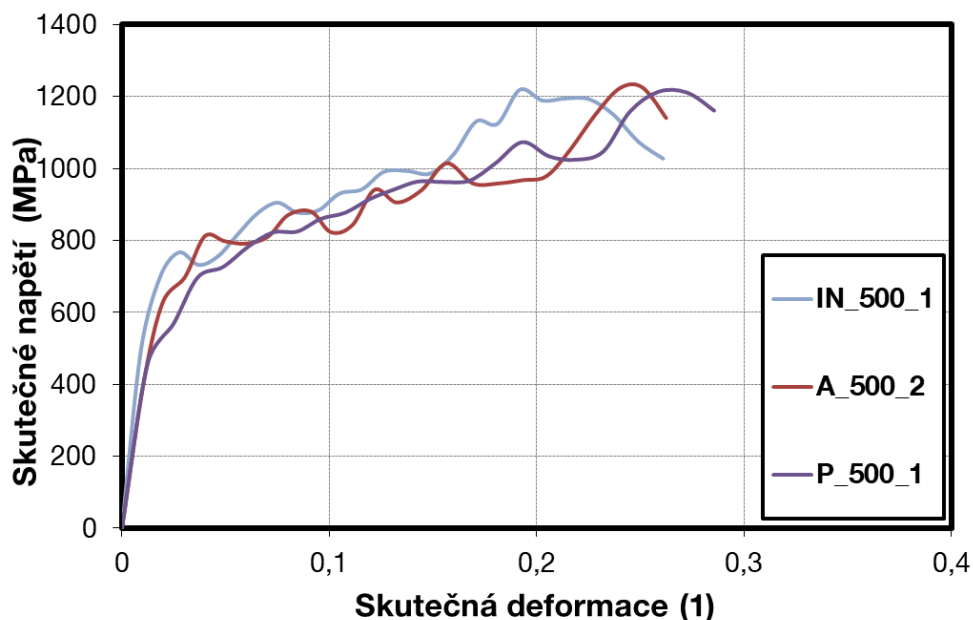
Obr. 68 – Snímek z vysokorychlostní kamery dokumentující iniciaci trhliny ve zkušebním tělese

Výsledky budou prezentovány v souřadnicích skutečné napětí – skutečná deformace (Obr. 69):



Obr. 69 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = 500 s^{-1} , zkušební stroj: padostroj Imatek IM10)

Z naměřené série zkoušek byly opět vybrány reprezentativní vzorky (Obr. 70):



Obr. 70 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = 500 s^{-1} , zkušební stroj: padostroj Imatek IM10)

V porovnání se záznamy pořízenými na servohydraulických zkušebních zařízeních jsou patrné oscilace přisouzené rázovým charakterem zatěžování razníkem s vysokou dopadovou energií. Dále lze konstatovat, že rozdíly v hladině skutečného napětí jednotlivých skupin se oproti předchozím výsledkům (Obr. 64) redukovaly. To poukazuje na možnou rozdílnou citlivost jednotlivých materiálů na rychlost deformace.

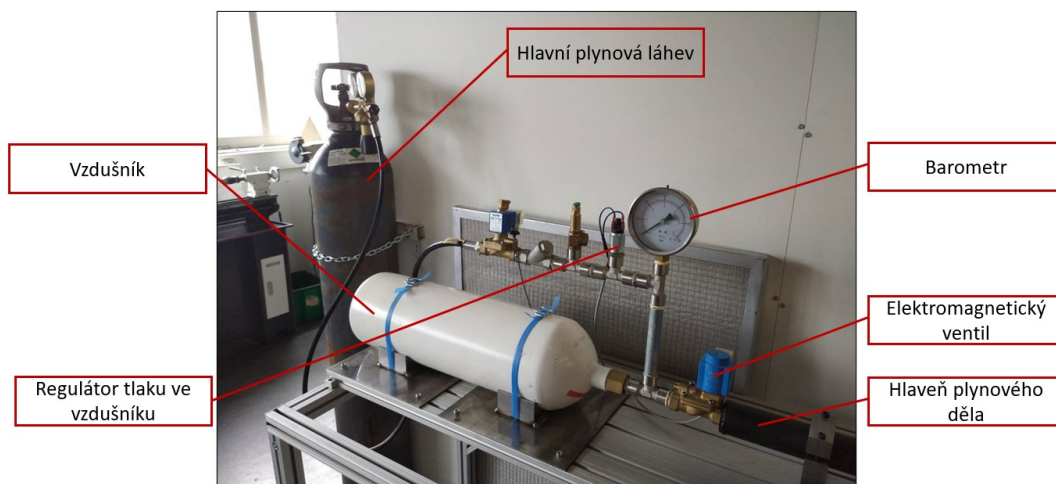
Pro řádové zvýšení deformační rychlosti lze dále využít experimentální zařízení Split Hopkinson Pressure Bar. Popisu experimentální sestavy a prezentaci naměřených dat se bude věnovat následující kapitola.

4.5.3 Zkouška tlakem v režimu vysoké rychlosti deformace realizována na Split Hopkinson Pressure Bar

Split Hopkinson Pressure Bar (dále jen SHPB), jehož teoretické základy byly v potřebné míře přiblíženy v kapitole 3.2 (Zkušební zařízení pro dynamické zkoušky), bylo zařízení využité pro dosažení nejvyšší realizované deformační rychlosti $\dot{\epsilon} \doteq 3\,700 \text{ s}^{-1}$. Experimentální sestava se skládá ze 2 hlavních částí – plynového děla a soustavy instrumentovaných tyčí. Jednotlivé části tvořící experimentální sestavu budou v uvedené chronologii blíže popsány v následujícím textu.

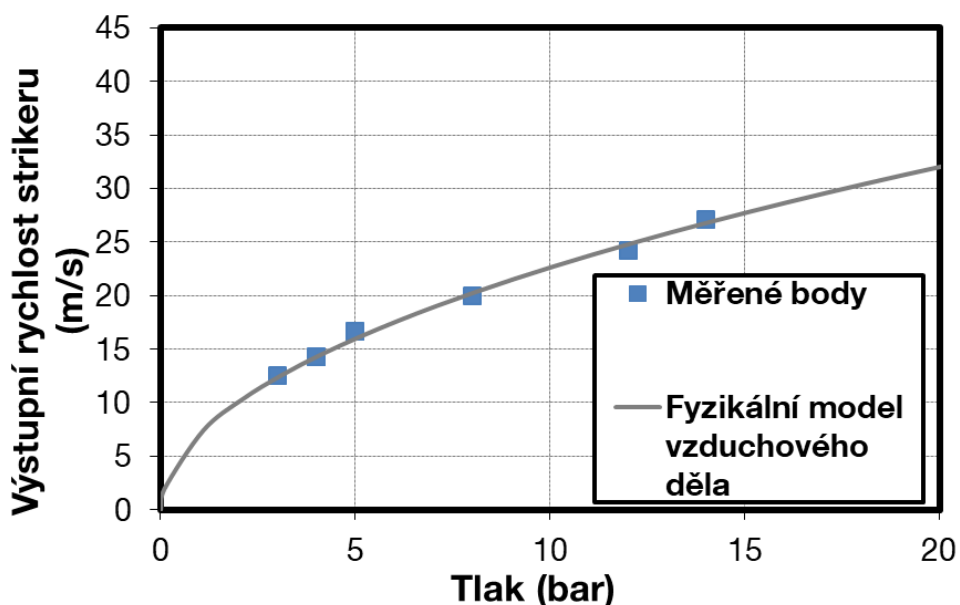
Plynové dělo

Pro urychlení strikeru bylo využito plynové dělo (Obr. 71) složené z hlavní zásobárny plynného dusíku, dále ze vzdušníku s barometrem a z elektromagnetického ventilu.



Obr. 71 – Plynové dělo

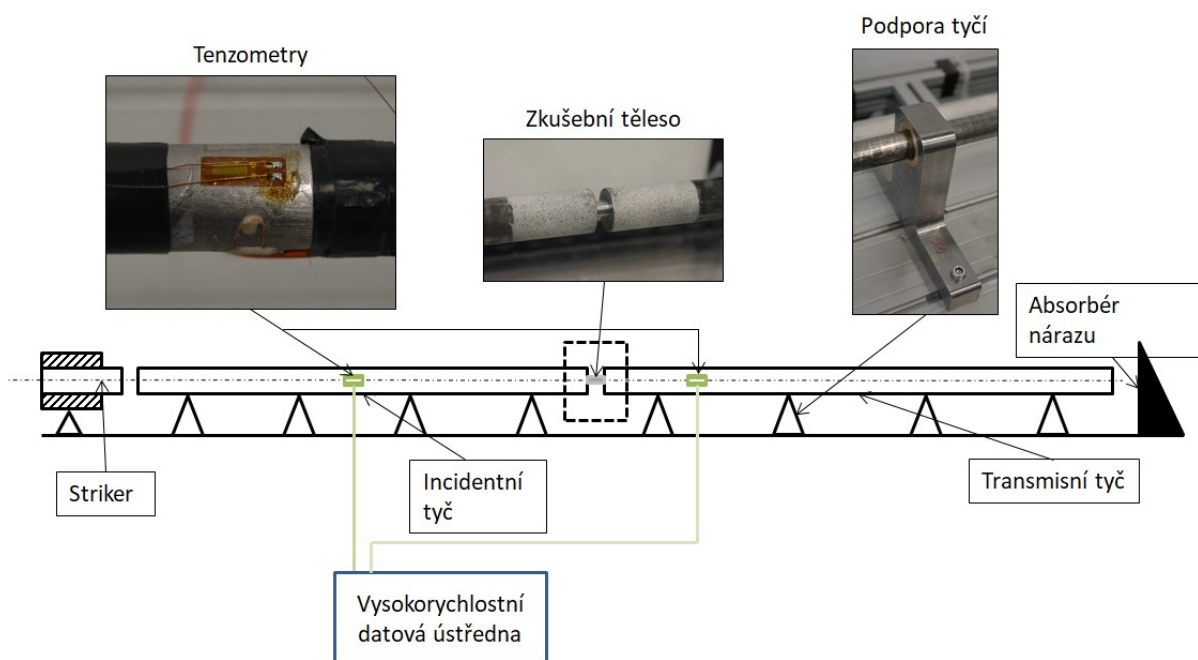
Pro možnou predikci rychlosti deformace zkušebního tělesa bylo třeba znát relaci mezi tlakem dusíku ve vzdušníku a rychlostí nárazu strikeru do incidentní tyče. Fyzikální model plynového děla (respektive popis této relace) byl matematicky vyjádřen v teoretické části práce (kapitola 3.2, rov. 14). Tato relace byla experimentálně verifikována měřením výstupní rychlosti strikeru vysokorychlostní kamerou a následným zpracováním v softwaru Aramis Professional 2018. Shoda fyzikálního modelu s naměřenými hodnotami je prezentována v následujícím obrázku (Obr. 72):



Obr. 72 – Závislost tlaku dusíku ve vzdušníku na výstupní rychlosti strikeru

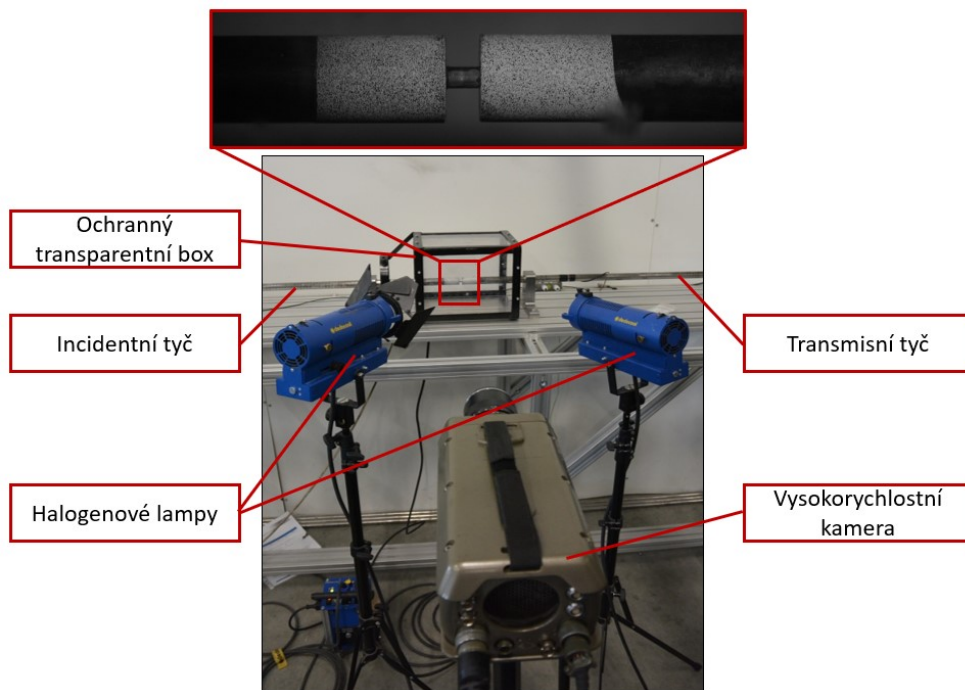
Instrumentované tyče

Druhým zmíněným prvkem tvořící experimentální sestavu jsou instrumentované tyče. Zásadním požadavkem na tyto tyče je jejich elastické chování, a proto striker, incidentní tyč i transmisní tyč byly zhotoveny z nízkouhlíkové martenziticky vytvrditelné nástrojové oceli komerčně označované jako Vaco 180, která vykazuje mez kluzu až 1900 MPa. Tyto tyče jsou axiálně volně uloženy v kluzných ložiscích uložených v podporách fixovaných k rámu, jak je zřejmé z následujícího schématu experimentální sestavy (Obr. 73):



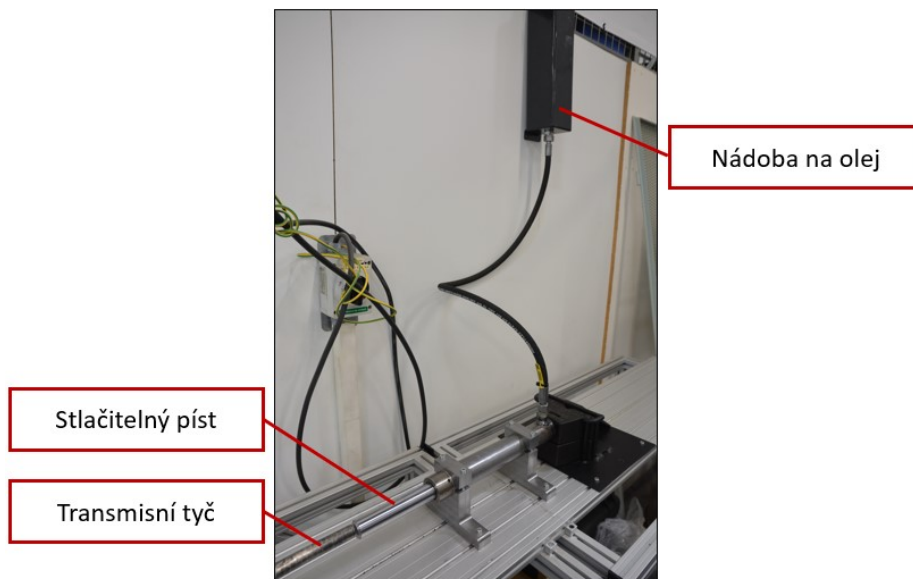
Obr. 73 – Schéma experimentální sestavy SHPB

Na povrchu incidentní a transmisní tyče jsou instalovány fóliové tenzometry s výstupem do vysokorychlostní datové ústředny HBM QuantumX MX410B. Zkušební tělesa, která byla vkládána souose mezi incidentní a transmisní tyč, byla v průběhu deformace snímána také vysokorychlostní kamerou (Obr. 74), která byla chráněna před potenciálním poškozením ochranným transparentním boxem.



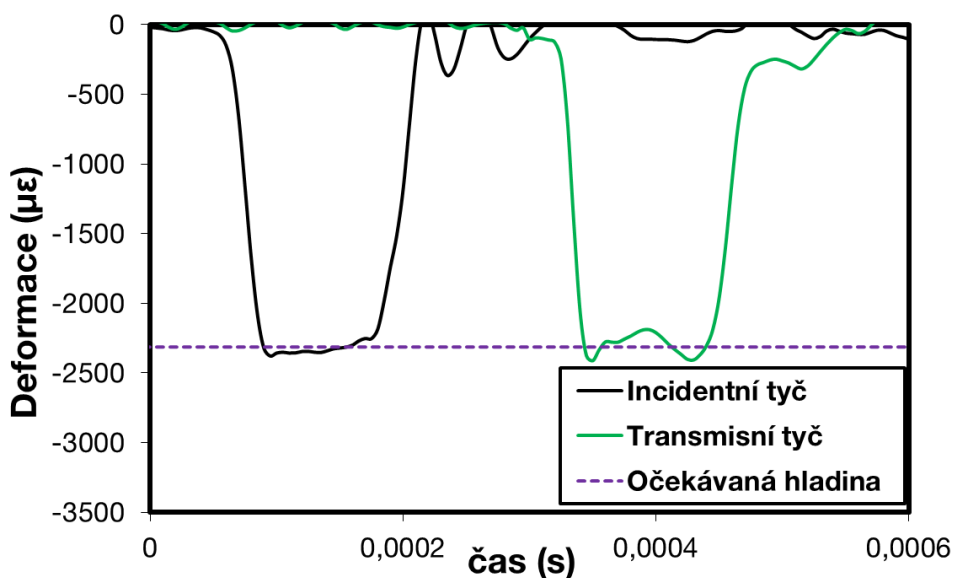
Obr. 74 – Snímání deformace vysokorychlostní kamerou

Za transmisní tyčí je dále zařazen absorbér nárazu, který přebytečnou nárazovou energii spotřebuje na práci potřebnou pro přečerpání oleje do nádoby umístěné nad experimentální sestavou (Obr. 75).



Obr. 75 – Absorbér nárazu

Popisu prvků tvořící experimentální zařízení bude následovat popis přípravy a realizace experimentů. Před vlastním provedením testů byla opticky kontrolována souosost incidentní a transmisní tyče. Dále byla proveden tzv. void test. Jeho průběh spočívá v přivedení čela incidentní a transmisní tyče do kontaktu (aniž by mezi ně vložen vzorek). Následuje impakt strikeru o určité rychlosti do incidentní tyče a je ověřováno, zda rázová vlna projde incidentní a transmisní tyčí v nezměněné amplitudě. Amplitudu rázových vln lze srovnat s očekávanou hodnotou, kterou lze vyčíslit z naměřené rychlosti nárazu strikeru a rychlosti šíření vlny v incidentní a transmisní tyči (kapitola 3.2, rov. 15). Uspokojivé výsledky void testu jsou prezentovány v následujícím obrázku (Obr. 76).

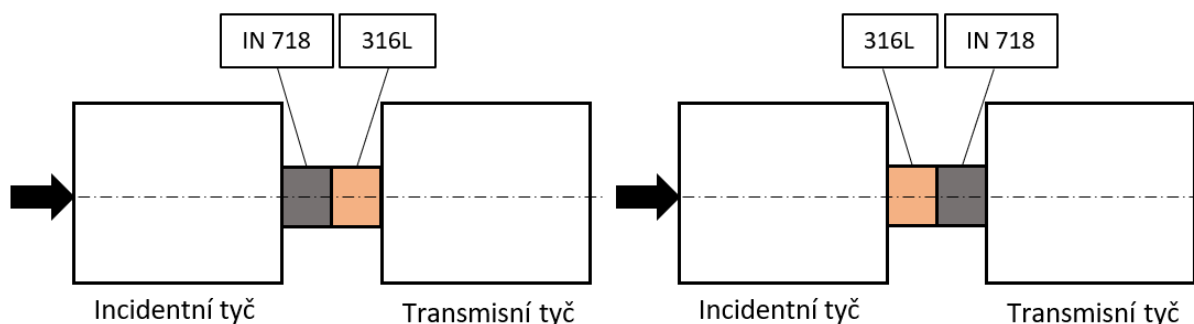


Obr. 76 – Výsledky void testu

Přestože střední hodnota amplitudy rázové vlny je na incidentní a transmisní tyči prakticky identická, lze na transmisní tyči pozorovat mírně odlišný průběh vlny. Rozdíl lze přisoudit disperzním jevům v kombinaci s přirozeným šumem tenzometrů. Minimalizaci tohoto rozdílu bude věnováno úsilí při navazující optimalizaci tohoto experimentálního zařízení.

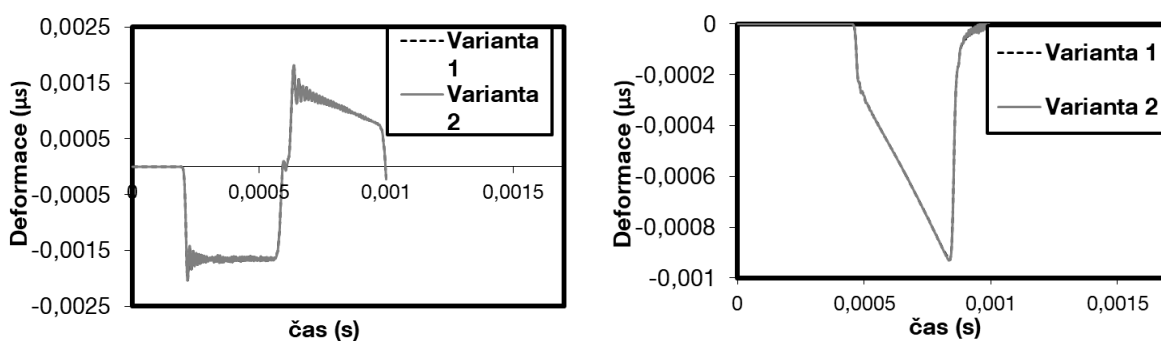
U skupiny zkušebních těles s přechodem (skupina P) bylo před realizací experimentu ověřeno, že orientace vzorku vůči incidentní tyči nemá vliv na signál z incidentního a transmisního tenzometru. Při vkládání zkušebního tělesa s přechodem mezi incidentní a transmisní tyč mohou nastat dva případy – IN

718 blíže incidentní tyči (varianta 1) a 316L blíže incidentní tyči (varianta 2). Tyto dva případy jsou schematizovány na následujícím obrázku (Obr. 77):



Obr. 77 – Možné způsoby uložení zkušebního tělesa mezi incidentní a transmisní tyč – IN 718 blíže incidentní tyči (varianta 1) a 316L blíže incidentní tyči (varianta 2)

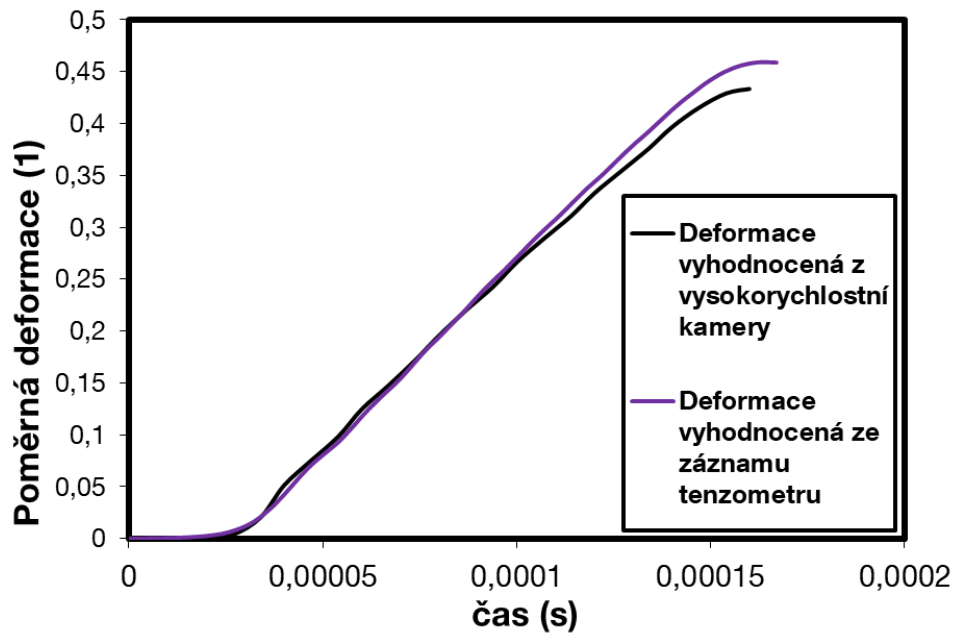
Záznamy z tenzometrů pro oba případy uložení zkušebního tělesa (varianta 1 a varianta 2) byly simulovány v konečno-prvkovém softwaru Abaqus v. 2020 (Obr. 78):



Obr. 78 – Simulované výsledky z incidentního (vlevo) a transmisního (vpravo) tenzometru při uložení zkušebního dle varianty 1 a varianty 2

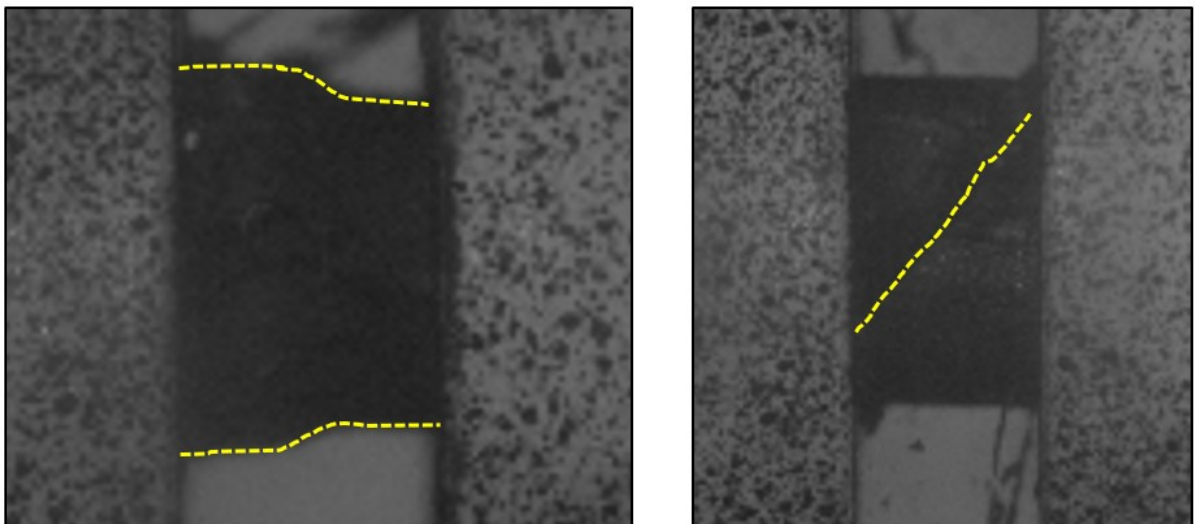
Ze vzájemně překrývajících se výsledků (Obr. 78) plyne, že na způsobu uložení (varianta 1 nebo varianta 2) zkušebních těles s přechodem nezáleží.

Následovalo vlastní měření jednotlivých materiálových skupin. Jelikož deformace zkušebních těles byla snímána dvojím způsobem – pomocí záznamu z tenzometru (respektive z průběhu incidentního a odraženého pulsu na incidentním tenzometru) a pomocí vysokorychlostní kamery, bylo na místě vzájemně porovnat výsledky obou metod (Obr. 79).



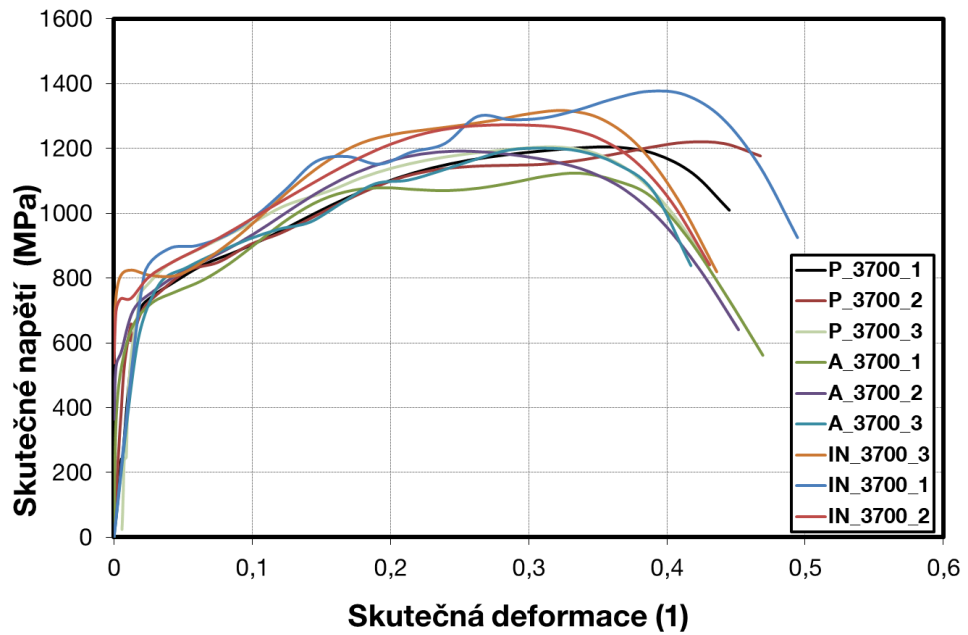
Obr. 79 – Vyhodnocení deformace zkušebního tělesa pomocí vysokorychlostní kamery a pomocí záznamu z tenzometru

Pro dobrou shodu mezi těmito metodami bylo přistoupeno k vyhodnocení deformace pouze ze záznamu z tenzometru. Vysokorychlostní kamera však posloužila např. pro zdokumentování nehomogenní deformace u zkušebních těles s přechodem (Obr. 80 – vlevo) či zdokumentování iniciace trhlin až v průběhu odlehčení od první rázové vlny (Obr. 80 – vpravo).



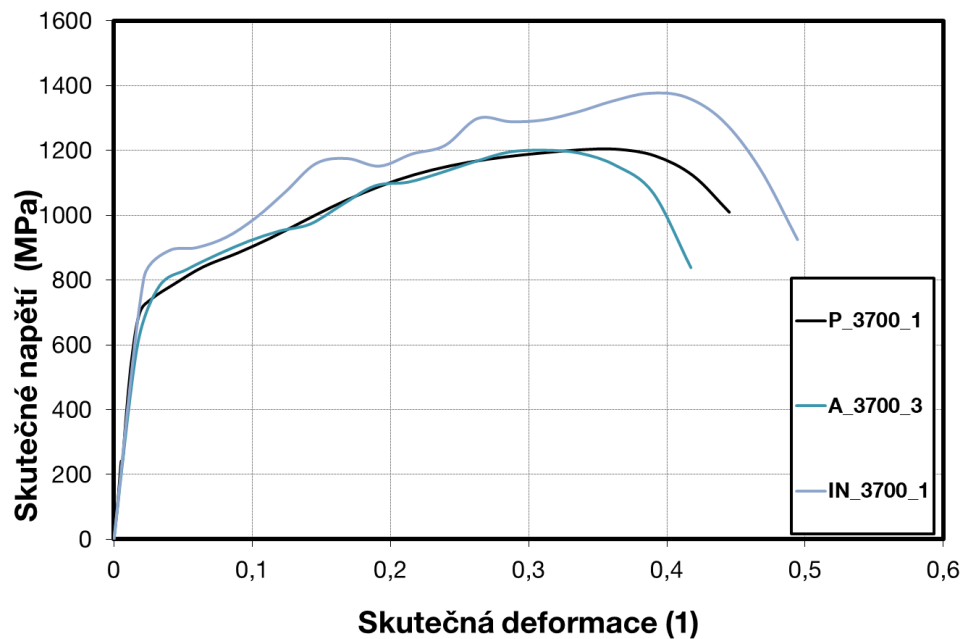
Obr. 80 – Nehomogenní deformace u vzorků s přechodem (vlevo), formace trhliny ve fázi odlehčování (vpravo)

Získané výsledky budou jako v předchozích případech prezentovány v souřadnicích skutečné napětí – skutečná deformace (Obr. 81):



Obr. 81 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = $3\,700\text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: Split Hopkinson Pressure Bar)

Pro přehlednost jsou opět vybrány reprezentativní zástupci jednotlivých skupin (Obr. 82):



Obr. 82 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = $3\,700\text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: Split Hopkinson Pressure Bar)

Oproti zkoušce na padostrojích ($\dot{\epsilon} \approx 500\text{ s}^{-1}$) byla deformační rychlost tímto experimentem zvýšena pouze přibližně 8x, což v relaci s tisícinásobným zvýšením deformační rychlosti z kvazistatického režimu deformace na střední rychlost deformace nepředstavuje tak výrazný posun. Nelze tedy ani v souladu

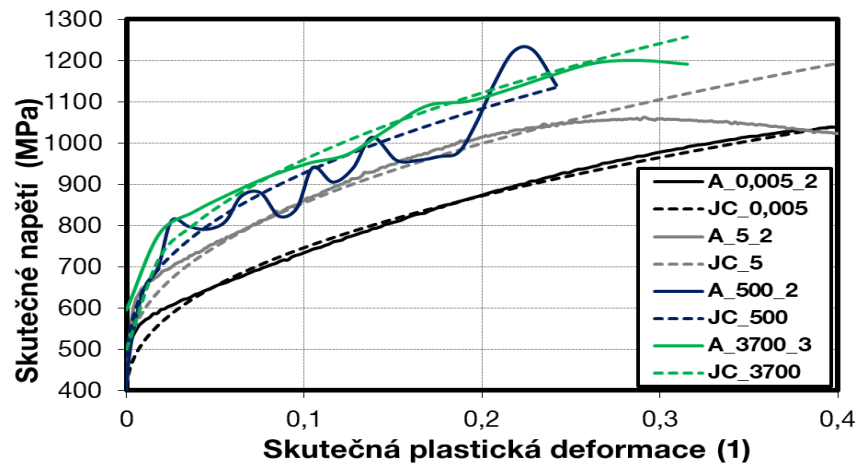
s očekáváním pozorovat v reprezentativních výsledcích významný rozdíl. Tímto experimentem však bylo završeno mapování odezvy testovaných materiálů na široké spektrum deformačních rychlostí.

Výsledné vyhodnocení vlivu deformační rychlosti bude prezentováno na následující stránce, kde bude v jednotlivých grafech zobrazen vývoj skutečného napětí s rostoucí rychlostí deformace pro jednotlivé materiálové skupiny. Rovněž budou vyhodnoceny parametry materiálového modelu Johnson Cook bez uvažování vlivu teploty dle vztahu (rov. 25):

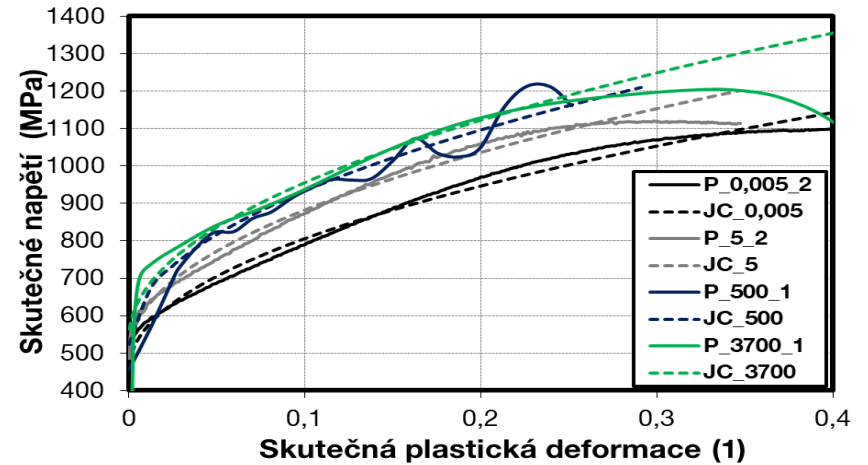
$$\sigma_{eq} = [A + B\epsilon_{eq}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \quad (25)$$

Kde vyhodnocené parametry budou A, B, n a C (Tab. 12).

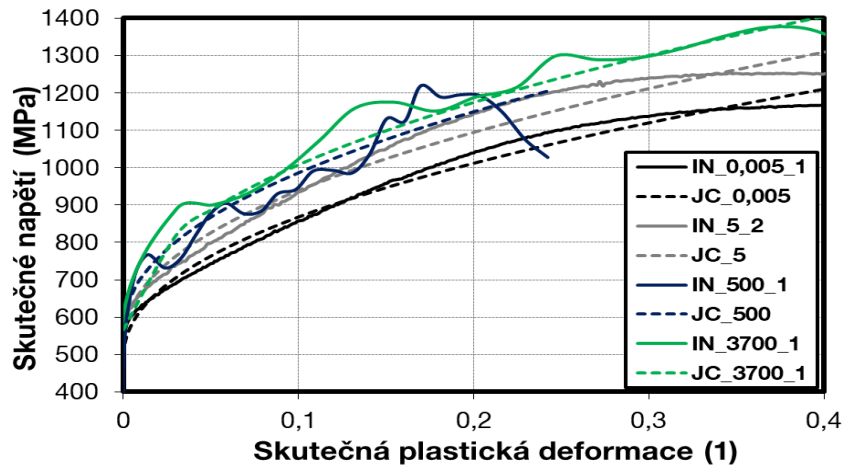
Srovnání experimentálně získaných dat a modelu Johnson Cook (v grafech označeno jako JC, kde za podtržítkem je hodnota deformační rychlosti v s⁻¹) je prezentováno na následující stránce (Obr. 83, Obr. 84, Obr. 85):



Obr. 83 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro 316L (skupina A)



Obr. 85 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro přechod (skupina P)



Obr. 84 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro IN 718 (skupina IN)

Tab. 12 – Parametry Johnson-Cookova materiálového modelu bez uvažování vlivu teploty

Materiál	Značení	A	B	n	C
316L	A	389	972	0,43	0,021
IN718	IN	488	1103	0,46	0,012
316L/IN718	P	452	1074	0,48	0,014

5 Diskuse výsledků

U analýzy chemického složení byla identifikována difuzně ovlivněná oblast vytyčující pásmo 100–150 μm v obou směrech od místa ostrého přechodu. Toto pásmo vymezuje dvě až tři pětiny výšky poslední deponované vrstvy 316L a první deponované vrstvy IN 718. V difuzně ovlivněné zóně byl pozorován graduální průběh změny koncentrace prvků uhlíku a chromu. Naopak strmý koncentrační pokles byl pozorován u prvků niklu, niobu, titanu a molybdenu. Ke strmému koncentračnímu poklesu zmíněných prvků nedocházelo v očekávané poloze přechodu, ale blíže směrem k oceli 316L. To by hypoteticky indikovalo Kirkendallův efekt, respektive posun roviny styku základních materiálů, ke kterému mohlo dojít vlivem nerovnoměrné rychlosti difuze mezi IN 718 a 316L. S Kirkendallovým efektem je spjat výskyt pórů (jak popsal např. Pieraggi). Při analýze mikrostruktury v oblasti přechodu póry identifikovány nebyly, a tak je posun strmého koncentračního poklesu přisuzován spíše nedokonalé rovné linii přechodu a vzniku tzv. částečně promíšených zón (anglicky *partially mixed zones*) a nepromíšených zón (anglicky *unmixed zones*). Vznik a podstatu vzniku těchto zón popsal např. Lippold v kontextu heterogenních svarových spojů oceli AISI 8630 a niklové slitiny 625. [68] [69]

Z analýzy mikrostruktury nebyla zřejmá preferovaná krystalografická orientace a krystalografická návaznost přes linii přechodu byla pozorována výjimečně. Z kvantitativní analýzy velikosti zrna vychází, že IN 718 krystalizoval s jemnějším zrnem než 316L. Opačný trend pozorovali na ostrém přechodu austenitické oceli a niklové slitiny např. Melzer a kol. nebo Hinojos a kol. Oba autoři identifikovali jemnější velikost zrna u oceli 316L v porovnání s IN 718. Tuto neshodu lze přisoudit rozdílné aditivní technologii, různým procesním parametrům nebo rozdílné geometrii experimentálního bloku materiálu. Všechny tyto faktory mají vliv na teplotní cyklus v předchozích vrstvách a na výslednou velikost zrna. Naopak ve shodě se zmíněnými autory lze pozorovat v oblasti přechodu bezdefektní mikrostrukturu. [37] [41]

Absenci defektů v oblasti přechodu indikují i výsledky zkoušky tahem, kde u skupiny vzorků P_Z docházelo k iniciaci lomu v oblasti oceli 316L, která při této orientaci zatěžování tvořila nejslabší článek, jelikož vykazuje nejnižší mez pevnosti. Zvýšená koncentrace hliníku, která byla identifikována v lomových

plochách skupiny P_Z neměla významný vliv na výslednou tažnost. Ve relaci s výsledky měření chemického složení lze také konstatovat, že k iniciaci lomu nedocházelo v difuzně ovlivněné oblasti. U vzorků skupiny P_X tvořil nejslabší článek naopak IN 718, jelikož vykazuje nejnižší tažnost. V souladu s očekáváním bylo zjištěno, že mez pevnosti P_X (725 MPa) je blízká průměrné hodnotě meze pevnosti skupin A_X (597 MPa) a IN_X (832 MPa). Lze rovněž konstatovat, že vyhodnocené mechanické vlastnosti homogenního IN 718 jsou v dobré shodě se sumarizací mechanických vlastností IN 718 vytvořeného aditivními technologiemi, kterou publikoval Hosseini a Popovich. Ma a kol. ve své práci publikoval mechanické vlastnosti homogenní 316L vytvořené technologií laserového navařování, které jsou rovněž srovnatelné s experimentálně získanými výsledky. Dále lze konstatovat, že pro všechny skupiny zkušebních těles platilo, že ve směru depozice vykazovaly nižší mez pevnosti v tahu, ale vyšší tažnost než ve směru X, což je trend, který rovněž popsal Pehlivan a kol. ve své práci orientované na vliv orientace zkušebních těles vůči směru depozice na jejich mechanické vlastnosti. Pro evidentní a relativně významnou anizotropii by bylo vhodné rozšířit mikrostrukturní charakterizaci o analýzu dalších oblastí, a to ve snaze identifikovat preferovanou krystalografickou orientaci. [70] [71] [72]

Vliv deformační rychlosti byl experimentálně zjišťován pouze u zkušebních těles orientovaných ve směru depozice (orientace Z). U austenitické oceli 316L byla pozorována vyšší citlivost na rychlost deformace než u niklové slitiny IN 718. Při kvazistatických rychlostech deformace vykazoval IN 718 významně vyšší přetvárný odpor než 316L – s rostoucí rychlostí deformace byl však tento rozdíl redukován, a to právě vlivem rozdílné citlivosti na deformační rychlost. Na vyšší citlivost oceli 316L na rychlost deformace poukazují i výsledky vybraných studií, se kterými jsou experimentálně získané výsledky v následující tabulce (Tab. 13) komparovány:

Tab. 13 – Porovnání vyhodnocené citlivosti na deformační rychlost s vybranými publikovanými výsledky

Zdroj	Materiál	Konstanta C
Tato práce	316L	0,021
Elkaseer a kol. [73]	316L	0,015
Tato práce	IN 718	0,012
Forni a kol. [74]	IN 718	0,012

V intervalu vysokých rychlostí deformace docházelo v relativně brzkých stádiích zatěžování k iniciaci trhlin, šířících se z méně plastického IN 718, a porušení módem nazývaným adiabatic shear band, který je spjat s vysokými rychlostmi deformace a nárůstem teploty v objemu zkušebního tělesa (jak detailněji popisuje např. Teng). Z toho plyne rostoucí důležitost sledování vývoje teploty v průběhu rychle realizované deformace, což je z experimentálního úhlu pohledu výzvou. [75]

6 Závěr

Následně budou v bodech shrnuty nejdůležitější výstupy z experimentální části práce. Tyto závěry lze, v souladu s členěním experimentální práce na kapitoly, shrnout v částech týkajících se analýzy chemického složení (kapitola 4.2), mikrostrukturní charakterizace (kapitola 4.3), kvazistatické zkoušky tahem (kapitola 4.4) a zkoušek tlakem v intervalu deformačních rychlostí $\dot{\epsilon} = (0,005; 3\ 700) s^{-1}$ (kapitola 4.5):

Analýza chemického složení

- Pozorovaný byl graduální průběh prvků uhlíku a chromu.
- K relativně prudkým změnám koncentrace docházelo u prvků niklu, niobu, titanu a molybdenu.
- Difuzně ovlivněná oblast vytyčuje pásmo přibližně 150 μm od linie přechodu v obou směrech.

Mikrostrukturní charakterizace

- Materiál IN 718 krystalizoval s jemnějším zrnem než 316L.
- V mikrostruktuře nebyla pozorována preferovaná krystalografická orientace ani statisticky významná krystalografická návaznost přes linii přechodu.
- Mikrostruktura se v analyzované oblasti jevila bezdefektní.

Kvazistatická zkouška tahem

- Deponovaný objem materiálu vykazoval významnou anizotropii, ve směru Z (směr depozice) vykazovaly všechny materiály nižší mez pevnosti v tahu, ale vyšší tažnost než ve směru X.
- U zkušebních těles P_Z docházelo k iniciaci lomu v oblasti 316L, a to mimo difuzně ovlivněnou oblast.
- Mez pevnosti zkušebních těles P_Z nebyla nižší než mez pevnosti oceli 316L.

Zkouška tlakem

- Průběhy zpevnění byly zanalyzovány experimentálně a na základě výsledků byl vyhodnocen materiálový model Johnson Cook bez uvažování vlivu teploty.
- Materiál IN 718 vykazoval významně vyšší přetvárný odpor při kvazistatických zkouškách, ale nižší citlivost na rychlost deformace než 316L.

Lze konstatovat, že kombinace materiálu IN 718 a 316L se jeví perspektivně, jelikož přítomnost ostrého materiálového přechodu nedegraduje mechanické ani mikrostrukturální vlastnosti. Z této kompatibility lze v případě aplikace potenciálně benefitovat také z ekonomického úhlu pohledu, a to proto že austenitická ocel 316L je v porovnání s niklovou slitinou IN 718 levnější.

Konkrétním aplikacím předchází ve většině případů tvorba materiálového digitálního dvojčete, díky čemuž mohou být aplikační podmínky (např. zatížení či teplota) na komponentě simulovány. Pro základní vstup do simulačního softwaru byl sestaven o vliv teploty redukováný model zpevnění Johnson Cook. Materiálová charakterizace by mohla být dále rozšířena o experimenty vedoucí k dosažení širších stavů napjatosti, respektive k dosažení různých triaxialit, díky čemuž by mohl být do simulačního softwaru implementován i model poškození.

Seznam použitých zkratk

Zkratka	Význam
FGM	Funkčně gradované materiál(-y)
SLA	Stereolithography
FDM	Fused Deposition Modeling
SLS	Selective Laser Sintering
SLM	Selective Laser Melting
LENS	Laser Engineered Net Shaping
UV	Ultraviolet
SHPB	Split Hopkinson Pressure Bar
DED	Directed Energy Deposition
ED-XRF	Energy-dispersive X-ray fluorescence
GD-OES	Glow Discharge Optical Emission Spectrometry
WDS	Wavelength Dispersive Spektrometry
EDS	Energy Dispersive Spektrometry
SEM	Skenovací elektronový mikroskop
SED	Secondary Electron detection
DIC v kontextu světelné mikroskopie	Differential interference contrast microscopy
DIC v kontextu snímání deformace	Digital Image Correlation
EBSD	Electron backscatter diffraction

Seznam obrázků

Obr. 1 – Přehled technologií pro výrobu FGM [3], přepracováno	3
Obr. 2 – Schéma metody SLA [4], přeloženo	3
Obr. 3 – Schéma metody PolyJet [5], přeloženo.....	4
Obr. 4 – Schéma metody FDM [6], přeloženo	5
Obr. 5 – Schéma metody Powder Bed Fusion [8], přeloženo	6
Obr. 6 – Schéma metody DED (LENS), laserový svazek (1), fokusační optika (2), přívod materiálu ve formě prášku (3), přívod inertního plynu (4), [11]	7
Obr. 7 – Diskontinuální změna vlastností (vlevo) a kontinuální změna vlastností (vpravo) [2], přeloženo a upraveno.....	8
Obr. 8 – Příklady spojitě gradovaných systémů – proměnná velikost zrna (vlevo), proměnná orientace vláken (uprostřed) a proměnný objemový podíl částic sekundární fáze (vpravo), upraveno [2]	8
Obr. 9 – Příklady nespojitě gradovaných systémů – proměnný podíl dvou různých částic sekundární fáze (vlevo), proměnná orientace zrn (vpravo), upraveno [2].....	8
Obr. 10 – Tři typy FGM: proměnná mikrostruktura (a), proměnná porozita (b), proměnné chemické složení (c) [13]	9
Obr. 11 – Vliv gradované velikosti zrna na kombinace meze kluzu a tažnosti na mezi pevnosti [15].....	10
Obr. 12 – Optimalizace průběhu velikosti zrna v závislosti na vzdálenosti [16], přeloženo	10
Obr. 13 Typická morfologie zrn 3D tištěné komponenty (vlevo) [17], morfologie zrn v závislosti na podmínkách tuhnutí (vpravo) [18], přeloženo	11
Obr. 14 – Rovnoosá mikrostruktura (vlevo), kombinace rovnoosých a kolumnárních zrn (uprostřed) a plně kolumnární zrna (vpravo) [19], přeloženo	12
Obr. 15 – Vliv podílu Na_2CO_3 na porozitu: vlevo 4 hm. % Na_2CO_3 , uprostřed 5 hm. % Na_2CO_3 , vpravo 7 hm. % Na_2CO_3 [22]	13
Obr. 16 – Vliv skenovací rychlosti na výslednou porozitu při konstantním podílu 4 hm. % Na_2CO_3 a proměnné skenovací rychlosti: 650 mm/min (vlevo), 750 mm/min (uprostřed) a 850 mm/min (vpravo) [22]	13
Obr. 17 – Lattice structure s kontinuálním průběhem porozity (vlevo) [26], Lattice structure s diskontinuálním průběhem porozity (uprostřed) [26], topologicky optimalizovaná základní buňka (vpravo) [24]	14
Obr. 18 – Neporézní jádro s gradientem porozity směrem k povrchu (vlevo), průběh porozity od neporézního jádra (vpravo) [27], přeloženo	15
Obr. 19 – Vliv gradientu porozity na modul pružnosti v tahu (vlevo) a vliv gradientu porozity na mez kluzu (vpravo) [27], přeloženo	16
Obr. 20 – Design komponent s gradientem chemického složení [29]	17
Obr. 21 – Materiálové kombinace pro FGM, dle [1] – upraveno a [35].....	18
Obr. 22 – Sendvičová struktura (vlevo) [37], gradientní přechod (vpravo) [38].....	20
Obr. 23 – Defekty v gradientním přechodu [38].....	20
Obr. 24 – Intervaly deformačních rychlostí s uvedenými zkušebními stroji pro jejich realizaci [45], přeloženo a upraveno	23
Obr. 25 – Odezva materiálu na vyšší rychlost deformace [46], přeloženo.....	23
Obr. 26 – Univerzální hydraulický zkušební stroj značky MTS Landmark [56].....	26
Obr. 27 – Padostroj IM 10 (vlevo), systém pro dodatečné urychlení razníku (vpravo) [58]	27
Obr. 28 – Schéma SHPB, přepracováno dle [55].....	29
Obr. 29 – Vyvolání tlakové vlny pomocí svěrky, přepracováno dle [55].....	30

Obr. 30 – Vizualizace šíření pulsů v incidentní tyči, zkušebním tělese a transmisní tyči [66], přeloženo	31
Obr. 31 – Snímky ostrého a graduální přechodu pořízené světelným mikroskopem [37], přeloženo.....	32
Obr. 32 – Průběh depozice (vlevo), hotový výtisk (vpravo).....	34
Obr. 33 – Poloha a značení vzorků v objemu deponovaného experimentálního materiálu	35
Obr. 34 – Specifikace vybraných rozměrů zkušebního tělesa pro zkoušku tahem (vlevo), zkušební těleso skupiny P_Z (uprostřed) a zkušební těleso skupiny P_X (vpravo).....	36
Obr. 35 – Liniová analýza chemického složení napříč materiálovým přechodem	39
Obr. 36 – Chemická mapa niklu (vlevo) a železa (vpravo) získaná EDS analýzou.....	40
Obr. 37 – EBSD analýza oblasti přechodu (urychlovací napětí 30 kV).....	41
Obr. 38 – Distribuce velikosti zrn materiálu 316L a IN 718 ve vyhodnocované oblasti.....	41
Obr. 39 – Krystalografická návaznost přes linii přechodu.....	42
Obr. 40 – Čelní plocha miniaturizovaného zkušebního tělesa se stochastickým paternem pro možnost bezkontaktního měření deformace	43
Obr. 41 – Schéma experimentální sestavy pro kvazistatickou zkoušku tahem na zkušebním zařízení TiraTest.....	43
Obr. 42 – Smluvní tahový diagram materiálu oceli 316L.....	44
Obr. 43 – Smluvní tahový diagram materiálu niklové slitiny IN 718.....	44
Obr. 44 Smluvní tahový diagram přechodu materiálů	45
Obr. 45 – Porovnání výsledků pro vzorky orientované ve směru Z.....	45
Obr. 46 – Porovnání výsledků pro vzorky orientované ve směru X.....	46
Obr. 47 – Snímek oblasti přechodu nedeformovaného vzorku bez využití DIC (vlevo) a pomocí DIC (vpravo).....	48
Obr. 48 – Snímek nedeformovaného vzorku ze skupiny P_Z v naleptaném stavu s detailem na oblast přechodu	49
Obr. 49 – Snímek naleptaných vzorků P_Z_4 (vlevo) a P_Z_5 (vpravo)	49
Obr. 50 – Přepočítání extenzometru 01 s $l_0 = 4$ mm (v levé části zkušebního tělesa) na extenzometr 02 (v pravé části zkušebního tělesa) v oblasti 316L s $l_0 = 2$ mm.....	54
Obr. 51 – Porovnání výsledků zkoušky tahem s počáteční délkou $l_0 = 4$ mm (vedená přes celou délku zkušebního tělesa) a extenzometrem s počáteční délkou $l_0 = 2$ mm (vedená jen přes oblast 316L).....	55
Obr. 52 – Lomová plocha vzorku A_Z_2 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 1500x (vpravo).....	56
Obr. 53 – Lomová plocha vzorku A_Z_1 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 6500x (vpravo).....	57
Obr. 54 – EDS analýza ve vybraných bodech lomové plochy vzorku A_Z_1	57
Obr. 55 – Lomová plocha vzorku P_Z_4 při zvětšení 100x (uprostřed) s detailem na vybraná místa se zvětšením 2700x (vpravo a vlevo).....	59
Obr. 56 – Bodová EDS analýza sférické částice z lomové plochy vzorku P_Z_4.....	59
Obr. 57 – Lomová plocha vzorku P_Z_5 při zvětšení 100x (vlevo) a při zvětšení 1500x (vpravo).....	60
Obr. 58 – Bodová EDS analýza lomové plochy vzorku P_Z_5	61
Obr. 59 – Schéma experimentální sestavy pro kvazistatickou zkoušku tlakem realizované na servohydraulickém stroji MTS 810.....	62
Obr. 60 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu kvazistatické rychlosti deformace (deformační rychlost = $0,005 \text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: MTS 810).....	63
Obr. 61 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu kvazistatické rychlosti deformace (deformační rychlost = $0,005 \text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: MTS 810).....	63

Obr. 62 – Verifikace dosažitelnosti konstantní deformační rychlosti 5 s^{-1} na servohydraulickém stroji MTS 810	65
Obr. 63 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu střední rychlosti deformace (deformační rychlost = 5 s^{-1} , zkušební stroj: MTS 810)	65
Obr. 64 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu střední rychlosti deformace (deformační rychlost = 5 s^{-1} , zkušební stroj: MTS 810)	66
Obr. 65 – Lokalizace oblasti vzniku trhlin u vzorků skupiny P_5 s odkazem na fotodokumentaci vzniklých trhlin	67
Obr. 66 – Porovnání výsledků získaných při rychlosti deformace 5 s^{-1} s výsledky kvazistatické zkoušky s vykreslením orientačního průběhu přírůstku teploty pro ocel 316L při rychlosti deformace 5 s^{-1}	68
Obr. 67 – Experimentální sestava pro zkoušku tlakem na padostroji	69
Obr. 68 – Snímek z vysokorychlostní kamery dokumentující iniciaci trhliny ve zkušebním tělese	70
Obr. 69 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = 500 s^{-1} , zkušební stroj: padostroj Imatek IM10)	70
Obr. 70 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = 500 s^{-1} , zkušební stroj: padostroj Imatek IM10)	71
Obr. 71 – Plynové dělo	72
Obr. 72 – Závislost tlaku dusíku ve vzdušníku na výstupní rychlosti strikeru	73
Obr. 73 – Schéma experimentální sestavy SHPB	73
Obr. 74 – Snímání deformace vysokorychlostní kamerou	74
Obr. 75 – Absorbér nárazu	74
Obr. 76 – Výsledky void testu	75
Obr. 77 – Možné způsoby uložení zkušebního tělesa mezi incidentní a transmisní tyč – IN 718 blíže incidentní tyči (varianta 1) a 316L blíže incidentní tyči (varianta 2)	76
Obr. 78 – Simulované výsledky z incidentního (vlevo) a transmisního (vpravo) tenzometru při uložení zkušebního dle varianty 1 a varianty 2	76
Obr. 79 – Vyhodnocení deformace zkušebního tělesa pomocí vysokorychlostní kamery a pomocí záznamu z tenzometru	77
Obr. 80 – Nehomogenní deformace u vzorků s přechodem (vlevo), formace trhliny ve fázi odlehčování (vpravo)	77
Obr. 81 – Výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = $3\,700\text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: Split Hopkinson Pressure Bar)	78
Obr. 82 – Vybrané výsledky zkoušky tlakem realizované v režimu vysoké rychlosti deformace (deformační rychlost = $3\,700\text{ s}^{-1}$, zkušební stroj: Split Hopkinson Pressure Bar)	78
Obr. 83 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro 316L (skupina A)	80
Obr. 84 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro IN 718 (skupina IN)	80
Obr. 85 – Vývoj napětí s rostoucí rychlostí deformace pro přechod (skupina P)	80

Seznam tabulek

Tab. 1 – Chemické složení IN 718 a 316L v hm. % [37]	18
Tab. 2 – Zkušební stroje pro zkoušku tlakem a jejich obvykle dosažitelné rozsahy deformačních rychlostí [45], přepracováno a přeloženo	26
Tab. 3 – Specifikace procesních parametrů tisku	34
Tab. 4 – Chemické složení IN 718 měřené pomocí ED-XRF ručního spektrometru Vanta v hm. %	37
Tab. 5 – Chemické složení základních materiálů měřené metodou GD-OES, hodnoty jsou uvedené v hm. %	38
Tab. 6 – Výsledky kvazistatické zkoušky tahem	47
Tab. 7 – Vývoj deformace u vzorku P_X_1	51
Tab. 8 – Vývoj deformace u vzorku P_Z_1	53
Tab. 9 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku A_Z_1, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech	58
Tab. 10 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku P_Z_4, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech	60
Tab. 11 – Výsledky bodové EDS analýzy lomové plochy vzorku P_Z_5, hodnoty jsou uvedené v hmotnostních procentech	61
Tab. 12 – Parametry Johnson-Cookova materiálového modelu bez uvažování vlivu teploty	80
Tab. 13 – Porovnání vyhodnocené citlivosti na deformační rychlost s vybranými publikovanými výsledky	83

Použitá literatura

- [1] EL-GALY, Islam, Bassiouny SALEH a Mahmoud AHMED. Functionally graded materials classifications and development trends from industrial point of view. *SN Applied Sciences [online]*. 2019, 1(11) [cit. 2022-02-27]. ISSN 2523-3963. Dostupné z: doi:10.1007/s42452-019-1413-4
- [2] ZHANG, Chi, Fei CHEN, Zhifeng HUANG et al. Additive manufacturing of functionally graded materials: A review. *Materials Science and Engineering: A [online]*. 2019, 764 [cit. 2022-02-15]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2019.138209
- [3] SHI, Hongyuan, Peng ZHOU, Jie LI, Chaozong LIU a Liqiang WANG. Functional Gradient Metallic Biomaterials: Techniques, Current Scenery, and Future Prospects in the Biomedical Field. *Frontiers in Bioengineering and Biotechnology [online]*. 2021, 8 [cit. 2022-04-11]. ISSN 2296-4185. Dostupné z: doi:10.3389/fbioe.2020.616845
- [4] CALIGNANO, Flaviana, Diego MANFREDI, Elisa AMBROSIO et al. Overview on Additive Manufacturing Technologies. *Proceedings of the IEEE [online]*. 2017, 105(4), 593-612 [cit. 2022-04-11]. ISSN 0018-9219. Dostupné z: doi:10.1109/JPROC.2016.2625098
- [5] UDROIU, Razvan, Ion BRAGA, L. SLĂTINEANU et al. Polyjet technology applications for rapid tooling. *MATEC Web of Conferences [online]*. 2017, 112 [cit. 2022-04-12]. ISSN 2261-236X. Dostupné z: doi:10.1051/matecconf/201711203011
- [6] MOHAMED, Omar, Syed MASOOD a Jahar BHOWMIK. Optimization of fused deposition modeling process parameters: a review of current research and future prospects. *Advances in Manufacturing [online]*. 2015, 3(1), 42-53 [cit. 2022-04-11]. ISSN 2095-3127. Dostupné z: doi:10.1007/s40436-014-0097-7
- [7] GIBSON, Ian, David ROSEN, Brent STUCKER a Amirmahyar KHORASANI. *Additive Manufacturing Technologies*. 2020. ISBN 978-3-030-56127-7. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-030-56127-7
- [8] BAI, , GONG, CHEN, SUN, ZHANG, CAI, ZHU a XIE. Additive Manufacturing of Customized Metallic Orthopedic Implants: Materials, Structures, and Surface Modifications. *Metals [online]*. 2019, 9(9) [cit. 2022-04-11]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met9091004
- [9] YANG, Li, Keng HSU, Brian BAUGHMAN, Donald GODFREY, Francisco MEDINA, Mamballykalathil MENON a Soeren WIENER. *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production [online]*. Cham: Springer International Publishing, 2017 [cit. 2022-04-11]. Springer Series in Advanced Manufacturing. ISBN 978-3-319-55128-9.
- [10] NGO, Tuan, Alireza KASHANI, Gabriele IMBALZANO, Kate NGUYEN a David HUI. Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering [online]*. 2018, 143, 172-196 [cit. 2022-04-12]. ISSN 13598368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2018.02.012

- [11] Laser Engineered Net Shaping, LENS. In: Manufacturing Guide [online]. [cit. 2022-04-12]. Dostupné z: <https://www.manufacturingguide.com/en/laser-engineered-net-shaping-lens-0>
- [12] MAHAMOOD, Rasheedat a Esther AKINLABI. Functionally Graded Materials [online]. Cham: Springer International Publishing, 2017 [cit. 2022-02-15]. Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering. ISBN 978-3-319-53755-9.
- [13] MAHMOUD, Dalia a Mohamed ELBESTAWI. Lattice Structures and Functionally Graded Materials Applications in Additive Manufacturing of Orthopedic Implants: A Review. Journal of Manufacturing and Materials Processing [online]. 2017, 1(2) [cit. 2022-02-27]. ISSN 2504-4494. Dostupné z: doi:10.3390/jmmp1020013
- [14] FAN, Jitang, Linli ZHU, Jian LU, Tao FU a Aiyang CHEN. Theory of designing the gradient microstructured metals for overcoming strength-ductility trade-off. Scripta Materialia [online]. 2020, 184, 41-45 [cit. 2022-03-18]. ISSN 13596462. Dostupné z: doi:10.1016/j.scriptamat.2020.03.045
- [15] LI, Jianjun, G.J. WENG, Shaohua CHEN a Xiaolei WU. On strain hardening mechanism in gradient nanostructures. International Journal of Plasticity [online]. 2017, 88, 89-107 [cit. 2022-03-18]. ISSN 07496419. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijplas.2016.10.003
- [16] LIN, Y., J. PAN, H.F. ZHOU, H.J. GAO a Y. LI. Mechanical properties and optimal grain size distribution profile of gradient grained nickel. Acta Materialia [online]. 2018, 153, 279-289 [cit. 2022-03-18]. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2018.04.065
- [17] CHADWICK, Alexander a Peter VOORHEES. The development of grain structure during additive manufacturing. Acta Materialia [online]. 2021, 211 [cit. 2022-03-29]. ISSN 13596454. Dostupné z: doi:10.1016/j.actamat.2021.116862
- [18] YAN, Fuyao, Wei XIONG a Eric FAIERSON. Grain Structure Control of Additively Manufactured Metallic Materials. Materials [online]. 2017, 10(11) [cit. 2022-03-29]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma10111260
- [19] KARIMI, Paria, Esmaeil SADEGHI, Joakim ÅLGÅRDH, Jonas OLSSON, Magnus COLLIANDER, Peter HARLIN, Ehsan TOYSERKANI a Joel ANDERSSON. Tailored grain morphology via a *unique melting* strategy in electron beam-powder bed fusion. Materials Science and Engineering: A [online]. 2021, 824 [cit. 2022-03-29]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2021.141820
- [20] BANDYOPADHYAY, Amit, Felix ESPANA, Vamsi BALLA, Susmita BOSE, Yusuke OHGAMI a Neal DAVIES. Influence of porosity on mechanical properties and in vivo response of Ti6Al4V implants. Acta Biomaterialia [online]. 2010, 6(4), 1640-1648 [cit. 2022-04-02]. ISSN 17427061. Dostupné z: doi:10.1016/j.actbio.2009.11.011
- [21] GUO, Zipeng, Lu AN, Sushil LAKSHMANAN, Jason ARMSTRONG, Shenqiang REN a Chi ZHOU. Additive Manufacturing of Porous Ceramics With Foaming Agent. Journal of Manufacturing Science and Engineering [online]. 2022, 144(2) [cit. 2022-04-02]. ISSN 1087-1357. Dostupné z: doi:10.1115/1.4051828

- [22] SHIM, Do-Sik, Ja-Ye SEO, Hi-Seak YOON, Ki-Yong LEE a Wook-Jin OH. Additive manufacturing of porous metals using laser melting of *Ti6Al4V powder with a foaming agent*. *Materials Research Express* [online]. 2018, 5(8) [cit. 2022-04-02]. ISSN 2053-1591. Dostupné z: doi:10.1088/2053-1591/aad117
- [23] NASIR, Nurulfazielah, Ridhwan JUMAIDIN, Mohd SELAMAT, Suhaila SALLEH a Kok LAU. Effect of Different Types of Pore-Forming Agent on the Macro Pore Size of *Ceramic*. *Applied Mechanics and Materials* [online]. 2015, 761, 380-384 [cit. 2022-04-02]. ISSN 1662-7482. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.761.380
- [24] MAHMOUD, Dalia a Mohamed ELBESTAWI. Lattice Structures and Functionally Graded Materials Applications in Additive Manufacturing of Orthopedic Implants: A Review. *Journal of Manufacturing and Materials Processing* [online]. 2017, 1(2) [cit. 2022-04-02]. ISSN 2504-4494. Dostupné z: doi:10.3390/jmmp1020013
- [25] GUDDATI, Subhash, A. KIRAN, Montray LEAVY a Seeram RAMAKRISHNA. Recent advancements in additive manufacturing technologies for porous material applications. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2019, 105(1-4), 193-215 [cit. 2022-04-02]. ISSN 0268-3768. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-019-04116-z
- [26] SEHARING, Asliah, Abdul AZMAN a Shahrum ABDULLAH. A review on integration of lightweight gradient lattice structures in additive manufacturing parts. *Advances in Mechanical Engineering* [online]. 2020, 12(6) [cit. 2022-04-08]. ISSN 1687-8140. Dostupné z: doi:10.1177/1687814020916951
- [27] XIONG, Yinze, Zhengzhe HAN, Jiawei QIN, Lanlan DONG, Hang ZHANG, Yanan WANG, Huajiang CHEN a Xiang LI. Effects of porosity gradient pattern on mechanical performance of additive manufactured Ti-6Al-4V functionally graded porous structure [online]. 2021, 208 [cit. 2022-04-02]. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2021.109911
- [28] MOHAMMADI, Hossein, Norhamidi MUHAMAD, Abu SULONG a Mohsen AHMADIPOUR. Recent advances on biofunctionalization of metallic substrate using ceramic coating: How far are we from clinically stable implant?. *Journal of the Taiwan Institute of Chemical Engineers* [online]. 2021, 118, 254-270 [cit. 2022-04-03]. ISSN 18761070. Dostupné z: doi:10.1016/j.jtice.2021.01.013
- [29] LOH, Giselle, Eujin PEI, David HARRISON a Mario MONZÓN. An overview of functionally graded additive manufacturing. *Additive Manufacturing* [online]. 2018, 23, 34-44 [cit. 2022-03-11]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2018.06.023
- [30] GE, Chang, Wen CAO, Zhang ZHOU a Zhang CHEN. Design and Fabrication of ZrO₂/Stainless Steel Thermal Barrier Coating FGM. *Materials Science Forum* [online]. 2005, 492-493, 15-20 [cit. 2022-03-11]. ISSN 1662-9752. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.492-493.15
- [31] EBRAHIMI, Farzad. *Advances in Functionally Graded Materials and Structures* [online]. InTechOpen, 2016. ISBN 9535122746.

- [32] BOGGARAPU, Vasavi, Raghavendra GUJJALA, Shakuntla OJHA, Sk ACHARYA, P. VENKATESWARA BABU, Somaiah CHOWDARY a Dheeraj KUMAR GARA. State of the art in *functionally graded* materials. *Composite Structures* [online]. 2021, 262 [cit. 2022-03-11]. ISSN 02638223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2021.113596
- [33] NEMAT-ALLA, Mahmoud. Reduction of thermal stresses by composition optimization of two-dimensional functionally graded materials. *Acta Mechanica* [online]. 2009, 208(3-4), 147-161 [cit. 2022-03-11]. ISSN 0001-5970. Dostupné z: doi:10.1007/s00707-008-0136-1
- [34] REICHARDT, Ashley, Andrew SHAPIRO, Richard OTIS, R. DILLON, John BORGONIA, Bryan MCENERNEY, Peter HOSEMANN a Allison BEESE. Advances in additive manufacturing of *metal-based functionally graded* materials. *International Materials Reviews* [online]. 2021, 66(1), 1-29 [cit. 2022-03-11]. ISSN 0950-6608. Dostupné z: doi:10.1080/09506608.2019.1709354
- [35] KUMAR, Suresh, K.V.V.S. MURTHY REDDY, Anil KUMAR a G. ROHINI DEVI. Development and characterization of polymer–ceramic continuous fiber reinforced *functionally graded* composites for aerospace application. *Aerospace Science and Technology* [online]. 2013, 26(1), 185-191 [cit. 2022-03-14]. ISSN 12709638. Dostupné z: doi:10.1016/j.ast.2012.04.002
- [36] KHAN, Tahir, Ning ZHANG a Abdullah AKRAM. State of the art review of Functionally Graded Materials. 2019 2nd International Conference on Computing, Mathematics and Engineering Technologies (iCoMET) [online]. IEEE, 2019, 1-9 [cit. 2022-02-14]. ISBN 978-1-5386-9509-8. Dostupné z: doi:10.1109/ICOMET.2019.8673489
- [37] MELZER, Daniel, Jan DŽUGAN, Martina KOUKOLÍKOVÁ, Sylwia RZEPA a Jaroslav VAVŘÍK. Structural integrity and mechanical properties of the functionally graded material based on *316L/IN718 processed* by DED technology. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2021, 811 [cit. 2022-03-03]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2021.141038
- [38] KIM, Sang, Hoyoung LEE, Si YEON, Clodualdo ARANAS, Kyunsuk CHOI, Jongcheon YOON, Seung YANG a Hyub LEE. Selective compositional range exclusion via *directed energy* deposition to produce a defect-free Inconel 718/SS 316L functionally graded material. *Additive Manufacturing* [online]. 2021, 47 [cit. 2022-03-18]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2021.102288
- [39] SENTHIL, T.S., S. RAMESH BABU, M. PUVIYARASAN a V. DHINAKARAN. Mechanical and microstructural characterization of functionally graded Inconel 825 - SS316L *fabricated using* wire arc additive manufacturing. *Journal of Materials Research and Technology* [online]. 2021, 15, 661-669 [cit. 2022-03-18]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2021.08.060
- [40] CHEN, Nannan, Haris KHAN, Zixuan WAN, John LIPPERT, Hui SUN, Shun-Li SHANG, Zi-Kui LIU a Jingjing LI. Microstructural characteristics and crack formation *in additively* manufactured bimetal material of 316L stainless steel and Inconel 625. *Additive Manufacturing* [online]. 2020, 32 [cit. 2022-03-18]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2020.101037

- [41] HINOJOS, Alejandro, Jorge MIRELES, Ashley REICHARDT, Pedro FRIGOLA, Peter HOSEMANN, Lawrence MURR a Ryan WICKER. Joining of Inconel 718 and 316 Stainless Steel using electron beam melting additive manufacturing technology [online]. 2016, 94, 17-27 [cit. 2022-03-18]. ISSN 02641275. Dostupné z: doi:10.1016/j.matdes.2016.01.041
- [42] YAN, Lei, Yitao CHEN a Frank LIOU. Additive manufacturing of functionally graded metallic materials using laser metal deposition. Additive Manufacturing [online]. 2020, 31 [cit. 2022-03-18]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2019.100901
- [43] GHANAVATI, Reza, Homam NAFFAKH-MOOSAVY a Mahmoud MORADI. Additive manufacturing of thin-walled SS316L-IN718 functionally graded materials by direct laser metal deposition. Journal of Materials Research and Technology [online]. 2021, 15, 2673-2685 [cit. 2022-03-18]. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2021.09.061
- [44] SKÁLOVÁ, Jana, Rudolf KOVAŘÍK a Vladimír BENEDIKT. Základní zkoušky kovových materiálů. 4. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2005. ISBN 80-704-3417-1.
- [45] KUHN, Howard a Dana MEDLIN, ed. Mechanical Testing and Evaluation: ASM handbook [online]. ASM International, 2000 [cit. 2022-04-15]. ISBN 0-87170-389-0. Dostupné z: doi:10.31399/asm.hb.v08.9781627081764
- [46] FÍLA, Tomáš. Mechanical Behavior of Materials under High Strain-rates Investigated by SHPB: Dynamic Properties of Cellular Meta-materials. Praha, 2020. Disertace. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta dopravní. Vedoucí práce Ondřej Jiroušek.
- [47] JAKKULA, Puneeth, Georg GANZENMÜLLER, Florian GUTMANN, Stefan HIERMAIER, F. GÁLVEZ DÍAZ-RUBIO a D.A. CENDÓN FRANCO. Strain rate sensitivity of the aluminium-magnesium-scandium alloy - Scalmalloy ®. EPJ Web of Conferences [online]. 2021, 250 [cit. 2022-06-17]. ISSN 2100-014X. Dostupné z: doi:10.1051/epjconf/202125005014
- [48] XIAO-QIANG, Wang, Zhu WEN-JUAN, Cui FENG-KUI a Li YU-XI. Plastic Constitutive Model and Analysis of Flow Stress of 40Cr Quenched and Tempered Steel. ISRN Mechanical Engineering [online]. 2013, 2013, 1-6 [cit. 2022-04-18]. ISSN 2090-5130. Dostupné z: doi:10.1155/2013/490750
- [49] GOETZ, R.L. a S.L. SEMIATIN. The Adiabatic Correction Factor for Deformation Heating During the Uniaxial Compression Test. Journal of Materials Engineering and Performance [online]. 10(6), 710-717 [cit. 2022-04-18]. Dostupné z: doi:10.1361/105994901770344593
- [50] Fully coupled thermal-stress analysis. In: Abaqus 6.12: Simulia [online]. Dostupné také z: <http://dsk-016-1.fsid.cvut.cz:2080/v6.12/books/usb/default.htm?startat=pt03ch06s05at19.html#usb-anl-acouptempdisp>
- [51] AL-MALIKY, Noori. Dimension Effect on Dynamic Stress Equilibrium in SHPB Tests. 2014. Dostupné z: doi:10.13140/RG.2.2.15864.19200

- [52] KOOHBOR, Behrad, Addis KIDANE a Wei-Yang LU. Dynamic Compressive Response of Polymeric Foams Subjected to Direct Impact Loading. 2015. Dostupné z: doi:10.13140/RG.2.1.3285.5527
- [53] SIVIOUR, Clive a Stephen WALLEY. Inertial and Frictional Effects in Dynamic Compression Testing. The Kolsky-Hopkinson Bar Machine [online]. Cham: Springer International Publishing, 2018, 205-247 [cit. 2022-04-18]. ISBN 978-3-319-71917-7. Dostupné z: doi:10.1007/978-3-319-71919-1_8
- [54] HOCKLY, Meyrick, Clive SIVIOUR a E. CADONI. Specimen Inertia in high strain rate tensile testing. EPJ Web of Conferences [online]. 2015, 94 [cit. 2022-04-18]. ISSN 2100-014X. Dostupné z: doi:10.1051/epjconf/20159401050
- [55] CHEN, Weinong a Bo SONG. Split Hopkinson (Kolsky) Bar: Design, Testing and Applications: Design, Testing and Applications. 2011. ISBN 978-1-4419-7981-0. Dostupné z: doi:10.1007/978-1-4419-7982-7
- [56] Dynamic Materials Test Schemes: Landmark Servohydraulic Test Schemes. In: MTS [online]. 2022 [cit. 2022-05-01]. Dostupné z: <https://www.mts.com/en/products/materials/dynamic-materials-test-systems/landmark-servohydraulic>
- [57] BHUJANGRAO, Trunal, Catherine FROUSTEY, Edurne IRIONDO, Fernando VEIGA, Philippe DARNIS a Franck MATA. Review of Intermediate Strain Rate Testing Devices. *Metals* [online]. 2020, 10(7) [cit. 2022-05-01]. ISSN 2075-4701. Dostupné z: doi:10.3390/met10070894
- [58] IM10 Range. In: Imatek systems [online]. [cit. 2022-05-01]. Dostupné z: <https://imatek-systems.co.uk/products/im10-range/>
- [59] TAHERI-BEHROOZ, F., M.M. SHOKRIEH a H.R. ABDOLVAND. Designing and manufacturing of a drop weight impact test machine. *Engineering Solid Mechanics* [online]. 2013, 1(2), 69-76 [cit. 2022-05-02]. ISSN 22918744. Dostupné z: doi:10.5267/j.esm.2013.08.001
- [60] GANZENMÜLLER, G.C., E. BLAUM, D. MOHRMANN, T. LANGHOF, D. PLAPPERT, N. LEDFORD, H. PAUL a S. HIERMAIER. A Simplified Design for a Split-Hopkinson Tension Bar with Long Pulse Duration. *Procedia Engineering* [online]. 2017, 197, 109-118 [cit. 2022-06-17]. ISSN 18777058. Dostupné z: doi:10.1016/j.proeng.2017.08.087
- [61] YULIANG, Lin, Lu FANGYUN, Zhao PENGDUO, Li JUNLING a Cui YUNXIAO. A new split Hopkinson pressure-shear testing set. *DYMAT 2009 - 9th International Conferences on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading* [online]. Les Ulis, France: EDP Sciences, 2009, 583-589 [cit. 2022-06-17]. ISBN 978-2-7598-0472-6. Dostupné z: doi:10.1051/dymat/2009083
- [62] MASSAQ, Abdellah, Alexis RUSINEK a Maciej KLOSAK. New experimental technique for dynamic bending of composite materials. *Engineering Transactions*. 2014, 62, 269-289.
- [63] YU, Xiao, Li CHEN, Qin FANG, Xiquan JIANG a Yongkang ZHOU. A Review of the Torsional Split Hopkinson Bar. *Advances in Civil Engineering* [online]. 2018, 2018, 1-17 [cit. 2022-06-17]. ISSN 1687-8086. Dostupné z: doi:10.1155/2018/2719741

- [64] SPANIOL, Joseph R. Design of a Split Hopkinson Pressure Bar facility for dynamic material characterization. 2019. Disertace. Rutgers University.
- [65] FÍLA, Tomáš. Split Hopkinson pressure bar: design parameters and prediction of the experiment output [online]. 213-216 [cit. 2022-06-17]. Dostupné z: doi:10.21495/91-8-213
- [66] BARANOWSKI, Pawel, Roman GIELETA, Jerzy MALACHOWSKI, Krzysztof DAMAZIAK a Lukasz MAZURKIEWICZ. SPLIT HOPKINSON PRESSURE BAR IMPULSE EXPERIMENTAL MEASUREMENT WITH NUMERICAL VALIDATION. *Metrology and Measurement Systems* [online]. 2014, 21(1), 47-58 [cit. 2022-06-17]. ISSN 0860-8229. Dostupné z: doi:10.2478/mms-2014-0005
- [67] DŽUGAN, Jan, Pavel KONOPIK, Martin RUND a Radek PROCHAZKA. Determination of Local Tensile and Fatigue Properties With the Use of Sub-Sized Specimens. Volume 1A: Codes and Standards [online]. American Society of Mechanical Engineers, 2015, - [cit. 2022-06-16]. ISBN 978-0-7918-5692-5. Dostupné z: doi:10.1115/PVP2015-45958
- [68] LIPPOLD, John C. Welding metallurgy and weldability [online]. Hoboken: Wiley, 2015. ISBN 978-1-118-23070-1.
- [69] PIERAGGI, B. Diffusion and solid state reactions. *Developments in High Temperature Corrosion and Protection of Materials* [online]. Elsevier, 2008, 9-35 [cit. 2022-06-22]. ISBN 9781845692193. Dostupné z: doi:10.1533/9781845694258.1.9
- [70] HOSSEINI, E. a V.A. POPOVICH. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing* [online]. 2019, 30 [cit. 2022-06-22]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2019.100877
- [71] MA, Mingming, Zemin WANG a Xiaoyan ZENG. A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and *laser cladding deposition*. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2017, 685, 265-273 [cit. 2022-06-22]. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2016.12.112
- [72] PEHLIVAN, Eren, Michaela ROUDNICKA, Jan DŽUGAN et al. Effects of build orientation and sample geometry on the mechanical response of miniature *CP-Ti Grade 2* strut samples manufactured by laser powder bed fusion. *Additive Manufacturing* [online]. 2020, 35 [cit. 2022-06-22]. ISSN 22148604. Dostupné z: doi: 10.1016/j.addma.2020.101403
- [73] ELKASEER, Ahmed, Ali ABDELAZIZ, Mohammed SABER a Ahmed NASSEF. FEM-Based Study of Precision Hard Turning of Stainless Steel 316L. *Materials* [online]. 2019, 12(16) [cit. 2022-06-22]. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma12162522
- [74] FORNI, Daniele, Federico MAZZUCATO, Anna VALENTE a Ezio CADONI. High strain-rate behaviour of as-cast and as-build Inconel 718 alloys at elevated *temperatures*. *Mechanics of Materials* [online]. 2021, 159 [cit. 2022-06-22]. ISSN 01676636. Dostupné z: doi:10.1016/j.mechmat.2021.103859
- [75] TENG, X., T. WIERZBICKI a H. COUQUE. On the transition from adiabatic shear banding to fracture. *Mechanics of Materials* [online]. 2007, 39(2), 107-125 [cit. 2022-06-22]. ISSN 01676636. Dostupné z: doi:10.1016/j.mechmat.2006.03.001