



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

MECHANICKÉ VLASTNOSTI ADITIVNĚ VYRÁBĚNÝCH MULTI-MATERIÁLOVÝCH ROZHRANÍ

MECHANICAL PROPERTIES OF ADDITIVELY MANUFACTURED MULTI-MATERIAL INTERFACES

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Jan Okénka

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.

BRNO 2026

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav konstruování
Student: **Bc. Jan Okénka**
Studijní program: Konstrukční inženýrství
Studijní obor: bez specializace
Vedoucí práce: **doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.**
Akademický rok: 2025/26

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

Mechanické vlastnosti aditivně vyráběných multi–materiálových rozhraní

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Pro 3D tisk kovových materiálů je v současné době nejvíce rozšířená technologie laserové fúze kovových prášků (Laser Powder Bed Fusion), která však nativně využívá pouze jeden práškový materiál. 3D tisk komponent kombinující více materiálů je zatím omezen použitím speciálních multi–materiálových nanášecí a nedostupností informací o pevnostních vlastnostech takto vyrobených rozhraní. Zejména popsání vlastností sendvičově uspořádaných či prostorově tvarovaných rozhraní představuje důležitý krok k budoucímu využití nových funkčně gradientních materiálů.

Typ práce: výzkumná
Výstup práce: publikační výsledek (J, D)
Projekt: GAČR

Cíle diplomové práce:

Hlavním cílem je popsat mechanické vlastnosti aditivně vyráběných multi–materiálových rozhraní pro kombinaci měděné slitiny CuCr1Zr a vysokopevnostní martenzitické oceli X2NiCoMo13–15–10. Dílčí cíle diplomové práce:

- zpracovat přehled současných řešení pro tisk ze dvou materiálů,
- navrhnout experimentální tělesa, metody testování a vyhodnocení,
- experimentálně stanovit optimální procesní parametry pro různé kombinace rozhraní,
- ověřit mechanické vlastnosti multi–materiálových vzorků.

Požadované výstupy: průvodní zpráva, laboratorní protokol, digitální data.

Rozsah práce: cca 72 000 znaků (40 – 50 stran textu bez obrázků).

Časový plán, struktura práce a šablona průvodní zprávy jsou závazné:

<https://www.ustavkonstruovani.cz/texty/magisterske–studium–ukonceni/>

Seznam doporučené literatury:

CHEN, Jie, Yongqiang YANG, Changhui SONG, Mingkang ZHANG, Shibiao WU a Di WANG. Interfacial microstructure and mechanical properties of 316L /CuSn10 multi-material bimetallic structure fabricated by selective laser melting. Materials Science and Engineering: A [online]. 2019, 752, 75–85. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2019.02.097

LI, Xiaoshuang, Dmitry SUKHOMLINOV a Zaiqing QUE. Microstructure and thermal properties of dissimilar M300-CuCr1Zr alloys by multi-material laser-based powder bed fusion. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials [online]. 2024, 31(1), 118–128. ISSN 1674-4799. Dostupné z: doi:10.1007/s12613-023-2747-x

CHEN, Jie, Guijun BI, Dake ZHAO, Di WANG, Mingkang ZHANG a Yunmian XIAO. Subsequent enhancement of mechanical properties using heat treatment of steel/copper bimetallic structures manufactured by laser powder bed fusion. Journal of Materials Research and Technology [online]. 2024, 33, 8944–8957. ISSN 22387854. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmrt.2024.11.213

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2025/26

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Martin Hartl, Ph.D.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá stanovením vhodných procesních parametrů a mechanických vlastností horizontálního multimateriálového rozhraní v přepisové oblasti. Testované materiály byly měděná slitina CuCr1Zr a nástrojová ocel AISI 13Ni400. Procesní parametry byly optimalizovány pro sklon vzorku 30° až 50° k platformě a pro obě možné konfigurace materiálu. Nástrojovou ocel se podařilo v testovaném rozsahu procesních parametrů vyrobit s velmi vysokou relativní hustotou. Měděná slitina byla výrazně závislá na použitých procesních parametrech a geometrii vzorku. Při tisku měděné slitiny na nástrojovou ocel bylo nutné se snižujícím se úhlem sklonu vzorku snižovat dodávanou energii, nejvíce až o 25,2 – 35,5 % pro úhel 30°. Při opačném pořadí materiálů se tato strategie ukázala jako nevhodná, protože i přes omezenější odvod tepla došlo k nedostatečnému spojení. Mechanické vlastnosti byly otestovány pro úhly 30°, 45° a 60°. U konfigurace měděná slitina na nástrojové oceli bylo dosaženo vyšších hodnot pevnostních charakteristik při menším úhlu a při použití optimalizovaných procesních parametrů, konkrétně $R_m = 388 \pm 86$ MPa pro 30° a $R_m = 378 \pm 75$ MPa pro 45°, zatímco vzorky s výchozími parametry dosáhly $R_m = 298 \pm 15$ MPa pro 45° a $R_m = 263 \pm 10$ MPa pro 60°. U opačné konfigurace byly pevnosti nižší a méně závislé na úhlu, konkrétně $R_m = 228,4 \pm 0,2$ MPa pro 30°, $235,1 \pm 1,7$ MPa pro 45° a $236,4 \pm 2,2$ MPa pro 60°. Získané poznatky mohou být využity při návrhu prostorově tvarovaných multimateriálových součástí vyráběných metodou LPBF.

KLÍČOVÁ SLOVA

Laser powder bed fusion, multimateriálové rozhraní, CuCr1Zr, Maraging steel 60, přepis, mechanické vlastnosti

ABSTRACT

This diploma thesis deals with the determination of suitable process parameters and mechanical properties of a horizontal multimaterial interface fabricated in an overhang region. The investigated materials were the CuCr1Zr copper alloy and AISI 13Ni400 tool steel. The process parameters were optimized for sample inclination angles from 30° to 50° relative to the build platform and for both possible material configurations. Within the tested range of process parameters, the tool steel was successfully fabricated with very high relative density. In contrast, the copper alloy showed a strong dependence on the applied process parameters and sample geometry. When printing the copper alloy on the tool steel, the energy input had to be reduced with decreasing sample inclination angle, by up to 25,2–35,5% for the 30° angle. In the opposite material configuration, this strategy proved unsuitable, as lack-of-fusion defects occurred despite the more limited heat dissipation. Mechanical properties were tested for inclination angles of 30°, 45° and 60°. For the copper alloy on tool steel configuration, higher strength values were achieved at lower angles and when using optimized process parameters, specifically $R_m = 388 \pm 86$ MPa for 30° and $R_m = 378 \pm 75$ MPa for 45°. In contrast, specimens produced with the default parameters reached $R_m = 298 \pm 15$ MPa for 45° and $R_m = 263 \pm 10$ MPa for 60°. For the opposite configuration, the strength values were lower and less dependent on the inclination angle, specifically $R_m = 228,4 \pm 0,2$ MPa for 30°, $235,1 \pm 1,7$ MPa for 45° and $236,4 \pm 2,2$ MPa for 60°. The obtained findings can be used in the design of spatially shaped multimaterial components manufactured by LPBF.

KEYWORDS

Laser powder bed fusion, multimaterial interface, CuCr1Zr, Maraging steel 60, overhang, mechanical properties

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

OKÉNKA, Jan. *Mechanické vlastnosti aditivně vyráběných multi-materiálových rozhraní*. Diplomová práce. Daniel KOUTNÝ (vedoucí práce). Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2026.

PODĚKOVÁNÍ

Zde bych velmi rád poděkoval vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Danielovi Koutnému, Ph.D. za vstřícný přístup a odborné vedení. Dále bych poděkoval Ing. Adamu Fábrymu za cenné rady. Též bych chtěl poděkovat technikům za pomoc s výrobou vzorků a všem ostatním, kteří mi pomohli při konání experimentů a vyhodnocování dat. V neposlední řadě bych rád poděkoval své rodině, bez jejichž podpory by mé studium nebylo možné.

PROHLÁŠENÍ AUTORA O PŮVODNOSTI PRÁCE

Prohlašuji, že diplomovou práci jsem vypracoval samostatně, pod odborným vedením doc. Ing. Daniela Koutného Ph.D. Současně prohlašuji, že všechny zdroje obrazových a textových informací, ze kterých jsem čerpal, jsou řádně citovány v seznamu použitých zdrojů. Dále prohlašuji, že při zpracování textu diplomové práce byl použit generativní LLM model ChatGPT 5.4 Thinking pro stylistickou úpravu textu. Odborný rozsah práce, výsledky a závěry byly vytvořeny autorem práce

.....

Podpis autora

OBSAH

1	ÚVOD	14
2	PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ	15
2.1	Rešeršní metody	15
2.2	Kritická rešerše	16
2.3	Procesní parametry	17
2.3.1	Vliv výkonu laseru a skenovací rychlosti při zpracování jednoho materiálu	17
2.3.2	Vliv vzdálenosti skenovacích drah při zpracování jednoho materiálu	20
2.3.3	Vliv skenovací strategie	21
2.4	Multimateriál	23
2.5	Problémy materiálového systému Fe–Cu	24
2.5.1	Vzájemná nerozpustnost	24
2.5.2	Rozdílné tepelné vlastnosti	24
2.6	Multimateriálová rozhraní	26
2.6.1	Děje v tavné lázni	26
2.6.2	Vliv pořadí tisku materiálů	27
2.6.3	Vliv procesních parametrů na kvalitu multimateriálového rozhraní	28
2.6.4	Typické defekty multimateriálového rozhraní	32
2.7	Mechanické vlastnosti multimateriálu ocel / slitina mědi	34
2.8	Převisy	36
2.8.1	Defekty	36
2.8.2	Další procesní parametry ovlivňující kvalitu převisů	38
2.8.3	Vliv procesních parametrů	39
2.9	Shrnutí hlavních zjištění	42
3	ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE	43
3.1	Analýza problému	43
3.2	Výzkumné otázky	43
3.3	Cíl práce	44
3.4	Hypotézy	44
4	MATERIÁL A METODY	46

4.1	Metodika	46
4.1.1	Výroba experimentálních vzorků	47
4.1.2	Příprava dat pro multimateriálovou výrobu	48
4.1.3	Použité kovové prášky	49
4.1.4	Testování procesních parametrů	51
4.1.5	Analýza porozity	54
4.1.6	Analýza warping deformace	56
4.1.7	Měření šířky rozhraní	56
4.1.8	Testování mechanických vlastností	57
4.2	Testované predikce	58
5	VÝSLEDKY	59
5.1	Testování procesních parametrů	59
5.1.1	Mar60 – CuCr1Zr	59
5.1.1	Volba procesních parametrů pro výrobu tahových vzorků Mar60/CuCr1Zr	63
5.1.2	CuCr1Zr – Mar60	66
5.1.3	Volba procesních parametrů pro výrobu tahových vzorků CuCr1Zr/Mar60	73
5.2	Testování mechanických vlastností	74
5.2.1	Mar60/CuCr1Zr	74
5.2.2	CuCr1Zr/Mar60	78
6	DISKUZE	80
6.1.1	Odvod tepla	80
6.2	Procesní parametry	83
6.2.1	Mar60/CuCr1Zr	83
6.2.2	CuCr1Zr/Mar60	88
6.3	Mechanické vlastnosti	90
6.3.1	Mar60/CuCr1Zr	91
6.3.2	CuCr1Zr/Mar60	93
6.3.3	Porovnání s neskloněnými vzorky	95
6.4	Verifikace hypotéz	96
6.4.1	Hypotéza H1	96
6.4.2	Hypotéza H2	97
7	ZÁVĚR	98
8	VÝSLEDEK VÝZKUMU PODLE RIV	100
9	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	101

10	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN	106
10.1	Použité zkratky	106
10.2	Příklady použitých fyzikálních veličin	107
11	SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ	109
12	SEZNAM TABULEK	112
13	SEZNAM PŘÍLOH	113

1 ÚVOD

Laser powder bed fusion (LPBF), historicky často označovaná také jako selective laser melting (SLM), představuje aditivní technologii výroby umožňující vyrábět součásti s vysokou geometrickou složitostí, jemnými detaily a vysokou přesností, které jsou konvenčními výrobními postupy obtížně nebo nevyrobitelné. Touto technologií je také možné vyrobit součásti z více různých materiálů.

Zvláštní pozornost je v současnosti věnována spojování ocelí a měděných slitin, protože tyto materiály umožňují spojit vysokou pevnost, tvrdost a odolnost proti opotřebení oceli s vysokou tepelnou a elektrickou vodivostí mědi. Takové spojení je atraktivní například pro nástroje, vložky forem nebo komponenty s požadavkem na současné zajištění mechanické únosnosti a intenzivního odvodu tepla. Současně však jde o jednu z problematických materiálových kombinací pro aditivní výrobu, protože systém Fe–Cu je charakteristický omezenou vzájemnou rozpustností a výrazným nesouladem tepelně-fyzikálních vlastností.

Cílem této diplomové práce je experimentálně stanovit vhodné procesní parametry pro různé prostorové konfigurace rozhraní CuCr1Zr a Maraging steel 60 a stanovit jeho mechanické vlastnosti. Pozornost je soustředěna na vztah mezi geometrií rozhraní, kvalitou jeho vytvoření a výslednou mechanickou odezvou zkušebních těles. Na základě výroby experimentálních vzorků a jejich následné metalografické, strukturní a mechanické analýzy bude hodnoceno, jakým způsobem se charakter rozhraní promítá do mechanických vlastností multimateriálu.

2 PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

2.1 Rešeršní metody

Systematická rešerše je rozdělena na 4 části. Nejdříve bylo potřeba zjistit vliv procesních parametrů při zpracování jednoho materiálu. Poté bylo nutné zjistit, jaká jsou specifika multimateriálového spojení ocel–měděná slitina a jakých mechanických vlastností multimateriály dosahují. Nakonec bylo nutné zjistit informace o tisku převisů. Na základě toho byly zformulovány tyto otázky:

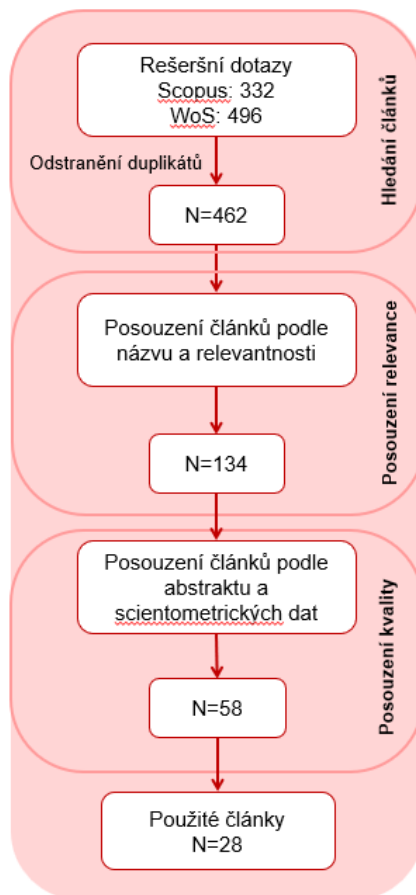
- Jaký je vliv základních procesních parametrů metody LPBF?
- Jaký je vliv procesních parametrů při výrobě MM ocel–měděná slitina?
- Jaké jsou mechanické vlastnosti multimateriálu ocel–měděná slitina?
- Jaké jsou problémy při tisku převisů a jak je překonat?

Pro jednotlivé otázky byly definovány klíčová slova a pomocí Booleovských operátorů byly sestaveny rešeršní dotazy. Vyhledávání probíhalo v databázích Scopus a Web of Science (WoS). Použité rešeršní dotazy jsou uvedeny v Tab. 2-1.

Tab. 2-1 Rešeršní dotazy

Rešeršní dotaz	Scopus	WoS
("laser powder bed fusion" OR LPBF OR SLM) AND (316L OR "stainless steel" OR "maraging steel" OR M300 OR CuCr1Zr OR CuSn10) AND ("process parameters" OR "laser power" OR "scan speed" OR "scanning speed" OR "hatch spacing" OR "hatch distance" OR "scanning strategy") AND (porosity OR "relative density" OR "melt pool" OR microstructure))	178	100
("laser powder bed fusion" OR LPBF OR SLM) AND ("multi-material" OR multimaterial OR bimetal* OR dissimilar) AND (steel OR 316L OR "maraging steel") AND (copper OR CuCr1Zr OR CuSn10 OR bronze) AND (interface OR interfacial OR transition zone)	17	52
("laser powder bed fusion" OR LPBF OR SLM) AND ("multi-material" OR multimaterial OR bimetal*) AND (steel AND copper) AND ("mechanical properties" OR tensile OR strength)	37	144
("laser powder bed fusion" OR LPBF OR SLM) AND (overhang* OR downskin OR downfacing OR inclined) AND ("process parameters")	100	200
	332	496

Pro rešeršní dotazy bylo celkem nalezeno 596 odborných článků bez duplikátů. Následně po posouzení článku podle názvu a relevance bylo 134 článků posouzeno podle abstraktů a scientometrických dat. Pro hodnocení článků byl použit počet citací a h-index prvního autora. Z tohoto počtu článků bylo poté 28 z nich použito jako zdroj informací pro tuto diplomovou práci. Postup výběru článků je zobrazen na Obr. 2-1



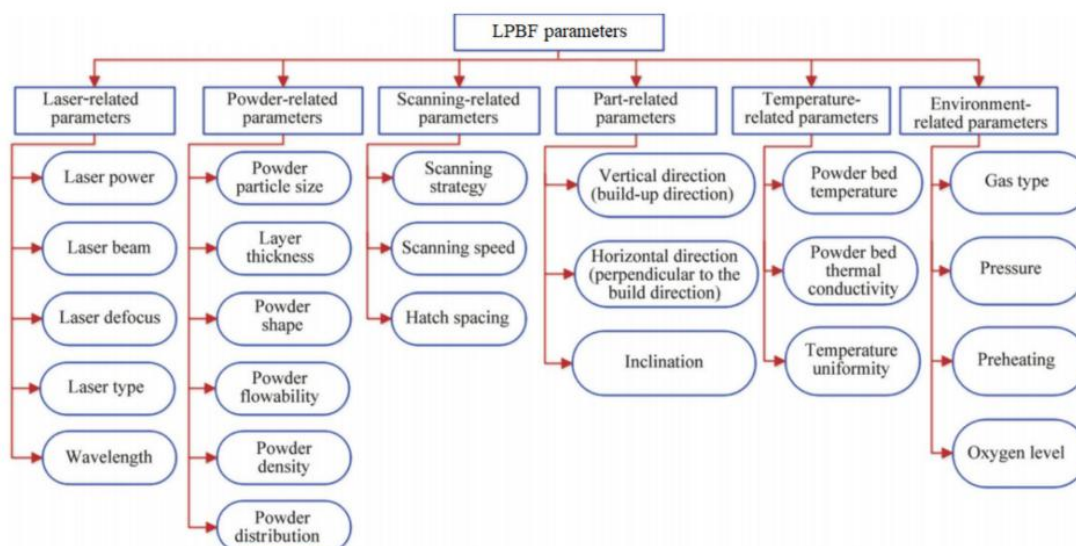
Obr. 2-1 PRISMA diagram

2.2 Kritická rešerše

Kritická rešerše je rozdělena na tři části. Nejdříve je popsán vliv základních procesních parametrů LPBF na výrobu. Další část se zabývá problematikou multimateriálového spojení. Zde jsou popsány problémy spojení oceli a měděné slitiny, vliv procesních parametrů na kvalitu rozhraní a mechanické vlastnosti vybraných materiálových systémů. Poslední část se zabývá problematikou výroby převisů.

2.3 Procesní parametry

Všechny procesní parametry související s metodou LPBF je možné rozdělit do 6 skupin, viz Obr. 2-2. Přičemž největší vliv na kvalitu vyráběné součásti mají laserové a skenovací parametry.



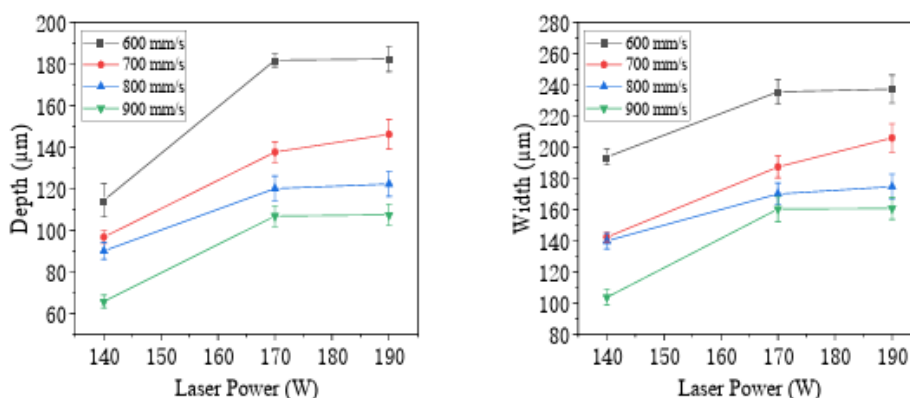
Obr. 2-2 Dělení LPBF parametrů [1]

Mezi nejvýznamnější procesní parametry patří výkon laseru (laser power, LP), skenovací rychlost (scanning speed, LS), rozteč (vzdálenost) skenovacích drah (hatch distance, HD) a skenovací strategie (scanning strategy). Proto budou dále podrobněji rozepsány.

2.3.1 Vliv výkonu laseru a skenovací rychlosti při zpracování jednoho materiálu

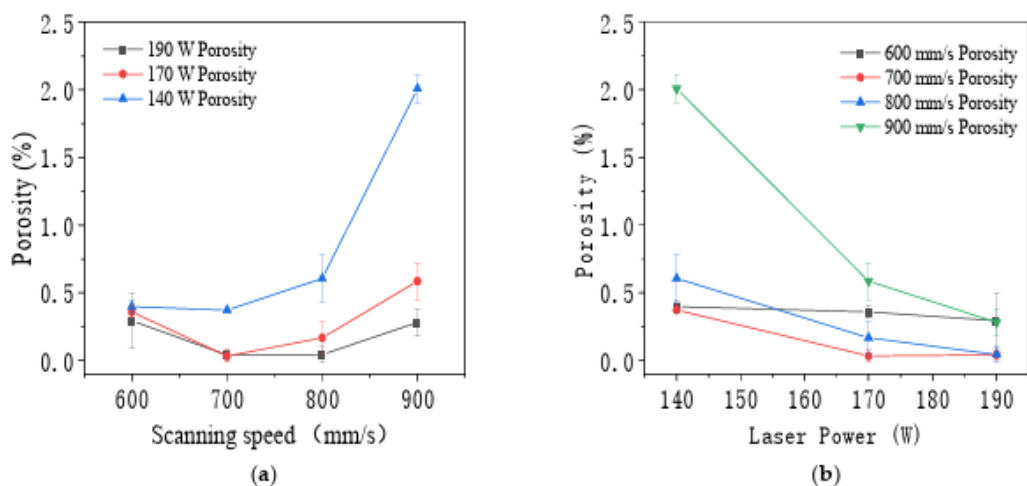
Výkon laseru a skenovací rychlost patří mezi nejdůležitější procesní parametry technologie LPBF, protože společně určují množství energie přivedené do práškového lože, dobu interakce svazku s materiálem, velikost a stabilitu tavné lázně i následný průběh tuhnutí [2]. Ve studii od Zhanga a kol. [2] byly tyto dva parametry systematicky sledovány při výrobě 316L, zatímco ostatní veličiny zůstaly konstantní. Autoři zkoumali kombinace výkonu 140, 170 a 190 W a skenovací rychlosti 600, 700, 800 a 900 mm·s⁻¹, což odpovídalo objemové hustotě energie v rozmezí přibližně 57,61 až 117,28 J·mm⁻³ [2].

Z hlediska fyzikální podstaty procesu vede zvyšování výkonu laseru při konstantní skenovací rychlosti ke zvýšení lokálního energetického vstupu, a tím obvykle i k hlubší a širší tavné lázni. Naopak zvyšování skenovací rychlosti při konstantním výkonu snižuje dobu působení svazku na jednotku délky dráhy a tavná lázeň se zmenšuje [2]. Tento trend byl experimentálně potvrzen na rozměrech tavných lázní, viz. Obr. 2-3: při rotaci následujících vrstev 0° se s rostoucím výkonem zvětšovala jak hloubka, tak šířka tavné lázně, zatímco se zvyšující se rychlostí obě veličiny klesaly. Největší průměrná tavná lázeň byla zaznamenána při 190 W a $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$, kdy šířka dosáhla přibližně $237 \mu\text{m}$ a hloubka $183 \mu\text{m}$, zatímco při 140 W a $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ klesly tyto hodnoty přibližně na $104 \mu\text{m}$ a $66 \mu\text{m}$ [2].



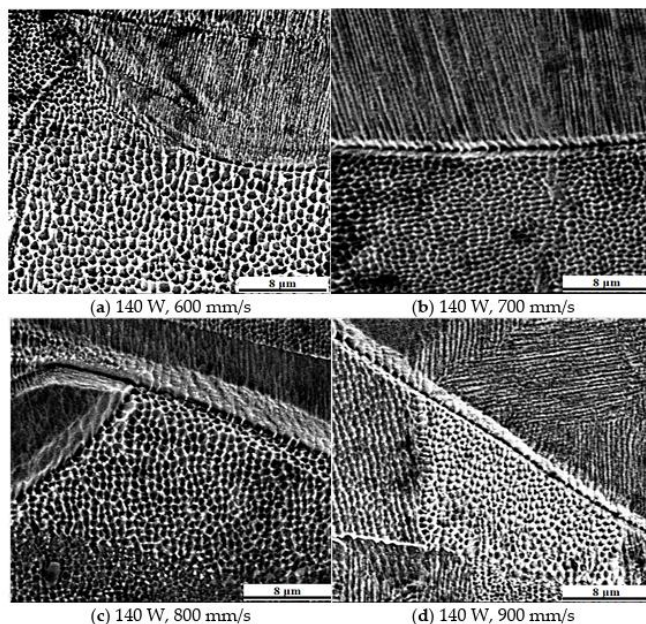
Obr. 2-3 Závislost rozměrů tavné lázně na výkonu laseru [2]

Při konstantním výkonu se porozita se zvyšující skenovací rychlostí nejprve klesala, ale při dalším zvýšení rychlosti opět prudce rostla, viz. Obr. 2-4. Vysoká porozita při $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ byla vysvětlena nadměrnou hustotou energie, která vedla k hlubokým tavným lázním a k tvorbě keyhole a plynových pórů [2]. Při 700 až $800 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ se hloubka tavné lázně stabilizovala na příznivější úrovni, takže zachycený plyn mohl snadněji unikat a porozita se minimalizovala. Naproti tomu při $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ byl již energetický vstup nedostatečný, což vedlo k neúplnému spojení sousedních drah, ke vzniku trhlin na hranicích tavných lázní a následně i k větším pórům [2].



Obr. 2-4 Závislost porozity na výkonu laseru a skenovací rychlosti [2]

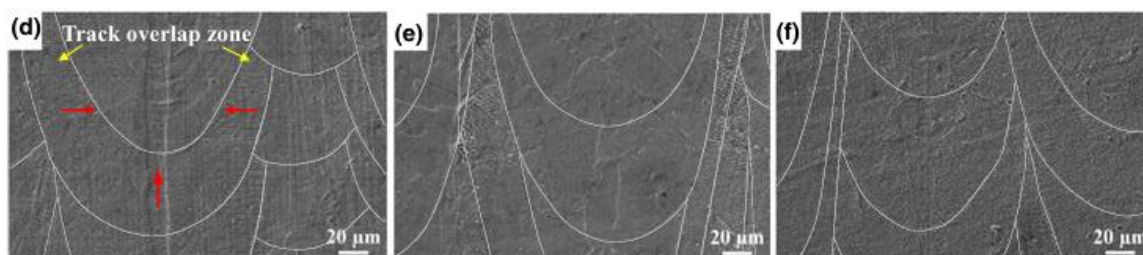
Důležitým poznatkem je, že změna výkonu a rychlosti neovlivňuje pouze hustotu a pevnost, ale také mikrostrukturu materiálu. Se zvyšující se skenovací rychlostí se zmenšuje velikost buněčných austenitických struktur, konkrétně přibližně z $0,93 \mu\text{m}$ při $600 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ na $0,55 \mu\text{m}$ při $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ [2], což je možné vidět na Obr. 2-5. Tento trend odpovídá vyšší rychlosti ochlazování a kratší době tuhnutí při nižším efektivním energetickém vstupu. Nižší rychlosti naopak poskytují více tepelné energie a delší dobu růstu, takže vznikají hrubší buněčné a sloupcové struktury [2].



Obr. 2-5 Vliv skenovací rychlosti na mikrostrukturu [2]

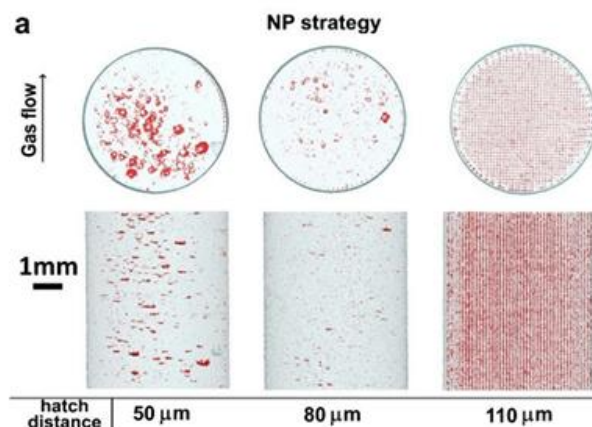
2.3.2 Vliv vzdálenosti skenovacích drah při zpracování jednoho materiálu

Vzdálenost skenovacích drah, představuje vzdálenost mezi sousedními skenovacími drahami laseru. Její význam spočívá především v tom, že přímo určuje míru překrytí sousedních tavných lázní, a tím i kontinuitu přetavení v rámci jedné vrstvy [3]. Při malé vzdálenosti skenovacích drah se jednotlivé dráhy výrazněji překrývají, což podporuje opětovné tavení předchozí stopy a zvyšuje lokální energetický vstup na jednotku objemu. Naopak při velké vzdálenosti skenovacích drah se překrytí zmenšuje a roste riziko, že mezi sousedními drahami vzniknou nedostatečně natavené oblasti[3]. Důsledky této změny se neomezují pouze na defekty, ale promítají se i do mikrostruktury. Zhang a kol. [3] ukázali, že s klesající hatch distance roste intenzita textury a zvyšuje se podíl velkých vertikálních sloupcových zrn, zatímco při hatch distance 0,10 mm byla mikrostruktura výrazně méně texturovaná a rozložení zrn bylo náhodnější, viz Obr. 2-6. Autoři tento jev vysvětlují tím, že vyšší míra opětovného tavení při menší rozteči podporuje epitaxní růst zrn z již ztuhlého materiálu. Vzdálenost skenovacích drah neovlivňuje jen spojení jednotlivých drah, ale i samotný mechanismus růstu zrn a výslednou mikrostrukturní anizotropii [3].



Obr. 2-6 SEM obrázek vzorků s 0,08, 0,1 a 0,12 hatch distance [3]

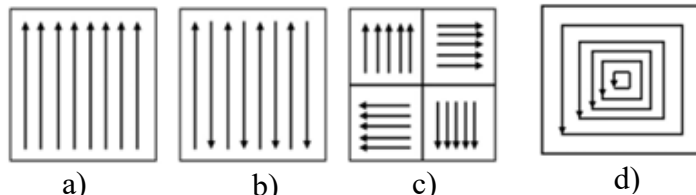
Na úrovni mechanických vlastností se jako klíčové ukazuje existence určitého optimálního intervalu vzdálenosti skenovacích drah. Voloskov a kol. [4] u 316L porovnávali tři hodnoty, konkrétně 50, 80 a 110 μm, a zjistili, že optimální hodnota 80 μm vedla u obou zkoumaných skenovacích strategií k minimální porozitě a současně k nejvyšší pevnosti v tahu [4]. Při menší nebo větší rozteči se mechanické vlastnosti zhoršovaly, což autoři spojují buď s nadměrným překrytím a odlišným charakterem defektů, nebo naopak s nedostatečným propojením sousedních tavných stop. Současně ukázali, že chessboard skenovací strategie vedla spíše k menším a rovnoměrněji rozloženým pórům [4], což je možné vidět na Obr. 2-7.



Obr. 2-7 3D render porozity v závislosti na hatch distance a skenovací strategii [4]

2.3.3 Vliv skenovací strategie

Skenovací strategie představuje geometrický způsob, jakým se energetický svazek pohybuje po ploše práškového lože. A zároveň patří mezi klíčové procesní parametry, protože přímo ovlivňuje rozložení teplotního pole, velikost teplotních gradientů, míru akumulace tepla, vznik zbytkových napětí i výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti součásti [5].



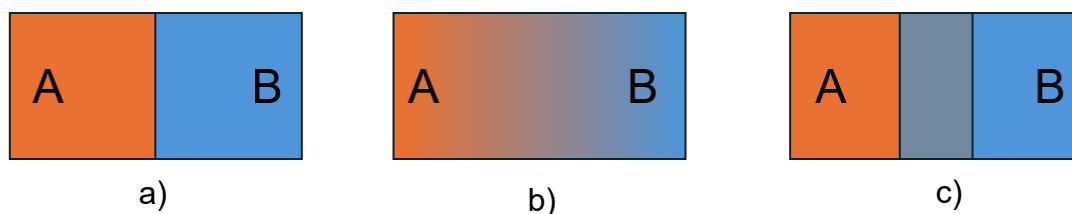
Obr. 2-8 Základní skenovací strategie a) stripe, b) meander, c) chessboard d) concentric [5]

Základní skenovací strategie jsou zobrazeny na Obr. 2-8. Mezi nejjednodušší patří jednosměrné skenování (Obr. 2-8a), při němž mají všechny paralelní dráhy stejný směr, a obousměrné neboli zigzag skenování (Obr. 2-8b), kde se směr sousedních drah střídá. Další významnou skupinu tvoří strategie založené na rozdělení plochy na menší samostatné oblasti, typicky island nebo chessboard (Obr. 2-8c), při nichž je každá část vrstvy skenována odděleně.

Význam skenovací strategie spočívá především v jejím vlivu na tepelnou historii procesu. Dlouhé souvislé skenovací vektory podporují akumulaci tepla v jednom směru a mohou vést k vyšším teplotním gradientům a větším zbytkovým napětím. Naproti tomu rozdělení plochy na menší oblasti zkracuje délku jednotlivých drah, mění lokální směr odvodu tepla a může přispět k rovnoměrnějšímu rozložení teplotního pole [5]. Důležitou roli hraje také rotace skenovacích vektorů mezi vrstvami, protože mění orientaci tepelného toku a tím i podmínky tuhnutí. Rotace o 90° nebo jiný definovaný úhel mezi sousedními vrstvami může vést k rovnoměrnějšímu rozložení teploty a současně k omezení výrazné textury a mikrostrukturní anizotropie [5]. V případech, kdy se směr skenování mezi vrstvami nemění, bývá mikrostruktura zpravidla výrazněji orientovaná, zatímco pravidelná rotace podporuje její větší homogenitu [5].

2.4 Multimateriál

Multimateriálová součást je komponenta, ve které jsou v rámci jednoho dílu cíleně kombinovány dva nebo více odlišných materiálů tak, aby se v různých částech dílu uplatnily rozdílné vlastnosti (např. pevnost, tvrdost, tepelná vodivost, korozní odolnost, elektrická vodivost) [6]. Například kombinace Inconel718 / 316L dosahuje vysoké teplotní odolnosti a odolnosti vůči oxidaci za vysokých teplot a zároveň dosahuje dobré mechanické pevnosti za nízkých teplot, což je výhodné pro použití v leteckém průmyslu [7]. Nejperspektivnější použití se jeví v aerospace, biomedicíně, automobilovém průmyslu a při výrobě vstřikovacích forem [6]. Vícemateriálové díly je velmi náročné vyrábět s použitím konvenčních metod (svařování, prášková metalurgie, odlévání,...). Aditivní výroba (AM) nabízí vysokou konstrukční volnost a flexibilitu při výrobě složitých dílů [8]. Nejvíce zkoumanou metodou pro výrobu z více materiálů je proto laser powder bed fusion. LPBF využívá laserový paprsek s vysokou hustotou energie k selektivnímu natavování kovového prášku, díky čemuž je možné vyrábět díly s vyšší geometrickou složitostí [6]. Multimateriály lze podle způsobu rozložení jednotlivých materiálů, resp. podle charakteru přechodu mezi nimi, členit do několika základních kategorií. Toto členění je důležité z hlediska technologické realizovatelnosti, mikrostrukturního vývoje a následných vlastností rozhraní, které je u multimateriálových dílů zpravidla kritickým místem z pohledu integrity a spolehlivosti [9]. Tři hlavní strategie jsou přímé spojování, funkčně gradientní spojování a spojování s přechodovou mezivrstvou, jak je znázorněno na Obr. 2-9a. Přímé spojování se používá tehdy, když se vlastnosti materiálů, včetně termo-fyzikálních a chemických vlastností, dobře shodují, např. nerezová ocel–Hastelloy X [6]. Gradientní spoj, viz Obr. 2-9b je naopak vhodný v případě, kdy se termo-fyzikální vlastnosti neshodují, ale chemické vlastnosti jsou kompatibilní, tj. existuje vysoká míra vzájemné rozpustnosti a nevznikají škodlivé intermetalické fáze, např. měď–ocel [6]. Hlavní nevýhodou je nutnost použití takového nanášecího systému, který dokáže vytvořit gradientní přechod [6]. Použití mezivrstvy, viz Obr. 2-9c je vhodné tehdy, když mezi kovy A a B mohou vznikat intermetalické fáze a materiály nejsou vzájemně rozpustné; proto se mezi ně vloží třetí materiál, který je s oběma kompatibilní, např. měď–wolfram [10]. Nicméně nalezení materiálu, který by byl kompatibilní s oběma materiály a zároveň negativně neovlivňoval výsledné mechanické vlastnosti je velmi obtížné [9].

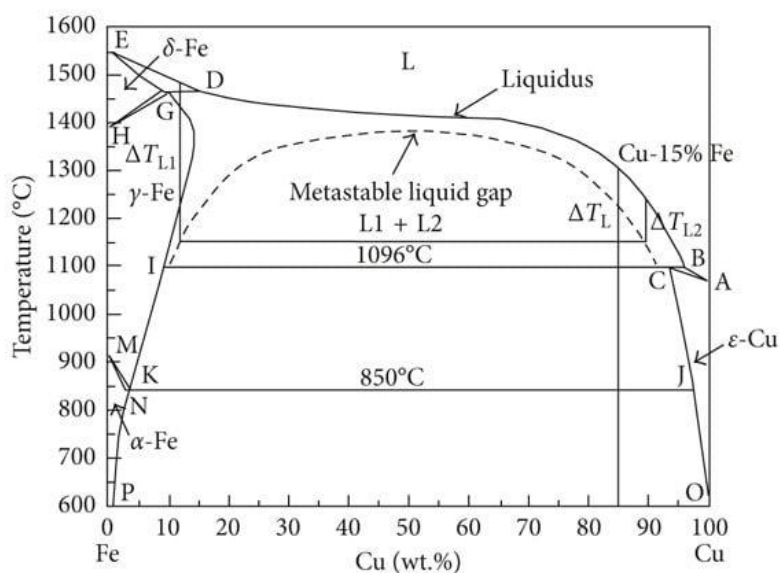


Obr. 2-9 Strategie spojování materiálů a) přímé spojení b) gradientní spojení c) spojení s přechodovou mezivrstvou

2.5 Problémy materiálového systému Fe–Cu

2.5.1 Vzájemná nerozpustnost

Binární systém Fe–Cu (Obr. 2-10) je charakteristický velmi omezenou vzájemnou rozpustností v pevném stavu a současnou absencí stabilních intermetalických sloučenin. Při vysokých teplotách mohou v systému koexistovat dvě kapalně fáze bohaté na Fe a Cu, zatímco při ochlazování nejprve tuhne Fe-rich fáze a následně Cu-rich fáze. Výsledkem je při rovnovážném chování dvoufázová struktura tvořená oblastmi bohatými na Fe a Cu, nikoli vznik nové intermetalické fáze [11]. V podmínkách LPBF je tento systém dále komplikován vysokými rychlostmi ohřevu a ochlazování, které podporují nerovnovážné tuhnutí, lokální segregaci a vznik heterogenní fúzní zóny s Fe-rich a Cu-rich oblastmi [11].



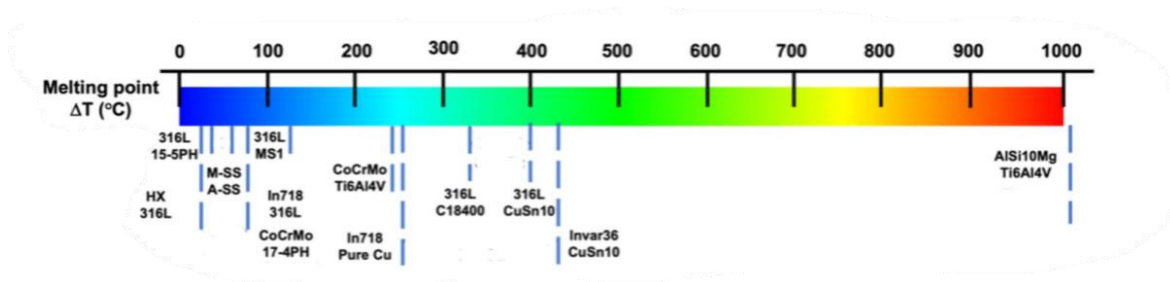
Obr. 2-10 Binární diagram Fe-Cu [12]

2.5.2 Rozdílné tepelné vlastnosti

Dalším problémem systému Fe–Cu je výrazně odlišné tepelné vlastnosti obou materiálů. Mezi nejvýznamnější termo-fyzikální rozdíly patří zejména rozdílná teplota tavení, tepelná vodivost a koeficient teplotní roztažnosti [13]. Právě kombinace těchto veličin určuje tok tepla v okolí rozhraní, rozsah natavení podkladového materiálu i úroveň napětí vznikajících při ochlazování.

Rozdílná teplota tavení

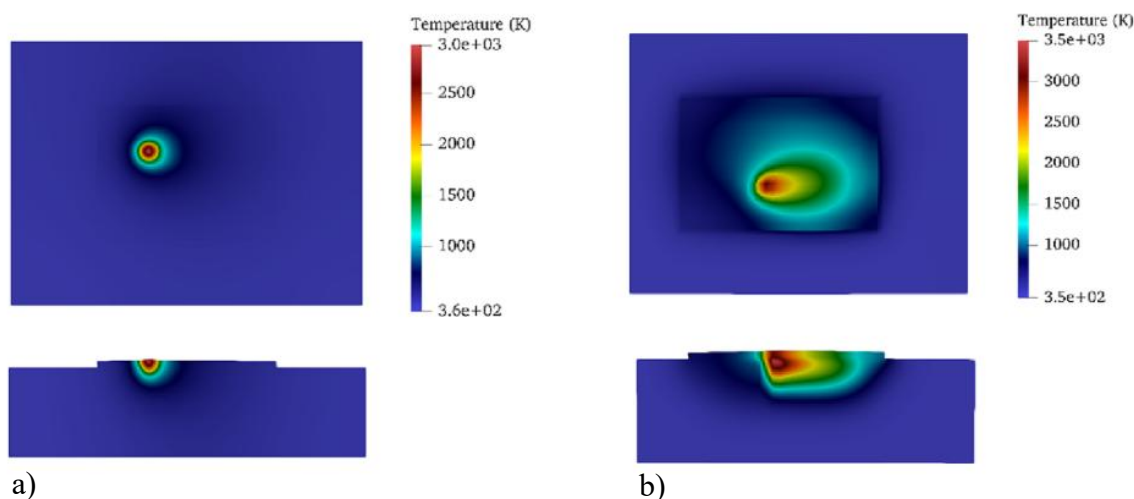
Rozdíl v teplotách tání (Obr. 2-11) vede k tomu, že oba materiály nereagují na stejný energetický vstup shodným způsobem. Velký nesoulad teplot tání v tavných procesech způsobuje neuniformní tok tepla a současně zvyšuje riziko praskání materiálu s nižší teplotou tání během tuhnutí [13]. V případě měď–ocel to znamená, že energetický vstup dostatečný pro stabilní natavení oceli nemusí být optimální pro měď. To se projevuje jako nestabilita tavné lázně v oblasti rozhraní [13].



Obr. 2-11 Rozdíl v teplotě tání pro různé dvojice materiálů [14]

Rozdílná tepelná vodivost

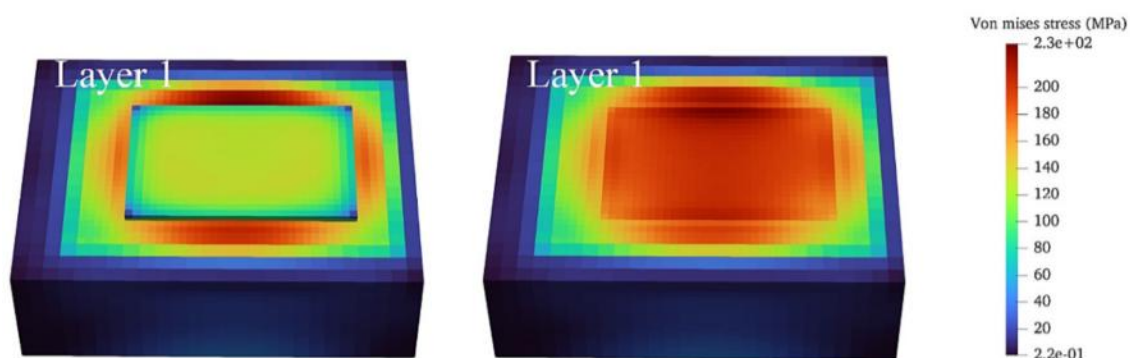
Při spojování materiálů s výrazně odlišnou tepelnou vodivostí dochází k nerovnoměrnému odvodu tepla od rozhraní směrem do materiálu s vyšší vodivostí, což vede k deformacím a často i k neúplnému natavení materiálu s nižší vodivostí v důsledku nedostatku tepla v kritické oblasti [13]. U ocel–měď systému tento efekt znamená, že měď odvádí teplo z rozhraní mnohem rychleji než ocel, a tím zásadně mění tvar tavné lázně (Obr. 2-12). Změna tvaru tavné lázně se následně promítá i do stability procesu, rozsahu promíšení materiálů a výskytu defektů [13].



Obr. 2-12 Simulace teplotního pole a) 316 na substrátu CuCr1Zr b) CuCr1Zr na substrátu 316L [15]

Rozdílná teplotní roztažnost

Dalším zásadním faktorem je rozdíl v koeficientu teplotní roztažnosti. Při ochlazování materiálového spoje vede rozdílný koeficient tepelné roztažnosti k nesterátnému tepelnému smrštění obou materiálů, a tím ke vzniku napěťových koncentrací (Obr. 2-13) na rozhraní [13]. Materiál s vyšší tepelnou roztažností má tendenci více se smršťovat a dostává se do tahového stavu, zatímco materiál s nižší tepelnou roztažností je zatěžován tlakem; pokud jsou takto vzniklá napětí dostatečně vysoká, mohou iniciovat plastickou deformaci nebo přímo trhliny [13].



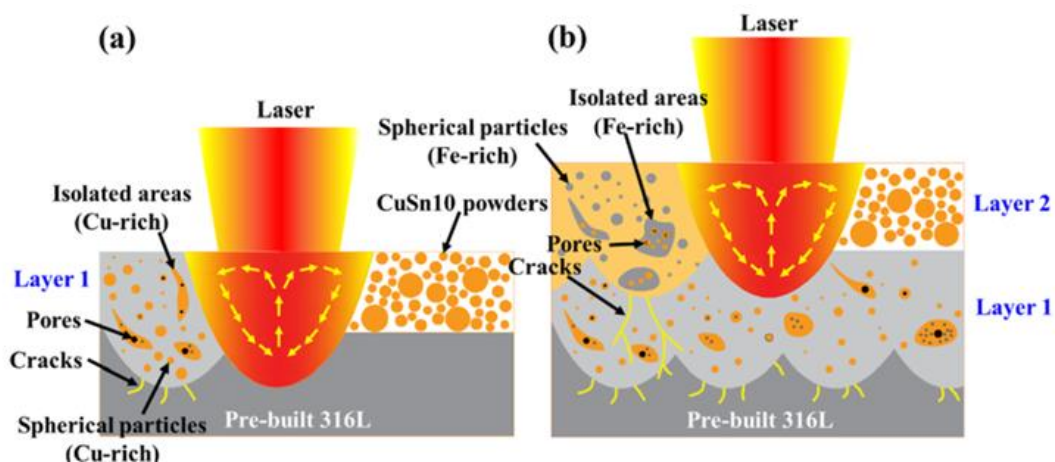
Obr. 2-13 Rozložení napětí při výrobě CuCr1Zr na 316L [15]

2.6 Multimateriálová rozhraní

2.6.1 Děje v tavné lázni

Rozhraní mezi dvěma materiály nepředstavuje pouze geometrickou hranici, ale oblast, v níž se současně mění tepelná vodivost, teplota tání, hustota, absorptivita laserového záření i povrchové napětí taveniny. V důsledku toho se tavná lázeň v okolí rozhraní chová odlišně než při tisku jednoho materiálu, a právě zde se rozhoduje o šířce přechodové zóny, míře promísení prvků i o vzniku lokálních defektů [16].

Základním mechanismem transportu hmoty v tavné lázni je proudění vyvolané gradientem povrchového napětí, tzv. Marangoniho konvekce. U rozhraní 316L/CuSn10 bylo experimentálně ukázáno, že přenos Fe, Cr, Cu a dalších prvků v oblasti rozhraní je řízen právě Marangoniho prouděním, které způsobuje migraci materiálu mezi oběma stranami tavné lázně (Obr. 2-14). Liu a kol. [17]. uvádějí, že spodní část 316L může být vtahována do horní taveniny CuSn10, zatímco měděná slitina je současně strhávána dolů do natavené oblasti oceli [17].



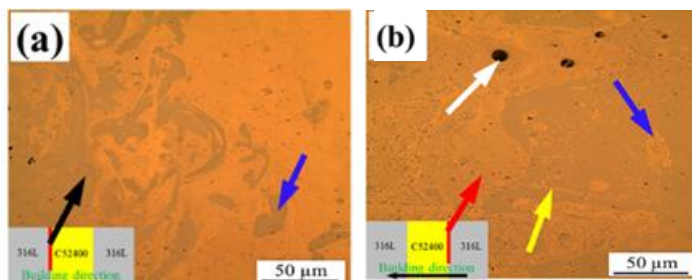
Obr. 2-14 Schematický nákres dějů na rozhraní: a) první vrstva b) druhá vrstva [17]

Dále děje v tavné lázni ovlivňuje také rozdílné hustoty obou tavenin. Například u systému 316L/CuSn10 vykazuje CuSn10 s hustotou přibližně $8,8 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ tendenci v tavné lázni klesat, zatímco 316L s hustotou přibližně $7,98 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ má tendenci vystupovat vzhůru [17]. Tato hustotně řízená migrace podporuje další mísení obou materiálů a vede k tomu, že rozhraní není po ztuhnutí ostré, ale obsahuje Fe-rich a Cu-rich oblasti různých tvarů [17]. Z hlediska mikrostrukturního vývoje je významné, že po solidifikaci tavné lázně nevzniká na rozhraní homogenní přechod, ale prostorově proměnlivá struktura [17].

2.6.2 Vliv pořadí tisku materiálů

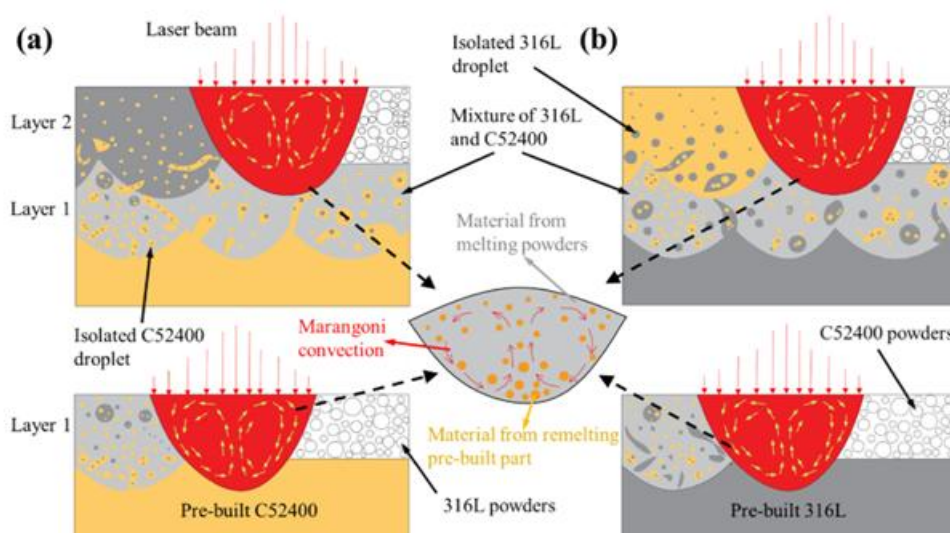
V případě multimateriálového systému ocel–měď představuje pořadí tisku obou materiálů základní faktor, který přímo ovlivňuje podobu tavné lázně, šířku rozhraní, typ a hustotu defektů i výslednou mechanickou integritu rozhraní. Rozhraní vzniklé při tisku mědi na ocel se mikrostrukturně liší od rozhraní vytvořeného při opačném pořadí [11].

Velmi názorné srovnání poskytuje práce Bai a kol. [18], kde byly zkoumány obě možnosti: tisk mědi na ocel a tisk oceli na měď. Při tisku oceli na měď vzniká mělká a širší tavná lázeň, zatímco při tisku mědi na ocel je tavná lázeň hlubší a užší [18]. Současně bylo zjištěno, že při tisku mědi na 316L vzniká výraznější přechodová oblast, protože proudící měděná tavenina intenzivněji promísí přetavenou ocel s měděnou slitinou, zatímco při opačném pořadí takto výrazná přechodová zóna nevzniká (Obr. 2-15). Proto konfigurace mědi na oceli vykazuje příznivější kombinaci vlastností: širší rozhraní, menší počet trhlin a lepší kvalitu spojení než opačná konfigurace [18].



Obr. 2-15 Rozhraní a) 316L na C5240 b) 52400 na 316L [18]

Hlavní příčina tohoto rozdílu spočívá v rozdílném odvodu tepla. Při tisku oceli na měděný podklad je část dodané energie okamžitě odváděna do vysoce vodivého měděného substrátu, takže efektivní energetický vstup do tavné lázně 316L klesá, což podporuje vznik trhlin, dutin a pórů [18]. Naopak při tisku mědi na ocel je tepelné zatížení rozhraní vyšší a vzniká širší promísená oblast, v níž může být dosaženo lepšího metalurgického spojení [18].



Obr. 2-16 Schéma dějů v tavné lázni a) 316L na C52400 b) C52400 na 316 [18]

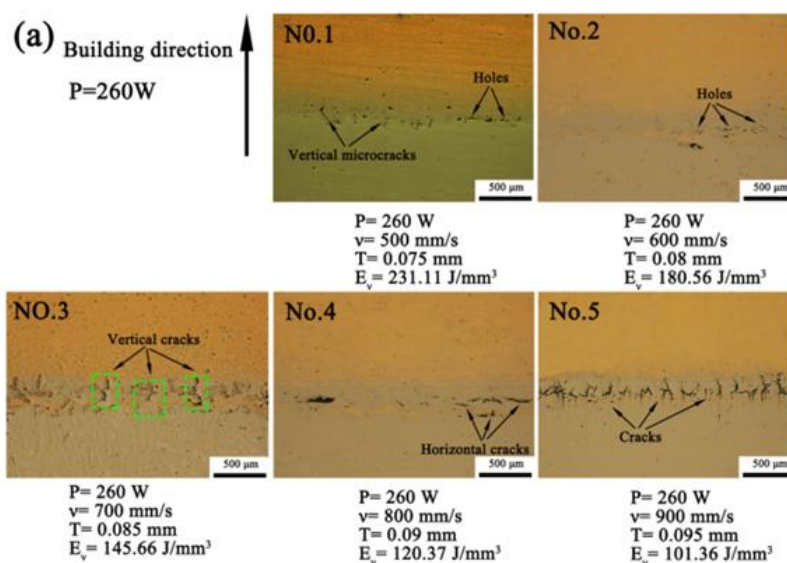
2.6.3 Vliv procesních parametrů na kvalitu multimateriálového rozhraní

Kvalita multimateriálového rozhraní je výrazně závislejší na procesních parametrech než kvalita objemových oblastí jednotlivých materiálů. Důvodem je skutečnost, že na rozhraní se současně mění absorpce laserového záření, tepelná vodivost a teplota tání, takže lokální tepelná historie je podstatně složitější [19]. Z tohoto důvodu nelze parametry optimalizované pro samostatný tisk oceli nebo měděné slitiny automaticky považovat za vhodné i pro multimateriál [19].

Vliv laserového výkonu a skenovací rychlosti na kvalitu rozhraní

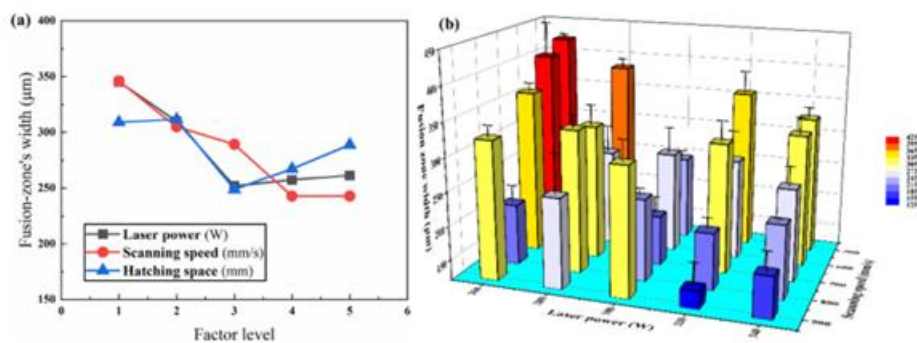
Laserový výkon a skenovací rychlost představují u multimateriálového rozhraní ocel–měď nejvýznamnější procesní parametry, protože společně určují okamžitý energetický vstup do práškového lože, dobu existence tavné lázně, hloubku přetavení předchozí vrstvy i míru promísení obou materiálů [19].

Podrobněji byl vliv výkonu, skenovací rychlosti a rozteče skenovacích drah analyzován ve studii Chen a kol. [20] na systému 316L/CuSn10, kde byly na prvních dvaceti vrstvách CuSn10 po vytvoření 316L provedeny experimenty s výkonem 260–340 W a skenovací rychlostí 500–900 mm·s⁻¹ [20]. Výsledky ukázaly, že mechanická odezva rozhraní se v tomto okně výrazně mění. Nejlepší výsledek poskytl vzorek č. 14 s parametry 300 W a 800 mm·s⁻¹, u něhož byla dosažena mez pevnosti v tahu 459,54 ± 3,08 MPa a tažnost 5,23 ± 0,65 %. Naopak nejhorší výsledek byl zaznamenán u vzorku č. 17 s parametry 320 W a 600 mm·s⁻¹, kde mez pevnosti v tahu klesla na 199,02 ± 0,56 MPa a tažnost na 1,70 ± 0,22 % [20]. Autoři současně ukazují, že při nízkém energetickém vstupu vznikají především póry a trhliny v horizontálním směru vedoucí až ke ztrátě soudržnosti, zatímco při příliš vysokém energetickém vstupu se objevují vertikální mikrotrhliny [20].



Obr. 2-17 Vliv skenovací rychlosti a rozteči skenovacích drah na kvalitu rozhraní [20]

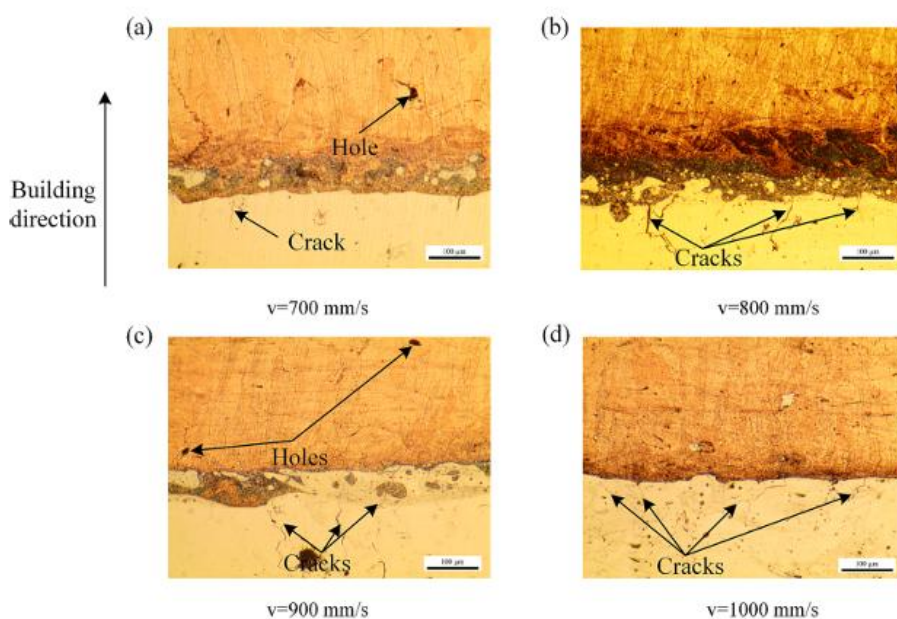
Změna laserového výkonu a skenovací rychlosti se přímo promítla i do šířky rozhraní, která se pohybovala v poměrně širokém rozmezí od 146,17 ± 34,18 µm do 422,40 ± 6,98 µm [20]. Statistické vyhodnocení současně ukázalo, že největší vliv na tuto veličinu měla skenovací rychlost, následovaná laserovým výkonem, zatímco vliv rozteče skenování byl podstatně menší (Obr. 2-18). Se zvyšující se skenovací rychlostí se šířka rozhraní zmenšovala, což autoři vysvětlují kratší dobou existence tavné lázně a tím i kratší dobou difuze prvků mezi 316L a CuSn10 [20].



Obr. 2-18 Hodnoty šířky rozhraní [20]

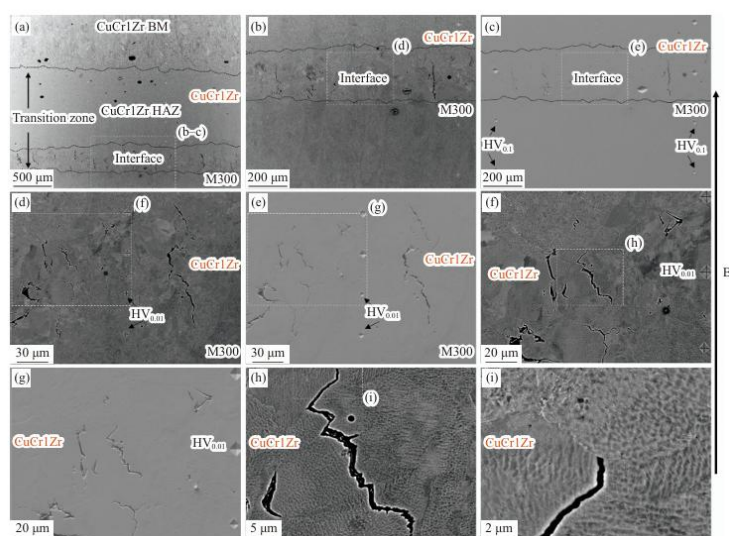
Z hlediska konkrétních parametrů je zajímavé, že největší šířka rozhraní, $422,40 \pm 6,98 \mu\text{m}$, vznikla u vzorku č. 1 při parametrech 260 W, $500 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ a rozteči skenovacích drah $0,075 \text{ mm}$, zatímco nejmenší šířka $146,17 \pm 34,18 \mu\text{m}$ byla zaznamenána u vzorku č. 20 při 320 W, $900 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ a rozteči skenovacích drah $0,085 \text{ mm}$ [20]. Nejlepší mechanické vlastnosti však nebyly spojeny s maximální šířkou, ale s její střední hodnotou. Vzorek č. 14, který vykazoval nejvyšší mez pevnosti v tahu $459,54 \pm 3,08 \text{ MPa}$ a tažnost $5,23 \pm 0,65 \%$, měl rozhraní široké $241,30 \pm 11,60 \mu\text{m}$ [20]. To naznačuje, že pro rozhraní 316L/CuSn10 není rozhodující maximalizace šířky přechodové oblasti, ale spíše nalezení takové kombinace výkonu a skenovací rychlosti, která zajistí dostatečné promísení bez nadměrného přehřátí a bez vzniku výrazných defektů [20].

Ještě hlubší fyzikální interpretaci poskytuje studie Mao a kol. [15] pro CuCrZr tištěnou na 316L. Při konstantním výkonu 400 W a rozteči skenovacích drah $110 \mu\text{m}$ bylo ukázáno, že zvýšení skenovací rychlosti ze 700 na $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ snižuje maximální teplotu v horní části 316L z 3398 K na 2830 K a současně mění teplotní gradient v okolí rozhraní [15]. Maximum teplotního gradientu se nacházelo právě na rozhraní CuCrZr/316L a bylo přímo spojeno se vznikem tepelného napětí. MKP analýza odhalila, že reziduální napětí v natavené oblasti substrátu vzrostlo se skenovací rychlostí ze 202 MPa při $700 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ na 228 MPa při $1000 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ a experimentálně bylo potvrzeno, že s rostoucí rychlostí přibývá i počet a délka trhlin na 316L straně [15], viz (Obr. 2-19).



Obr. 2-19 Vliv skenovací rychlosti na mikrostrukturu rozhraní [15]

Význam správné kombinace výkonu a skenovací rychlosti potvrzuje i práce Li a kol. [21] na systému M300/CuCr1Zr [21]. V práci byly testovány specifické parametry pro rozhraní v rozsahu 3 až 10 vrstev. Pro část z M300 byly použity parametry 200 W a $700 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a 500 W, $550 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ pro první natavení CuCr1Zr a $600 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ pro opětovné tavení [21]. Při konfiguraci M300 na CuCr1Zr vedly procesní parametry 200 W a $650 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ k hustotě defektů 0,73 %, zatímco zvýšení na 250 W a $875 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ snížilo hustotu defektů až na 0,03 % [21]. Naopak při konfiguraci CuCr1Zr na M300 se ukázalo jako výhodnější výkon snížit: kombinace 500 W a $600 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ bez vhodné úpravy rozhraní vedla k hustotě defektů až 0,61 % (Obr. 2-20), zatímco optimalizované parametry 400 W, $600 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ s opětovným tavením $650 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ snížily hustotu defektů na 0,04 % [21].

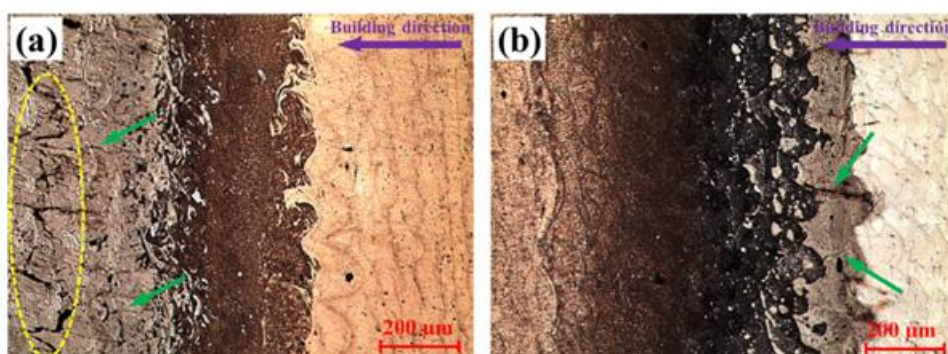


Obr. 2-20 SEM obrázek rozhraní rozhraní CuCr1Zr na M300 [21]

2.6.4 Typické defekty multimateriálového rozhraní

Trhliny

Za nejzávažnější defekt jsou u systému Fe–Cu obvykle považovány trhliny v oceli na rozhraní. Trhliny vznikají převážně v oblasti oceli a souvisejí především s nesouladem tepelné roztažnosti, tepelné vodivosti a teplot tání obou materiálů [6]. Vznikající reziduální napětí vyvolané vysokými teplotními gradienty se může koncentrovat právě na straně oceli, protože její nižší teplotní roztažnost omezuje deformaci mědi a podporuje vznik trhlin [6]. Trend je možné pozorovat na rozhraní 316L/C52400, kde byly trhliny pozorovány jak na rozhraní (Obr. 2-21), tak v předem vytvořené 316L oblasti v blízkosti tavné lázně [18].

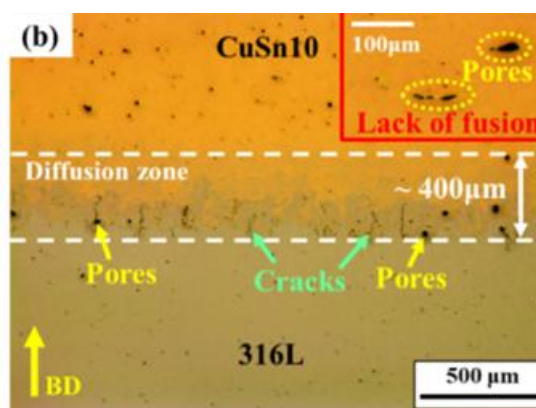


Obr. 2-21 Trhliny v 316L [18]

Porozita

Keyhole porozita defekt spojený s nadměrným lokálním energetickým vstupem, při němž se tavná lázeň stává hlubokou a úzkou a přechází do tzv. keyhole režimu [6]. U rozhraní odlišných materiálů je riziko keyhole porozity vyšší než u jednomateriálového tisku, protože lokální absorptivita, tepelná vodivost i tvar tavné lázně se při průchodu přes rozhraní výrazně mění [6].

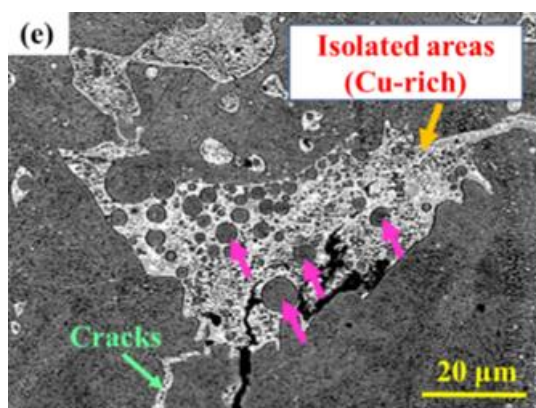
Lack-of-fusion porozita (Obr. 2-22) je spojena s nedostatečným lokálním energetickým vstupem, při němž nedochází k úplnému natavení prášku, dostatečnému překrytí sousedních drah ani k vytvoření spojitě metalurgické vazby mezi oběma materiály [6]. V multimateriálových systémech Fe–Cu je tento typ vady obzvláště častý, protože měď a její slitiny vykazují vysokou odrazivost laserového záření a současně velmi vysokou tepelnou vodivost [6].



Obr. 2-22 Rozhraní 316L a CuSn10 [17]

Chemická segregace

Dalším charakteristickým rysem rozhraní Fe–Cu je chemická a morfologická segregace, která sama o sobě nemusí být klasifikována jako defekt [11]. Liu a kol. u 316L/CuSn10 popsali vznik izolovaných Fe-rich a Cu-rich oblastí (Obr. 2-23) a malých sférických částic vznikajících v důsledku liquid phase separation a sekundární separace během rychlé solidifikace [17]. Tyto segregované oblasti vytvářejí lokálně nehomogenní přechodovou zónu, v níž se mění smrštění při tuhnutí, lokální napěťový stav i schopnost doplnění kapaliny do tuhnoucího objemu, a tím nepřímo podporují vznik dalších vad [11].

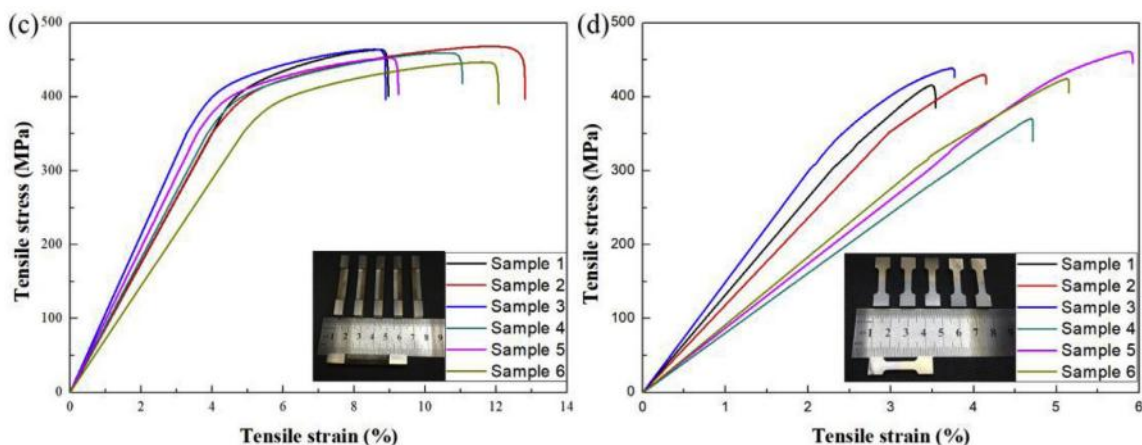


Obr. 2-23 Detail izolované Cu-rich oblasti v oceli 316L [17]

2.7 Mechanické vlastnosti multimateriálu ocel / slitina mědi

Z hlediska mechanických vlastností multimateriál představuje specifickou skupinu, protože výsledné vlastnosti nejsou určeny pouze vlastnostmi obou materiálů, ale především kvalitou přechodové oblasti, mírou promísení, přítomností trhlin a pórovitosti a také orientací rozhraní vůči směru zatěžování [6].

U horizontálních rozhraní jsou mechanické vlastnosti zpravidla lepší než u rozhraní vertikálních. Velmi dobře to ukazuje studie od Chen a kol. [22]. Autoři se zabývali materiálovou dvojicí 316L/CuSn10. Monolitická 316L vykazovala mez pevnosti v tahu $673,1 \pm 4,2$ MPa při tažnosti $35,4 \pm 1,4$ %, zatímco monolitický CuSn10 dosáhl $578,7 \pm 30,6$ MPa při tažnosti $23,9 \pm 2,9$ % [22]. Naproti tomu multimateriálové vzorky s horizontálním rozhraní dosáhly pouze $459,1 \pm 8,0$ MPa a tažnosti $10,5 \pm 1,7$ % [22], tedy hodnot zřetelně nižších než oba výchozí materiály. Autoři tento pokles dávají do souvislosti především s dendritickými trhlínami iniciovanými v blízkosti rozhraní a ocelovou oblastí, které urychlují lom při tahovém namáhání. Přesto byly horizontální vzorky stále mechanicky výkonnější než vzorky s vertikálním rozhraním, které ve stejné práci vykazaly ještě nižší pevnost $423,3 \pm 30,2$ MPa a výrazně nižší tažnost $4,6 \pm 0,9$ % [22].

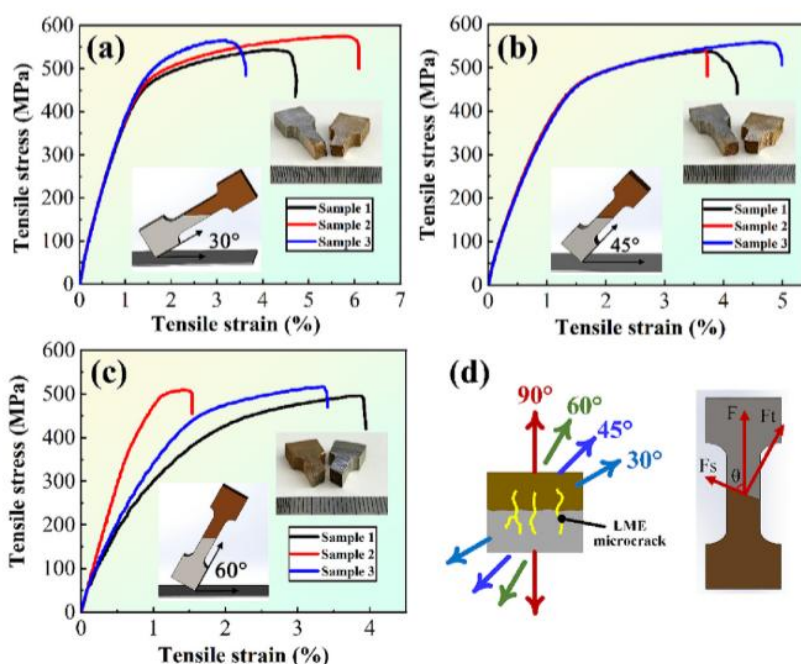


Obr. 2-24 Porovnání vzorků s horizontálním a vertikálním rozhraním [22]

Při širším pohledu na mechanické vlastnosti ocel–měď multimateriálů lze rozlišit dva dominantní scénáře porušení. V prvním případě je rozhraní nejslabším článkem systému a lom probíhá v přechodové oblasti nebo v její těsné blízkosti [6]; to bývá typické pro případy s přetrvávajícími mikrotrhlínami, neúplným natavením nebo nepříznivou lokální mikrostrukturou. Ve druhém případě je rozhraní natolik kvalitní, že k porušení dochází až v měkčí měděné části, což je z mechanického hlediska příznivější, neboť to indikuje, že samotná vazba mezi materiály již není limitujícím článkem [6].

Mechanické vlastnosti rovinného rozhraní skloněného k směru zatěžování

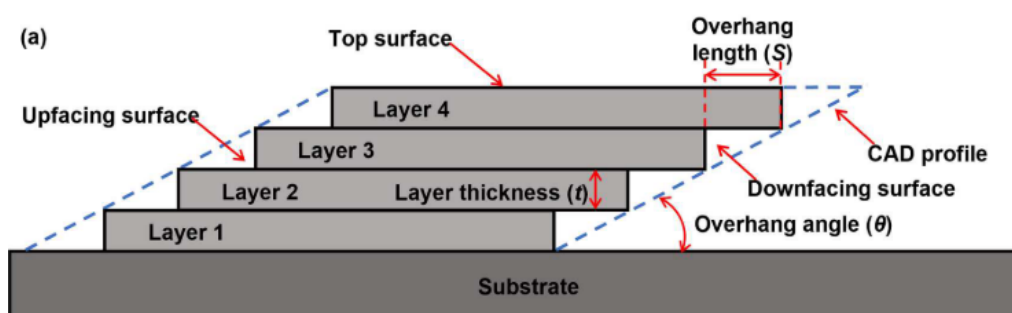
V práci Chen a kol. [23] byla zkoumána dvojice 316L/CuSn10 se zaměřením na vliv orientace rozhraní vůči směru zatěžování. Pro zhotovení objemových oblastí byly zvoleny optimalizované procesní parametry odpovídající předchozím studiím autorského kolektivu. Rozhraní bylo následně hodnoceno u vzorků vyrobených pod úhly 30°, 45° a 60° vůči substrátu, což umožnilo posoudit, jak změna geometrické orientace rozhraní ovlivňuje pevnost, místo porušení a celkový mechanismus lomu. Autoři uvádějí, že nejvyšší mez pevnosti byla dosažena u vzorků s orientací 30° k substrátu, konkrétně $562,90 \pm 16,85$ MPa, zatímco pro 45° byla naměřena $545,83 \pm 11,08$ MPa a pro 60° pak $507,44 \pm 10,71$ MPa [23]. Pro porovnání dále připomínají, že u dříve hodnocených vzorků 90° byla mez pevnosti pouze $459,54 \pm 3,08$ MPa [22]. Z toho vyplývá, že se zvětšováním úhlu od 30° směrem k 90° dochází k poklesu meze pevnosti v tahu. Současně se ukazuje, že změna úhlu neovlivňuje pouze pevnost, ale i místo porušení. Vzorky 30° a 45° lomově selhávaly v měděné oblasti, zatímco vzorky 60° selhávaly v rozhraní, stejně jako dříve zkoumané vzorky 90° [23]. Z mechanického hlediska tedy nižší úhly 30° a 45° vedly k příznivější distribuci napětí, zatímco při 60° a 90° se rozhraní znovu stalo preferovaným místem porušení. To je přisuzováno orientaci defektů, zejména LME trhlin, a směru zatížení, viz Obr. 2-25d. Při změně úhlu zkušebního tělesa se tedy mění i vzájemná orientace mezi směrem tahového zatížení a směrem potenciálního šíření těchto mikrotrhlin.



Obr. 2-25 a)-c) dosažené mechanické vlastnosti d) směr zatěžování vůči trhlinám [23]

2.8 Převisy

Převisové struktury představují v technologii LPBF jednu z nejvýznamnějších geometrických limitací procesu. Za převis je obvykle považována taková část geometrie, která není v průběhu výroby plně podepřena již ztuhlým materiálem a její spodní plocha je orientována směrem k nenatavenému prášku [24]. Plochy se sklonem menším než 45° vůči horizontální rovině představují z hlediska výroby bez podpor kritickou oblast, protože jejich kvalita bývá výrazně horší než u běžných objemových částí dílu [24]. Běžnou strategií pro výrobu ploch s menším sklonem je použití podpor. Cílem výzkumu je omezení potřeby použití podpor, protože podpěry prodlužují čas výroby, zvyšují spotřebu materiálu a vyžadují dodatečné odstranění a následné dokončovací operace. U vnitřních nebo obtížně přístupných dutin navíc podpěry často nelze po výrobě spolehlivě odstranit [24].



Obr. 2-26 Geometrie převisu [24]

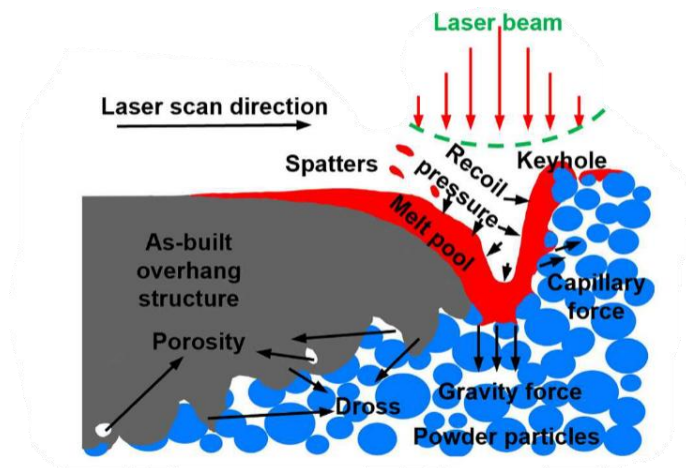
Z fyzikálního hlediska je převisová oblast specifická tím, že se nově vytvářená vrstva již neopírá o vyrobený kov po celé své ploše, ale zčásti o volný prášek, který poskytuje výrazně horší mechanickou oporu i podmínky pro odvod tepla. Právě tento rozdíl způsobuje, že se v převisových oblastech mění podmínky formování tavné lázně i následného tuhnutí, takže kvalita spodní plochy převisu bývá citlivější na lokální teplotní pole, na stabilitu procesu a na průběh vrstvení než u standardních objemových oblastí. V důsledku toho jsou převisové struktury obecně spojovány se zhoršenou rozměrovou přesností, vyšší drsností povrchu a zvýšenou pravděpodobností procesních nestabilit, přičemž intenzita těchto problémů zpravidla roste s klesajícím úhlem převisu [24].

2.8.1 Defekty

Mezi dva nejčastější defekty převisových ploch patří dross na ploše směřující dolů a warping, tj. deformace celé převisové oblasti vlivem zbytkových napětí. Tyto dva jevy představují hlavní překážku pro spolehlivou výrobu převisů, protože se přímo promítají do rozměrové přesnosti, kvality povrchu i stability dalšího průběhu procesu [24].

Dross

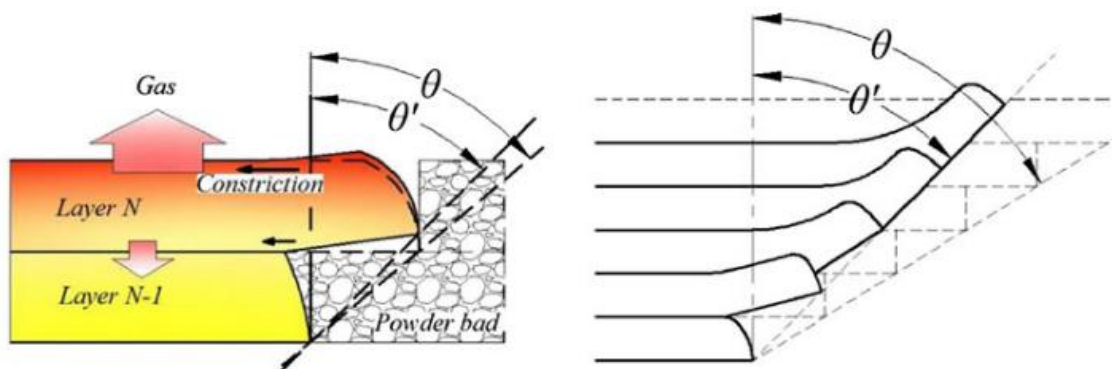
Pojem dross označuje nadbytečný materiál vytvářející se na povrchu převisu v důsledku nadměrného natavení a ulpívání částečně roztavených práškových částic. Tento defekt vzniká především proto, že spodní plocha převisu je v přímém kontaktu s volným práškem, které neposkytuje srovnatelnou tepelnou ani mechanickou oporu jako kompaktní podklad. Následkem je zhoršený odvod tepla, hlubší a méně stabilní tavná lázeň a zvýšená tendence k přetavení prášku pod převisem [24]. Dross se projevuje zvýšenou drsností a zhoršenou rozměrovou přesností spodní plochy, ale může být doprovázen i lokální pórovitostí a dalšími vadami v blízkosti plochy směřující k prášku [24].



Obr. 2-27 Schéma vzniku drossu [24]

Warping

Druhým nejvýraznějším defektem je warping, což je deformace převisové struktury vyvolaná akumulací zbytkových napětí. Ten vzniká, protože nově vytvářená oblast není dostatečně podepřena práškem a současně je vystavena výrazným teplotním gradientům během cyklického ohřevu a ochlazování. Výsledkem je lokální zakřivení nebo vychýlení převisu, které vede k rozměrovým odchylkám a může narušit rovnoměrné nanášení následujících vrstev. V pokročilejším stadiu může tato dále zhoršovat podmínky na ploše směřující k prášku, a tím podporovat i rozvoj drossu, v extrémních případech pak deformovaná oblast představuje riziko kolize s nanášečem prášku [24].



Obr. 2-1 Warping a) vznik warpingu b) akumulace warpingu [25]

Oba tyto jevy jsou důsledky téže nepříznivé tepelné a mechanické situace v převisové oblasti. Nedostatečný odvod tepla a lokální přehřívání podporují nadměrné natavení a tvorbu drossu, zatímco současně vedou ke vzniku a akumulaci zbytkových napětí, která se uvolňují deformací. S klesajícím úhlem převisu se oba mechanismy obvykle zesilují, protože se snižuje efektivní kontakt převisu s již zhotovenou částí dílu a roste podíl oblasti, která je během tisku podpírána práškem [24].

2.8.2 Další procesní parametry ovlivňující kvalitu převisů

Kvalita převisových struktur je výsledkem souběžného působení celé řady vzájemně provázaných faktorů, které společně řídí tepelnou bilanci oblasti převisu, stabilitu tavné lázně a vývoj zbytkových napětí [24]. Kromě základních procesních parametrů se v průběhu řešení této práce ukázaly jako kritické i další procesní parametry.

Předehřev

Hlavním efektem předehřevu je snížení teplotního gradientu mezi právě tavenou vrstvou a okolním materiálem, a tím i omezení zbytkových napětí. Předehřev navíc zvyšuje počáteční teplotu oblasti, do níž je energie přiváděna, takže část dodaného tepla není spotřebována na překonání tak velkého rozdílu mezi teplotou okolí a teplotou tavení [24]. Například u slitiny AlSi12 vedlo zvýšení teploty předehřevu z 100 °C na 380 °C k prodloužení dosažitelné délky vodorovného převisu z 5 mm na 10 mm, což bylo přisuzováno redukci teplotního gradientu, tak i příznivějším podmínkám pro relaxaci napětí během stavby [26].

Doba ochlazení mezi vrstvami (interlayer cooling time)

Významnou roli hraje doba ochlazení mezi vrstvami, což čas potřebný pro nanesení další vrstvy prášku a případná další časová prodleva. Delší doba chlazení vede ke snížení předdepoziční teploty další vrstvy, omezuje kumulaci tepla v oblasti převisu a může tak zmírnit nadměrnou hloubku tavné lázně, pórovitost i reziduální napětí. Současně však delší chlazení snižuje produktivitu procesu, takže z technologického hlediska je nutné hledat kompromis mezi tepelnou stabilitou a výrobní efektivitou [24].

2.8.3 Vliv procesních parametrů

Z hlediska řízení kvality přepisových struktur představují nejdůležitější skupinu ovlivňujících veličin základní laserové procesní parametry, zejména výkon laseru, skenovací rychlost a skenovací strategie, protože nejsilněji ovlivňují tavnou lázeň [27].

Objemová hustota energie (volumetric energy density)

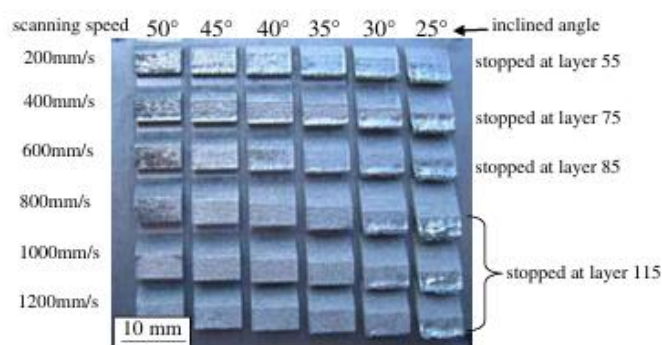
Pro kvantifikaci dodané energie se běžně používá pojem objemová hustota energie (volumetric energy density - VED), která je definována vztahem mezi laserovým výkonem, skenovací rychlostí, roztečí drah a tloušťkou vrstvy. Přestože VED nedokáže plně vystihnout komplexní děje probíhající v tavné lázni, zůstává v oblasti přepisových struktur nejpoužívanějším souhrnným ukazatelem, protože umožňuje alespoň orientačně porovnávat různé kombinace parametrů a jejich vliv na kvalitu tisku. Současně však je třeba interpretovat VED obezřetně, protože dvě různé kombinace výkonu a rychlosti mohou při stejné nominální VED vést k odlišnému chování tavné lázně [27].

$$VED = \frac{LP}{LS \cdot LT \cdot HD} \text{ (J/mm}^3\text{)} \quad (1)$$

Hlavní strategií při tisku přepisů v LPBF je snižování VED v oblasti převisu. Důvodem je snaha omezit lokální přehřívání, nadměrné prohloubení tavné lázně a následné přetavování volného prášku pod převise, které přímo podporuje tvorbu drossu a zhoršení rozměrové přesnosti. Tato strategie popisována jako široce akceptovaná praxe, protože nižší energetický vstup obvykle vede k menšímu melt poolu. Příliš nízká energetická hustota sice může omezit dross, ale zároveň podporuje vznik mělké a široké tavné lázně v conduction režimu, oslabení mezivrstevové vazby, nedostatečné smáčení a vznik nepravidelné pórovitosti nebo trhlin [24].

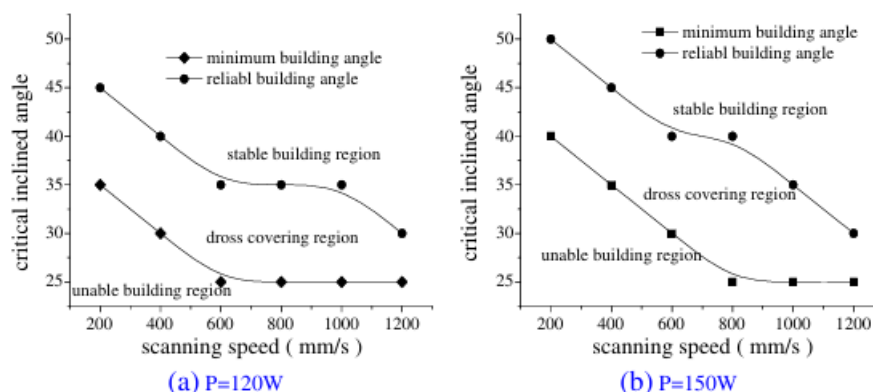
Vliv laserového výkonu a skenovací rychlosti na tisk převisů

V práci Wang a kol. [28] se zabývali testováním různých převisových úhlů, vyrobených z oceli 316L. První testované procesní parametry byly výkon laseru 200 W a skenovací rychlosti 200 mm/s a 600 mm/s. Zkoušené úhly převisu byly 45°, 40°, 35°, 30° a 25°, počet vrstev činil 100 a velikost každé zkoumané převisové plochy byla 10 × 5 mm. Výsledky ukázaly velmi výrazný vliv skenovací rychlosti. Při rychlosti 600 mm/s bylo možné převisové plochy s úhlem 30° a vyšším vytisknout bez zásadních problémů, zatímco při 25° se sice objevilo mírné zvlnění a deformace, ale tisk mohl pokračovat [28]. Naproti tomu při rychlosti 200 mm/s byly deformace podstatně závažnější; autoři uvádějí, že i při úhlu 45° byly patrné warping defekty a se snižováním úhlu se kvalita dále prudce zhoršovala [28].



Obr. 2-28 Vyrobené vzorky [28]

V navazující sérii autoři systematicky rozšířili rozsah parametrů a sledovali vztah mezi laserovým výkonem, skenovací rychlostí a tzv. kritickým úhlem převisu. Úhel převisu byl zde volen v rozsahu 50° až 25°, laserový výkon byl nastaven na 120 W, 150 W a 180 W a skenovací rychlost byla měněna od 200 do 1200 mm/s [28]. Důležitým metodickým momentem je, že autoři experiment cíleně ukončovali ve chvíli, kdy převis vykazoval závažné defekty. Například při výkonu 180 W a rychlosti 200 mm/s začal převis s úhlem 25° deformovat již kolem 15. vrstvy a celá skupina vzorků tištěných při 200 mm/s musela být zastavena v 55. vrstvě. Při rychlosti 400 mm/s byly vzorky zastaveny v 75. vrstvě, při 600 mm/s v 85. vrstvě, a teprve při rychlostech 800, 1000 a 1200 mm/s bylo možné pokračovat do přibližně 115. vrstvy, než se warping stal kritickým [28]. Studie tak jednoznačně ukázala, že kombinace nízké rychlosti a vysokého výkonu je pro převisové struktury nejrizikovější, protože vede k akumulaci tepla, nárůstu zbytkových napětí a rychlému rozvoji deformací [28].



Obr. 2-29 Závislost kritického úhlu na skenovací rychlosti při různých úrovních výkonu [28]

Autoři navíc ukázali, že problém není omezen pouze na nominální energetický vstup, ale souvisí také s akumulací napětí v čase. Pomocí průběžného sledování procesu dokumentovali, že při konstantních parametrech se warping neobjevuje okamžitě, ale narůstá s počtem vrstev. V jejich experimentech nebyl během prvních zhruba 10 vrstev patrný výrazný warping, první lokální deformace se začaly objevovat kolem 15. vrstvy a s dalším růstem počtu vrstev se zóna deformace rozšiřovala z oblasti malých úhlů a nízkých rychlostí směrem do „bezpečnějších“ oblastí. Přibližně kolem 53. vrstvy byl warping již natolik výrazný, že výška deformované oblasti překračovala přednastavenou tloušťku následující vrstvy [28]

Slitina CuCr1Zr

Měděná slitina CuCr1Zr (EN CW106C) je nízkolegovaná precipitačně vytvrditelná měděná slitina. Její význam spočívá v tom, že kombinuje velmi vysokou elektrickou a tepelnou vodivost s mechanickými vlastnostmi podstatně lepšími, než jaké vykazuje čistá měď. Právě tato kombinace činí CuCr1Zr mimořádně atraktivní pro technické aplikace, kde je třeba současně efektivně vést teplo nebo elektrický proud a zároveň zachovat dostatečnou pevnost a odolnost vůči opotřebení [29]. Vysoká elektrická vodivost této slitiny souvisí s nízkou rozpustností Cr a Zr v měděné matici, zatímco vysoká pevnost je dosažena zejména precipitačním a disperzním zpevněním. Vlastnosti slitiny významně závisejí na tom, zda byla aplikována rozpouštěcí úprava, stárnutí nebo přímé stárnutí [29]. Z hlediska průmyslového použití se CuCr1Zr uplatňuje v nástrojařství, elektronice a ve vysoce tepelně namáhaných součástích. Typické aplikace jsou elektrody, tepelné výměníky a komponenty vystavené vysokým tepelným tokům [6]. LPBF zpracování CuCr1Zr je technologicky náročné z důvodu nízké absorpce infračerveného záření v oblasti běžně používané u vláknových laserů kolem 1070 nm a velmi vysokou tepelnou vodivostí [6].

Nástrojová ocel 13Ni400

AISI 13Ni400 (EN X2NiCoMo13-15-10, Maraging steel 60) náleží do skupiny vysoce pevných precipitačně vytvrditelných nástrojových ocelí na bázi Fe–Ni, které nacházejí uplatnění zejména v nástrojářství a výrobě forem díky kombinaci vysoké tvrdosti, odolnosti proti opotřebení, rozměrové stability a současně dobré zpracovatelnosti metodou LPBF [21]. Mezi další příklady patří H13 nebo M300. Typickým příkladem použití je výroba nástrojů, forem a zápusťek [21].

2.9 Shrnutí hlavních zjištění

Výroba multimateriálových dílů metodou LPBF představuje perspektivní přístup k výrobě součástí s lokálně přizpůsobenými materiálovými vlastnostmi. Výroba geometricky složitějších multimateriálových struktur však vyžaduje použití pokročilých systémů nanášení prášku, které umožňují v rámci jedné vrstvy přesně nanášet více různých materiálů. Právě technologická náročnost těchto systémů je jedním z důvodů, proč se převážná část dosavadních prací zaměřovala zejména na horizontální rozhraní. Pro experimentální část této práce je navíc podstatné, že na dostupném zařízení lze realizovat pouze výrobu horizontálního plošného rozhraní. Dalším zásadním poznatkem řešerše je skutečnost, že materiálový systém ocel–měď patří mezi perspektivní, a relativně dobře spojitelné kombinace (i přes zmíněné problémy) pro multimateriálovou výrobu. Systém Fe–Cu je charakteristický omezenou vzájemnou rozpustností, absencí stabilních intermetalických fází a současně výrazným nesouladem tepelně-fyzikálních vlastností, zejména teplot tání, tepelné vodivosti a koeficientu teplotní roztažnosti [11]. V důsledku toho vzniká v oblasti rozhraní nehomogenní tavná lázeň, segregace do Fe-rich a Cu-rich oblastí, vysoké teplotní gradienty a zvýšená náchylnost ke vzniku trhlin, pórů a lack-of-fusion defektů [11]. Na podobu rozhraní má významný vliv pořadí tisku materiálů, protože při tisku měděné slitiny na ocel obvykle vzniká širší přechodová oblast a příznivější metalurgická vazba, zatímco při opačném pořadí vysoká tepelná vodivost měděného substrátu urychluje odvod tepla a zvyšuje riziko defektů [9]. Z hlediska funkčních vlastností je podstatné, že mechanická odezva multimateriálových vzorků není dána pouze vlastnostmi obou výchozích materiálů, ale zejména kvalitou přechodové oblasti, mírou promísení a přítomností lokálních defektů. Dále jsou mechanické vlastnosti prostorového rozhraní bílým místem, z důvodu problematické výroby. Chen a kol. [23] ukázali u systému 316L/CuSn10, že se změnou úhlu rozhraní vůči směru zatěžování dochází ke zlepšení mechanických vlastností v porovnání s rozhraním zatěžovaným kolmo, což naznačuje, že geometrie rozhraní značně ovlivňuje přenos zatížení [23]. Významnou část řešerše tvoří také problematika přewisových struktur. S klesajícím úhlem převisu se zhoršují podmínky odvodu tepla, snižuje se kvalita povrchu a kvalita tisku se stává silně závislou na lokálním energetickém vstupu [24].

3 ANALÝZA PROBLÉMU A CÍL PRÁCE

3.1 Analýza problému

Rešerše přepisových struktur ukazuje, že se se snižujícím se úhlem výrazně mění podmínky odvodu tepla, roste náchylnost k lokálnímu přehřívání a zvyšuje se pravděpodobnost vzniku drossu a warpingu. Základní strategie používaná při výrobě přepisů spočívá ve snížení dodávané energie. Tento přístup však byl dosud zkoumán pouze pro tisk z jednoho materiálu. V literatuře chybí propojení optimalizace procesních parametrů pro multimateriálové rozhraní se současným zohledněním jevů typických pro přepisové oblasti. Není dostatečně objasněno, jaké procesní parametry je vhodné použít při výrobě přepisové struktury tvořené dvěma odlišnými materiály, jak má být energetický vstup modifikován v závislosti na úhlu sklonu rozhraní ani jak se do tohoto vztahu promítá pořadí tisku materiálů.

Další významná mezera v poznání se týká mechanických vlastností. Vliv úhlu rozhraní na mechanickou odezvu byl v dostupné literatuře systematicky hodnocen pouze pro systém 316L/CuSn10, u něhož bylo prokázáno, že změna orientace rozhraní významně ovlivňuje mez pevnosti v tahu i místo porušení. Pro kombinaci CuCr1Zr–Maraging steel 60 však srovnatelná data dosud chybí. Současně je třeba zdůraznit, že publikované výsledky pro systém 316L/CuSn10 byly získány pouze pro konkrétní sadu procesních parametrů. Nelze tedy vyloučit, že při použití optimalizovaných parametrů by se mechanické vlastnosti rozhraní, a případně i samotný mechanismus porušení, mohly významně změnit.

3.2 Výzkumné otázky

Na základě uvedené mezery v poznání byly formulovány výzkumné otázky zaměřené na dva hlavní okruhy. Prvním z nich je vliv procesních parametrů na kvalitu rozhraní, protože při výrobě skloněných vzorků se současně uplatňují jevy typické pro multimateriálové spojení systému Fe–Cu i pro přepisové oblasti. Druhým okruhem je vliv geometrie skloněného rozhraní na mechanické vlastnosti multimateriálových vzorků, protože změna úhlu rozhraní ovlivňuje jak délku rozhraní, tak poměr normálového a smykového zatížení při tahové zkoušce.

O1: O kolik procent je nutné snížit objemovou hustotu energie (VED) při výrobě skloněných rozhraní, abychom dosáhli vysoké relativní hustoty rozhraní?

O2: Jaký vliv má úhel rozhraní na mechanické vlastnosti multimateriálových vzorků (R_m , $R_{p0,2}$, ϵ) vyrobených technologií LPBF?

O3: Jak se liší mechanické vlastnosti vzorků se stejným úhlem rozhraní při použití optimalizovaných a neoptimalizovaných procesních parametrů?

3.3 Cíl práce

Hlavním cílem diplomové práce je popsat mechanické vlastnosti prostorového multimateriálového rozhraní mezi slitinou mědi CuCr1Zr a nástrojovou ocelí Maraging steel 60.

Mezi dílčí cíle diplomové práce patří:

- Navržení experimentálních těles a metod testování a vyhodnocení
- Experimentální stanovení procesních parametrů pro různé prostorové uspořádání rozhraní
- Stanovení mechanických vlastností

Práce je založená na experimentálním stanovení procesních parametrů pro výrobu multimateriálových vzorků metodou SLM. Výzkum je zaměřen na plošné horizontální rozhraní, které lze vyrobit současným nanášecím systémem na stroji SLM 280HL v laboratořích odboru RIAT. Cílem je prozkoumání vlivu výkonu laseru a skenovací rychlosti na strukturu a mechanické vlastnosti MM vzorků, což by v budoucnosti mohlo být použito k lokální modifikaci procesních parametrů v problematických místech součástí.

3.4 Hypotézy

Na základě analýzy současného stavu poznání o prostorově tvarovaných rozhraních byly pro navržené výzkumné otázky vytvořeny tyto hypotézy:

H1.1: Procentní závislost snížení dodávané objemové hustoty energie (VED) pro dosažení nejvyšší relativní hustoty má lineární závislost na úhlu pro Maraging steel 60 i CuCr1Zr při tisku CuCr1Zr na Maraging steel 60

H1.2: Procentní závislost snížení dodávané objemové hustoty energie (VED) pro dosažení nejvyšší relativní hustoty má lineární závislost na úhlu pro Maraging steel 60 i CuCr1Zr při tisku Maraging steel na CuCr1Zr

Při tisku převisů dochází vlivem omezené schopnosti prášku odvádět teplo k přehřátí a vzniku defektů. Proto je nejjednodušší strategie pro tisk převisů omezení energetického vstupu. V literatuře nebyl nalezen žádný univerzální předpis, jak energii v porovnání s výchozími parametry upravit. Protože se ale objem materiálu nad nenataveným práškem lineárně zvyšuje s klesajícím úhlem, tak i závislost, jak snížit dodávanou energii mohla být lineární

H2.1: Mechanické vlastnosti konfigurace CuCr1Zr na Maraging steel 60 budou dosahovat nejlepších hodnot při úhlu 30°

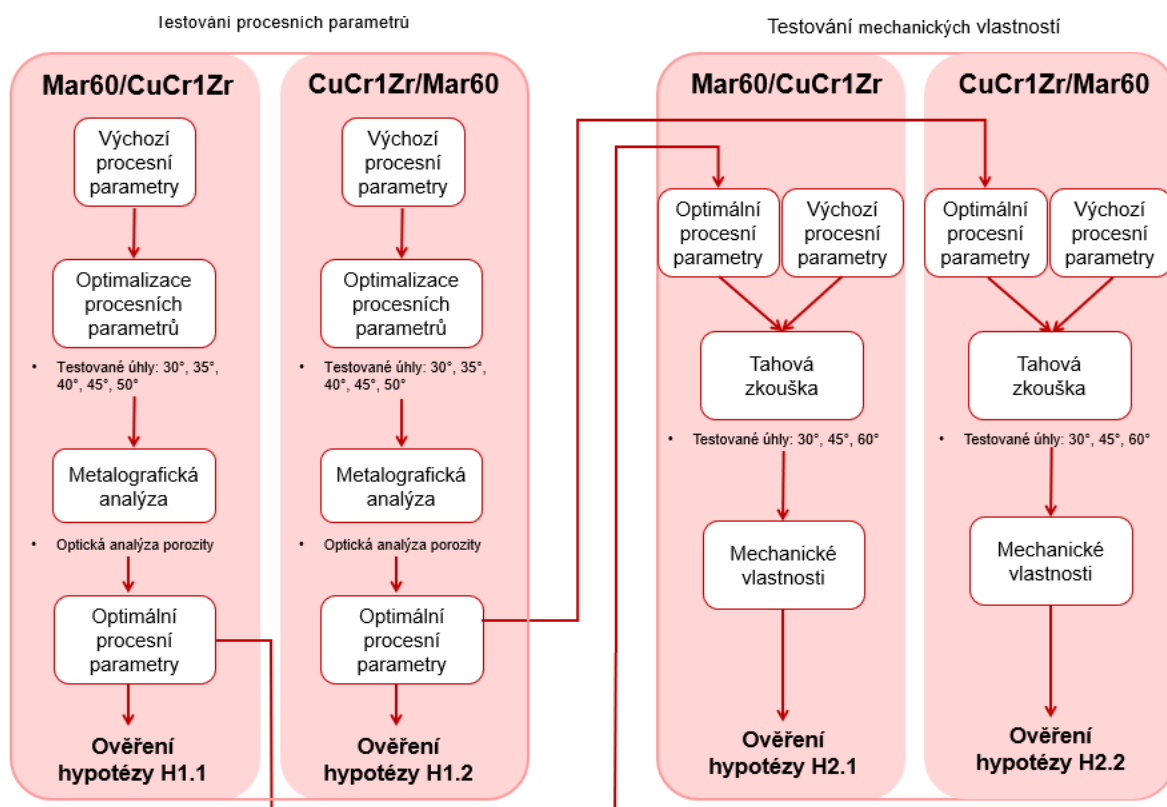
H2.1: Mechanické vlastnosti konfigurace Maraging steel 60 na CuCr1Zr budou dosahovat nejlepších hodnot při úhlu 30°.

Chen a kol. se v článku [23] zabývali vlivem změny sklonu vzorku a délky rozhraní na mechanické vlastnosti, přičemž nejlepších mechanických vlastností bylo dosaženo při úhlu 30°. Při snižování úhlu rozhraní ke směru zatěžování dochází také změně úhlu trhlin. To má za následek omezení jejich šíření a zlepšení mechanických vlastností [23].

4 MATERIÁL A METODY

4.1 Metodika

Výzkumný problém řešený touto diplomovou prací je relační, protože cílem je stanovit vliv procesních parametrů (výkon laseru, skenovací rychlost) na relativní hustotu multimateriálového rozhraní. Pro řešení byla použita empirická metoda výzkumu, protože výzkum sestával z experimentů, jejichž cílem bylo kvantitativní získání dat o mechanických vlastnostech. Bylo sestaveno schéma práce, které je zobrazeno na Obr. 4-1.



Obr. 4-1 Schéma řešení diplomové práce

Postup práce sestával z 2 částí. V první části bylo cílem vyrobit experimentální vzorky s použitím různých procesních parametrů. Pro výrobu byly použity již otestované procesní parametry pro horizontální rozhraní[30], tak i nové procesní parametry, které zahrnovaly pokles VED. Poté byla na vzorcích vyhodnocena porozita. Vhodnost použitých procesních parametrů se projeví na porozitě, druhu defektů a promíšení materiálů v rozhraní. Z dat o relativní hustotě pro vzorky u všech úhlů sklonu bude následně otestována hypotéza **H1**.

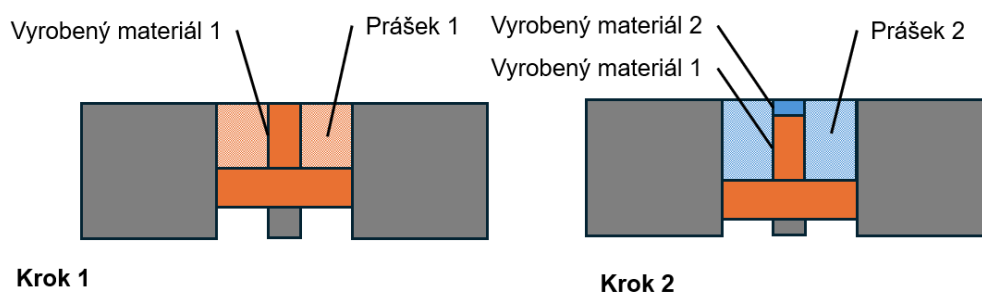
Na základě vyhodnocení porozity byly vybrány procesní parametry, které byly použity pro výrobu vzorků pro otestování mechanických vlastností. Dále byly otestovány mechanické vlastnosti vzorků vyrobených s původními, neoptimalizovanými procesními parametry. Hypotéza **H2** bude otestována porovnáním mechanických vlastností mezi jednotlivými úhly.

Pro snazší orientaci v práci je nutné stanovit metodiku označování vyrobených vzorků. Z důvodu omezení prostoru na stavěcí ploše bylo nutné provést celkem 8 staveb. Interní pojmenování pro výrobu vzorků na 3D tiskárně je „job“, či případně „stavba“. Dále byly testovány obě materiálové kombinace, tj. Mar60 na CuCr1Zr a CuCr1Zr na Mar60, pro zjednodušení budou dále označovány jako př. Mar60/CuCr1Zr, přičemž to odpovídá pořadí materiálů ve směru, tj. od stavěcí plochy směrem vzhůru podle osy Z.

4.1.1 Výroba experimentálních vzorků

Pro výrobu všech vzorků byla použita 3D tiskárna SLM 280 HL, od společnosti SLM Solutions AG (Lubeck, Německo). Tavení prášku probíhá 700 W laserem YLR 700 WC od společnosti IPG Photonics (Oxford, Massachusetts, USA) s vlnovou délkou 1070 nm. Celkový pracovní prostor 3D tiskárny je 280 x 280 x 325 mm, nicméně pro multimateriálovou výrobu je z důvodu snížení potřebného množství prášku vybavena redukčním rámečkem s platformou 100 x 100 mm. Maximální možná teplota přehřevu stavěcí platformy je 200 °C. Největší rychlost tisku je 20 cm³/h při skenovací rychlosti 10 m/s. Při výrobě byla použita inertní argonová atmosféra, aby se zabránilo oxidaci povrchu, vznícení prášku a došlo k odvodu spalin.

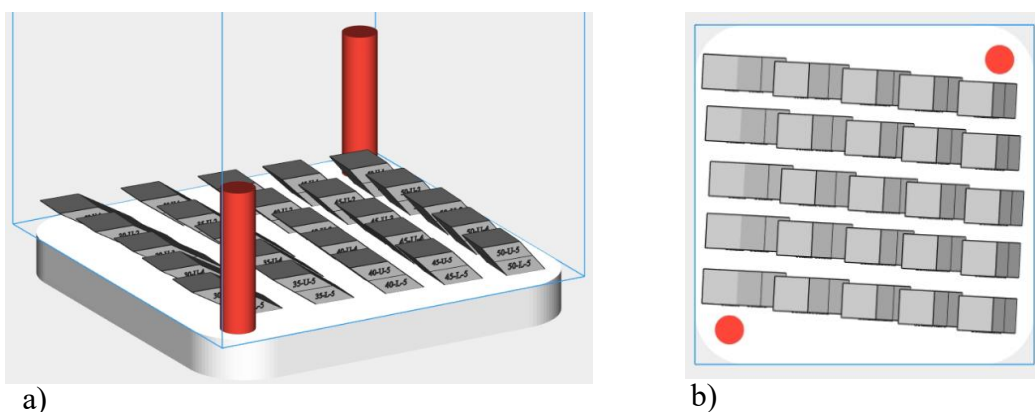
Tato 3D tiskárna ale neumožňuje automatickou výrobu multimateriálových dílů. Kvůli omezení současným nanášecím systémem jsme schopni vyrábět pouze vzorky s horizontálním rozhraním. Postup multimateriálové výroby na této 3D tiskárně je vyobrazen na Obr. 4-2 a spočívá ve vyrobení dolní části z prvního materiálu, vyčištění stroje, následného naplnění stavěcího prostoru druhým materiálem. Poté je vyrobena část z druhého materiálu.



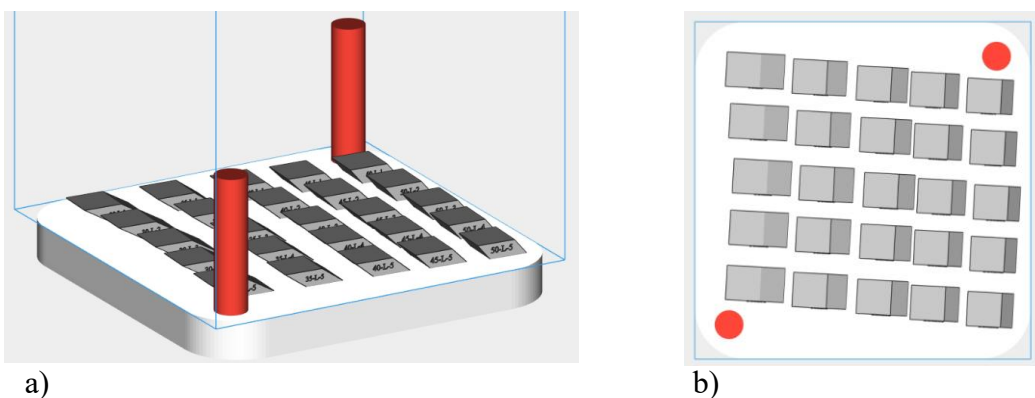
Obr. 4-2 Schéma multimateriálové výroby na stroji SLM 280 HL

4.1.2 Příprava dat pro multimateriálovou výrobu

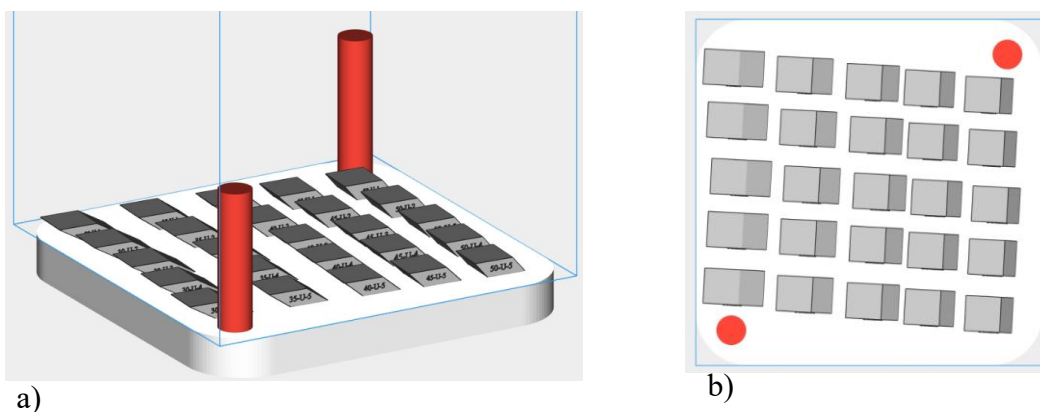
Nejdříve byly všechny 3D modely vytvořeny parametrickým modelováním v softwaru Autodesk Inventor 2025 Professional (Autodesk, San Francisco, Spojené státy americké). Vymodelované těleso je rozděleno na dvě objemová tělesa (každé pro jeden materiál). Takto vytvořený 3D model je exportován do formátu STEP. 3D modely vzorků jsou importovány do softwaru pro přípravu výrobních dat Magics 28 (Materialise, Belgie). Tento software nativně nepodporuje přípravu dat pro multimateriálovou výrobu. Toto omezení je ale možné obejít. Po importování 3D modelů je nutné všechny vzorky rozmístit a správně orientovat. Software také umožňuje přidání značení na povrch vzorků (Obr. 4-3). Pro multimateriálovou výrobu je nutné, aby všechny vzorky měly rozhraní ve stejné výšce. Poté je platforma s modely duplikována. Z první platformy jsou odstraněna všechna horní objemová tělesa, z této platformy tak budou připravena data pro výrobu spodní části. Z druhé platformy jsou odstraněna všechna spodní objemová tělesa (Obr. 4-4). Dále jsou všechna zbylá tělesa posunuta o výšku spodního tělesa směrem dolů na platformu. Z této platformy tak budou připravena výrobní data pro výrobu horní části (Obr. 4-5). Poté je možné každému vzorku přiřadit požadované procesní parametry.



Obr. 4-3 Modely vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora



Obr. 4-4 Spodní část vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora



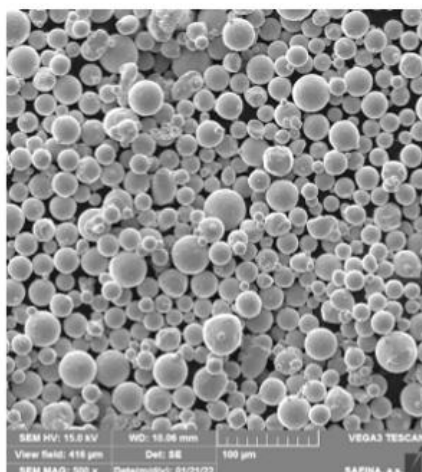
Obr. 4-5 Horní část vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora

4.1.3 Použité kovové prášky

Pro výrobu multimateriálových vzorků byly použity dva kovové prášky – CuCr1Zr a X2NiCoMo13-15-10 (Osprey MAR-60). Oba prášky byly vyrobeny metodou plynové atomizace. Prášek CuCr1Zr byl dodán společností Safina, a.s. (Vestec, Česká republika). Jedná se o slitinu mědi s přídavkem chromu a zirkonia, která se vyznačuje vysokou tepelnou a elektrickou vodivostí při současném zachování dobré mechanické pevnosti a stability při zvýšených teplotách. Prášek byl vyroben atomizací v dusíkové atmosféře a má převážně sférický tvar částic (Obr. 4-6) s velikostní distribucí $D_{10} = 20 \mu\text{m}$, $D_{50} = 35 \mu\text{m}$, $D_{90} = 53 \mu\text{m}$ [31]. Chemické složení je uvedené v Tab. 4-1

Tab. 4-1 Chemické složení prášku CuCr1Zr [31]

Chemický prvek	Cu	Cr	Zr	Celkový obsah nečistot	Obsah O ₂
Obsah	Ostatní	0,9 %	0,07 %	< 150 ppm	<200 ppm

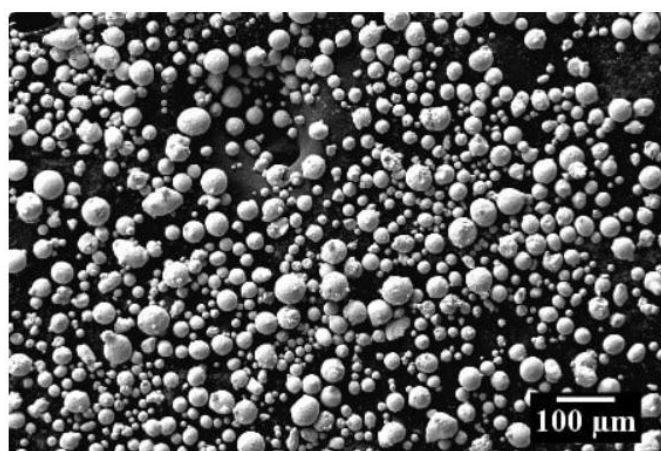


Obr. 4-6 SEM obrázek prášku CuCr1Zr [31]

Druhým použitým materiálem byla maraging steel X2NiCoMo13-15-10 (Osprey MAR-60) od společnosti Sandvik Additive Manufacturing, Švédsko. Jedná se o vysokopevnostní martenzitickou ocel legovanou niklem, kobaltem a molybdenem, určenou pro nástrojové a vysoce namáhané komponenty, které vyžadují vysokou rozměrovou stabilitu a pevnost po stárnutí. Prášek byl vyroben atomizací v inertní dusíkové atmosféře a má sférický tvar částic s velikostní distribucí $D_{10} = 18 \mu\text{m}$, $D_{50} = 32 \mu\text{m}$, $D_{90} = 48 \mu\text{m}$ [32]. Nominální chemické složení podle technického listu výrobce je uvedeno v Tab. 4-2.

Tab. 4-2 Chemické složení prášku Mar-60 [32]

Chemický prvek	Fe	Co	Ni	Mo	Ti	Cr	Mn	Si	Al	C	Ostatní
Procentní obsah	Zbytek	15	13	10	0,2	≤0,3	≤0,1	≤0,1	0,01	≤0,03	≤0,3



Obr. 4-7 SEM obrázek prášku MAR-60 [32]

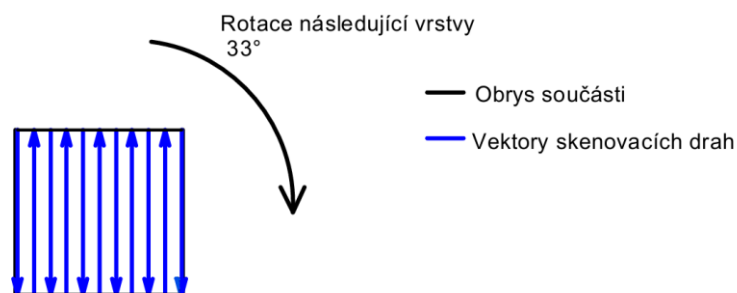
4.1.4 Testování procesních parametrů

Výchozí procesní parametry

Jako výchozí procesní parametry byly použity procesní parametry pro vzorky s horizontálním rozhraním z článku Interfacial characteristic of CuCr1Zr-Mar60 horizontal interface processed by LPBF [30]. Výchozí procesní parametry pro zpracování Mar60 jsou uvedené v Tab. 4-3. Pro skenování byla použita strategie Meander, bez skenování kontury (outer shell) (Obr. 4-8).

Tab. 4-3 Výchozí procesní parametry pro Maraging steel 60 [30]

Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Hatch distance [mm]	Tloušťka vrstvy [mm]	VED [J/mm ³]	Skenovací strategie	Rotace mezi vrstvami [°]
275	750	0,1	0,05	73,33	Meander	33

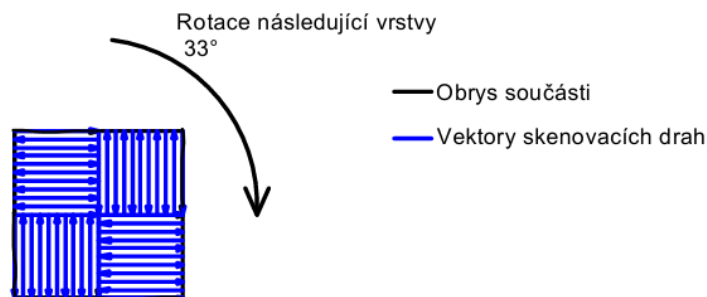


Obr. 4-8 Skenovací strategie Meander

Pro CuCr1Zr byly jako výchozí procesní parametry ty, které jsou uvedeny v Tab. 4-4. Použitá skenovací strategie je Chessboard, bez skenování kontury (outer shell) oblasti (Obr. 4-9).

Tab. 4-4 Výchozí procesní parametry pro CuCr1Zr [30]

Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Hatch distance [mm]	Tloušťka vrstvy [mm]	VED [J/mm ³]	Skenovací strategie	Rotace mezi vrstvami [°]
600	700	0,09	0,05	190,45	Chessboard	33
650	700	0,06	0,05	206,35	Chessboard	33



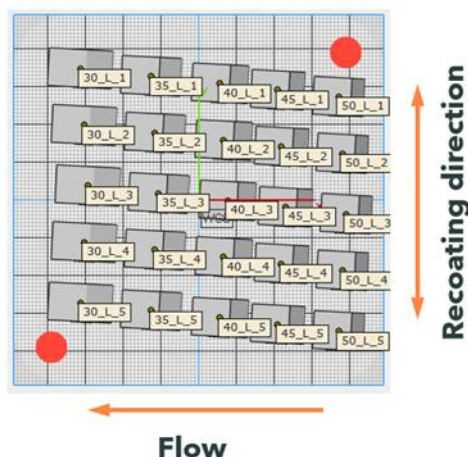
Obr. 4-9 Skenovací strategie Chessboard

Použité procesní parametry

V rámci experimentu byl sledován pouze vliv laserového výkonu a skenovací rychlosti. Hodnota hatch distance, tloušťka vrstvy i skenovací strategie byly u všech vzorků konstantní. Vzorky byly na stavební platformě orientovány tak, aby skenování vždy začínalo od strany s převisem. Na Obr. 4-10 je zobrazen směr nanášení prášku a směr proudění inertní atmosféry. Výroba probíhala v argonové atmosféře při předehřevu platformy na teplotu 200 °C. Při výrobě CuCr1Zr jako prvního materiálu byla použita platforma z čisté mědi. Pro Mar60 jako první materiál byla použita platforma z 304L. Pro oba materiály byly zvoleny tři úrovně laserového výkonu, zatímco skenovací rychlost byla měněna tak, aby bylo dosaženo snížení objemové hustoty energie až o 46 % u slitiny CuCr1Zr a o 27 % u materiálu Maraging steel 60. Rozsah použitých procesních parametrů je uveden v Tab. 4-5, a kompletní soubor všech testovaných parametrických kombinací je uveden v příloze A.

Tab. 4-5 Rozsah použitých experimentálních procesních parametrů

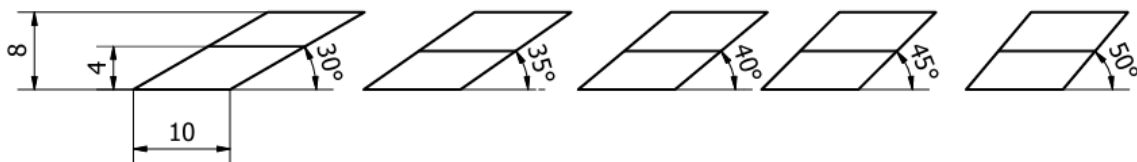
Materiál	LP [W]	LS [mm/s]	VED [J/mm³]
Mar60	200, 250, 275	600 - 900	53,33 - 73,33
CuCr1Zr	550, 600, 650	600 -1100	111,11 - 206,35



Obr. 4-10 Znáznornění směru proudění inertní atmosféry a nanášení prášku

Vzorky pro testování procesních parametrů

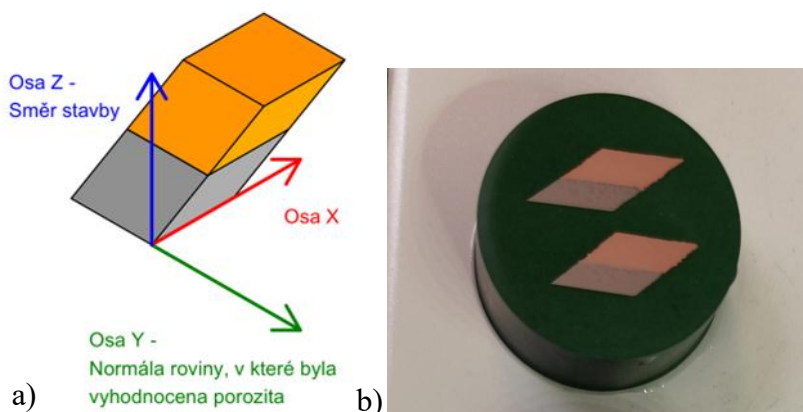
Bylo testováno 5 různých sklonů vzorku: 30° 35° 40° 45° 50° . Uvedená hodnota představuje úhel měřený mezi plochou směřující dolů a platformou. Tyto vzorky byly navrženy pro metalografické hodnocení kvality rozhraní a pro stanovení vhodných procesních parametrů pro následnou výrobu zkušebních těles určených k mechanickým zkouškám. Vzorky v bočním pohledu je možné vidět na Obr. 4-11. Tento vzorek vychází z krychličky o délce strany 10 mm, která slouží pro testování procesních parametrů. Úprava spočívá ve sklonění celého vzorku o daný úhel a snížení vzorku z 10 mm na 8 mm, aby bylo možné na platformu umístit více vzorků. Objemové těleso vzorku je ve výšce 4 mm rozděleno na dvě stejně vysoká tělesa, každé pro jeden materiál. Tloušťka vzorku je 10 mm. Vzorky byly pro snazší orientaci označovány systémem: číslo stavby – číslo vzorku ve stavbě.



Obr. 4-11 Nákras vzorků pro testování procesních parametrů

4.1.5 Analýza porozity

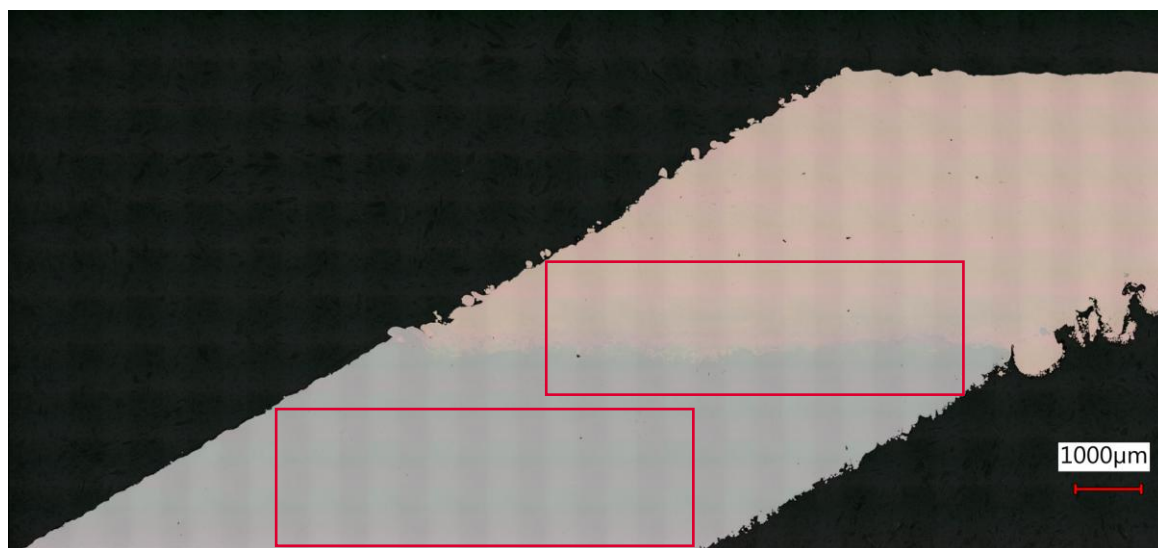
Pro optické vyhodnocení byly vzorky nejprve odděleny od stavební platformy pomocí drátového elektroerozivního řezání. Následně byly po dvojicích zality do bakelitu. Takto připravené vzorky byly postupně vybroušeny brusnými papíry o zrnitosti od P120 do P4000 a následně vyleštěny na plátně s použitím diamantové suspenze o velikosti částic 1 μm . Broušení a leštění bylo provedeno na automatické brusce a leštičce Metalco. Z každého vzorku byly postupně zhotoveny tři metalografické výbrusy. Jednotlivé výbrusy jsou v dostatečné vzdálenosti tak, aby je bylo možné pro účely statistického zpracování považovat za vzájemně nezávislé. Po každém leštění byl vzorek opláchnut izopropylalkoholem a znovu osušen. Metalografické výbrusy byly provedeny v rovině XZ, viz Obr. 4-12. Dále byly vzorky pro zvýraznění mikrostruktury a defektů jemně naleptány. K leptání byl použit roztok připravený z 15 g 40% vodného roztoku chloridu železitého ve 150 g vody. Doba leptání byla 4 až 5 s. Po ukončení leptání byly vzorky opláchnuty proudem vody za účelem zastavení leptání a následně opláchnuty izopropylalkoholem. Poté byl každý výbrus vizuálně zkontrolován na mikroskopu. V případě nevyhovujícího výsledku byl vzorek znovu přeleštěn a proces leptání byl opakován.



Obr. 4-12 Metalografické výbrusy: a) schéma b) hotové výbrusy

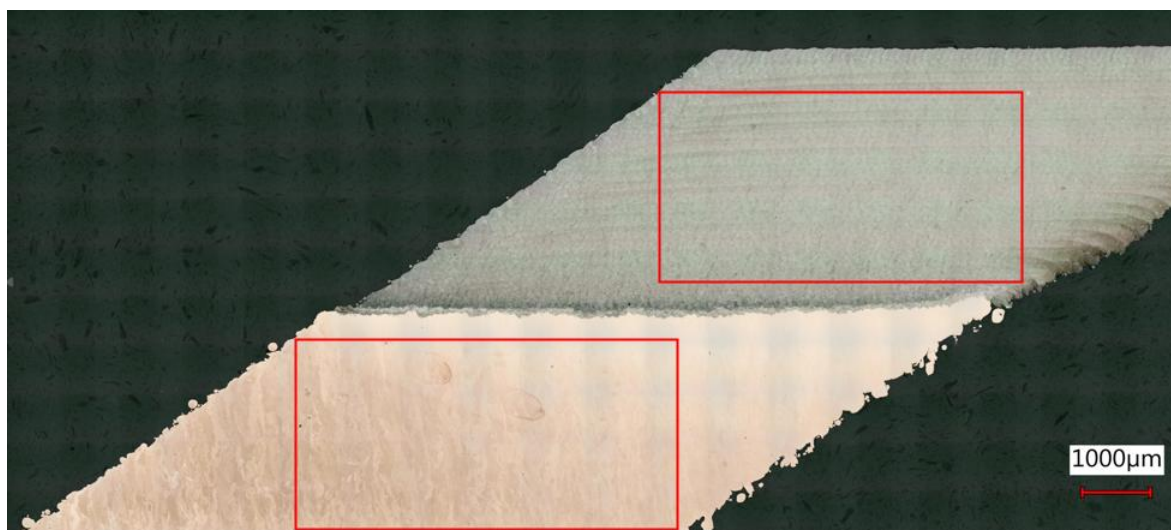
Po vybroušení a vyleštění byly vzorky vyfoceny na mikroskopu Keyence VHX – 6000 (Keyence, Ósaka, Japonsko). Vzorky zatavené v bakelitu byly postupně vkládány na pracovní plochu mikroskopu. Mikroskop provede postupné nasnímání téměř celého vzorku. Z jednotlivých fotografií je následně složena výsledná fotografie. Maximální velikost výsledného snímku je 17,6 x 8,2 mm, proto nebylo možné vzorky s úhly 30° a 35° nasnímat celé. Výsledný snímek má podobu součásti na kontrastním, tmavém pozadí. Vyhodnocování porozity probíhá v softwaru ImageJ. Místo, kde se nachází pór, se pod silným osvětlením projeví jako černé, následně je možné využít kontrastu barev a porovnat podíl tmavých a ostatních ploch. V softwaru ImageJ není možné oříznout kosodélníkový tvar vzorku a vyhodnocovat pouze materiál (ImageJ kosodélník doplní na obdélník a dochází k měří i tmavou barvou mimo vzorek).

Proto bylo nutné porozitu vyhodnotit pouze v čtvercových / obdélníkových. Takové oblasti byly na vzorku vyhodnoceny 2: v spodním materiálu a na rozhraní, viz Obr. 4-13. Pro vyhodnocení bylo nutné obrázek oříznout na požadovanou oblast. K tomu byl použit vepsaný obdélník s výškou přibližně 2000 pixelů. Pro vyznačení póru s pomocí funkce Threshold bylo nutné obrázek převést do 8 – bitových barev. Poté byla funkce Threshold nastavena tak, aby byly vybrány pouze tmavé póry. Toto nastavení bylo následně použito pro všechny fotografie v celé sérii. Následně již bylo možné analyzovat porozitu / relativní hustotu jako podíl označené plochy vůči celkové ploše.



Obr. 4-13 Vyhodnocované oblasti na vzorku

Porozita byla dále vyhodnocena i na naleptaných vzorcích. Ukázalo se totiž, že pro kombinaci CuCr1Zr/Mar60 jsou obyčejné výbrusy neprůkazné. Zde bylo porozitu možné vyhodnotit pouze v oblastech jednoho materiálu, viz Obr. 4-14



Obr. 4-14 Vyhodnocované oblasti na naleptaném vzorku

4.1.6 Analýza warping deformace

Na snímcích naleptaných metalografických výbrusů byla hodnocena deformace spodního materiálu v oblasti převisu. Tato deformace je z technologického hlediska nežádoucí, protože může vést k porušení pryžového břitu sloužícího k rozhrnování prášku a tím k narušení průběhu výroby. Warping w byl kvantifikován jako maximální kolmá vzdálenost mezi referenční přímkou vedenou v rovině rozhraní a nejvíce vychýleným bodem deformované oblasti spodního materiálu, viz Obr. 4-15. Při vyhodnocení byly zohledněny pouze makroskopické projevy deformace.



Obr. 4-15 Měření warpingu

4.1.7 Měření šířky rozhraní

U konfigurace CuCr1Zr/Mar60 byla na naleptaných metalografických výbrusech hodnocena šířka rozhraní. Tato analýza byla provedena jako doplňkové hodnocení s cílem orientačně posoudit rozsah přechodové oblasti a porovnat, jak se její šířka mění v závislosti na použitých procesních parametrech. Vzhledem k tomu, že od každého vzorku CuCr1Zr/Mar60 byly k dispozici pouze dva naleptané metalografické výbrusy a kvalita leptání nebyla ve všech případech zcela konzistentní, byla pro každý vzorek vyhodnocena pouze jedna reprezentativní hodnota.

Šířka rozhraní byla stanovena jako průměr z deseti dílčích měření provedených v náhodně zvolených místech po celé délce rozhraní. Při jednotlivých měřeních byla určována vzdálenost od oblasti tvořené pouze měděnou slitinou až po hranici viditelného barevného přechodu tepelně ovlivněné oblasti, viz Obr. 4-16. Výsledná hodnota tedy představuje orientační charakteristiku šířky tepelně a mikrostrukturně ovlivněné oblasti v okolí rozhraní.



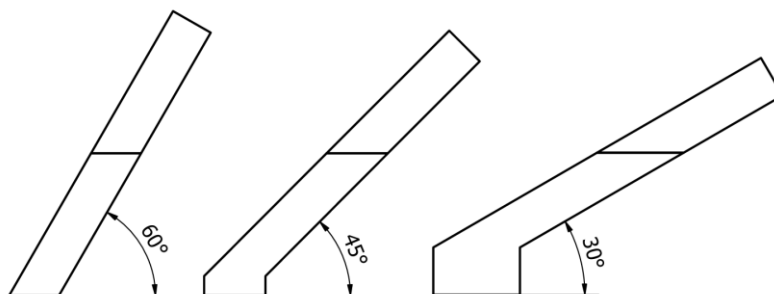
Obr. 4-16 Ukázka měření šířky rozhraní

4.1.8 Testování mechanických vlastností

Testy mechanických vlastností byly vykonány s pomocí SHIMADZU AGX-100kNV2 (SHIMADZU CORPORATION, Kjóto, Japonsko). Toto zařízení dokáže vyvinout maximální sílu 100 kN. Všechny testy byly provedeny při rychlosti zatěžování 0,6 mm/min do smluvní meze kluzu $R_{p0,2}$, následně byly vzorky zatěžovány rychlostí 10 mm/min. Zkoušky byly provedeny při teplotě 23 °C. Z dat z průběhu zkoušky byly určeny základní mechanické vlastnosti – Youngův modul E mez pevnosti R_m , smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ a poměrné přetvoření ε .

Vzorky pro tahovou zkoušku

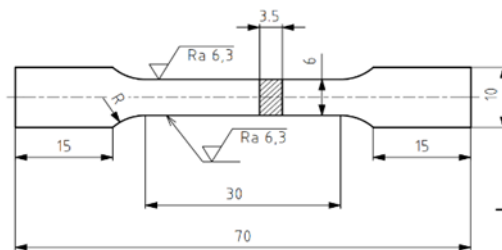
Mechanické vlastnosti byly testovány pro úhly 30°, 45° a 60°. Pro úhel 60° nebyla provedena optimalizace procesních parametrů, nicméně v průběhu řešení práce bylo rozhodnuto o jeho otestování, aby byly otestovány mechanické vlastnosti „rovnoměrně rozestě“ úhlů v rozsahu do 90°. Standardní zkušební tělesa nebylo možné na platformu o rozměrech 100 × 100 mm umístit, a proto bylo nutné použít nenormalizovaná zkušební tělesa. Pro stanovení výsledných mechanických vlastností dosažených při použití zkoumaných procesních parametrů, vybraných na základě optického hodnocení porozity, byly vyrobeny obdélníkové bločky o rozměrech 70 × 10 × 3,5 mm. Z důvodu zajištění výrobitelnosti bylo nutné zachovat u všech vzorků stejnou výšku rozhraní, a proto byly bločky doplněny o podkladovou část, jak je znázorněno na Obr. 4-17.



Obr. 4-17 Náskres bloček pro výrobu tahových vzorků

Tyto bločky byly následně obrobeny metodou EDM na přesný rozměr uvedený na Obr. 4-18. Přímá výroba finálních zkušebních těles nebyla možná z důvodu výskytu defektů na ploše orientované směrem dolů.

Vzorky pro tahovou zkoušku byly označeny podle následujícího systému: materiálová konfigurace_úhel_číslo vzorku. Byly testovány obě možné materiálové konfigurace: Mar60/CuCr1Zr – MC a CuCr1Zr/Mar60 – CM.



Obr. 4-18 Náskres vzorku pro tahovou zkoušku

4.2 Testované predikce

Predikce vlivu úhlu rozhraní na potřebnou modifikaci procesních parametrů vychází z předpokladu, že se se snižujícím se úhlem rozhraní začnou stále výrazněji uplatňovat jevy typické pro přepisové oblasti, zejména zhoršený odvod tepla, lokální přehřívání a vyšší náchylnost ke vzniku defektů. Z tohoto důvodu se předpokládá, že procesní parametry vhodné pro neskloněné vzorky nebudou přímo použitelné pro skloněné vzorky a že s klesajícím úhlem bude nutné snižovat objemovou hustotu energie.

Hypotézy H1.1 a H1.2 byly ověřovány na vzorcích pro testování procesních parametrů, které byly vyráběny pro různé úhly rozhraní a pro obě materiálová pořadí. Kontrolovanými proměnnými byly laserový výkon a skenovací rychlost, zatímco ostatní procesní parametry zůstaly konstantní. Závislou proměnnou byla kvalita vytvořeného rozhraní, hodnocená především na základě optické analýzy porozity, respektive relativní hustoty rozhraní, případně doplněná o hodnocení warping deformace. Na základě těchto výsledků byly pro jednotlivé úhly a obě pořadí materiálů určeny optimální procesní parametry.

Predikce mechanických vlastností vychází z předpokladu, že změna úhlu rozhraní a pořadí materiálů ovlivní výslednou mechanickou odezvu multimateriálového tělesa. Předpokládá se, že mechanické vlastnosti nebudou pro všechny úhly shodné a že změna orientace rozhraní se projeví zejména v mezi pevnosti v tahu, deformaci do porušení a v místě iniciace lomu. Současně se očekává, že použití procesních parametrů optimalizovaných pro konkrétní úhel a konkrétní pořadí materiálů povede k příznivější mechanické odezvě než použití parametrů odvozených pouze z horizontálního rozhraní.

Hypotézy H2.1 a H2.2 byly testovány na tahových zkušebních tělesech vyrobených s použitím procesních parametrů stanovených v předchozí fázi experimentu a dalších zkušebních tělesech vyrobených s výchozími procesními parametry. Kontrolovanými proměnnými byly úhel rozhraní a pořadí materiálů, zatímco závislými proměnnými byly výsledné mechanické vlastnosti vzorků získané z tahové zkoušky.

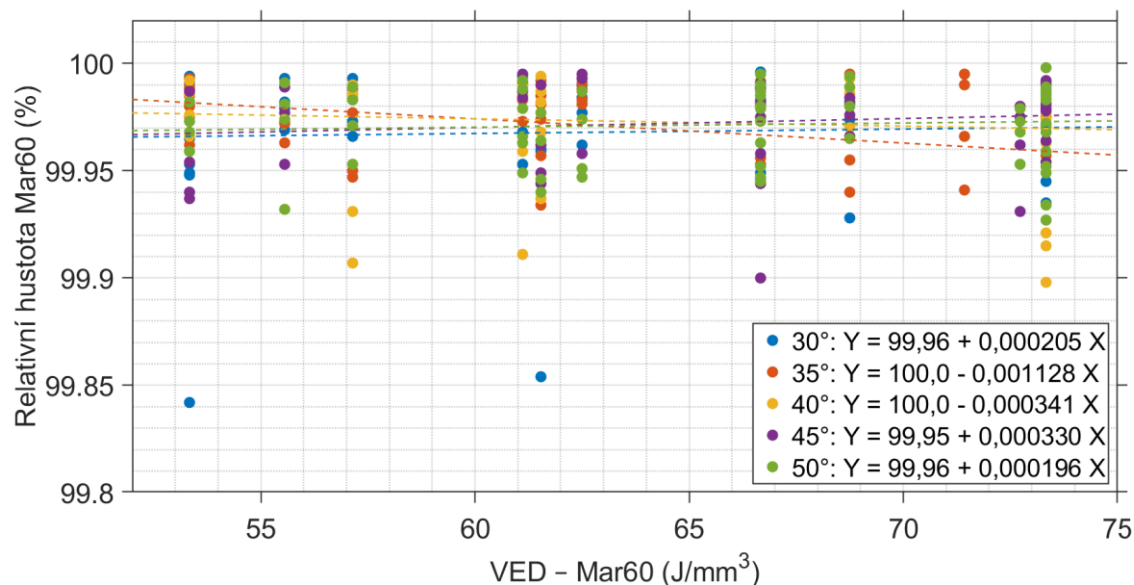
5 VÝSLEDKY

5.1 Testování procesních parametrů

5.1.1 Mar60 – CuCr1Zr

Relativní hustota

Relativní hustota Mar60 v závislosti na objemové energii VED pro konfiguraci Mar60/CuCr1Zr je zobrazena na Obr. 5-1. V celém sledovaném rozsahu procesních parametrů byly dosaženy velmi vysoké hodnoty relativní hustoty. Většina naměřených hodnot se pohybovala přibližně v intervalu 99,94–99,99 %, přičemž pouze ojediněle byly zaznamenány nižší hodnoty. Analýzou v programu Minitab nebyla prokázána statisticky významná závislost relativní hustoty Mar60 procesních parametrech nebo objemové energii.



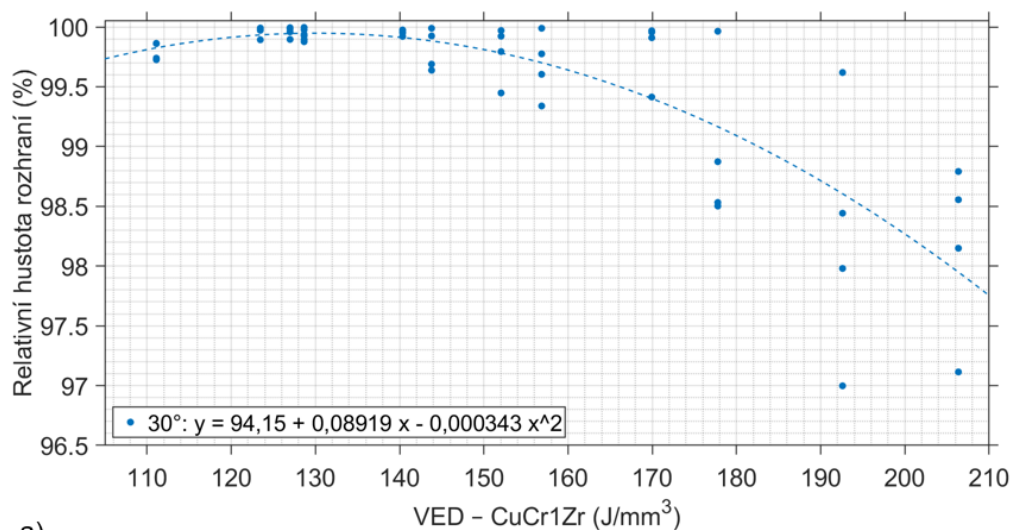
Obr. 5-1 Závislost relativní hustoty Mar60 pro použité VED

Relativní hustota rozhraní v konfiguraci Mar60/CuCr1Zr je zobrazena na Obr. 5-2. Pro analýzu byly využity data z tří metalografických výbrusů, dále byla pro zvětšení statistického souboru do vyhodnocení zahrnuta i relativní hustota změřená na vyleptaných výbrusech, celkem tak z každého vzorku byly získány 4 hodnoty U úhlů 30°, 35° a 40° je patrný výrazný pokles relativní hustoty při vyšších hodnotách VED. Nejvýraznější rozptyl byl zjištěn u úhlu 30°, kde relativní hustota v některých případech klesla až přibližně k 97 %. U úhlu 35° byly lokální poklesy méně výrazné, avšak stále se vyskytovaly hodnoty přibližně pod 99 %. U úhlu 40° byla většina hodnot vyšší než u úhlů 30° a 35°, nicméně i zde se objevily jednotlivé výraznější poklesy relativní hustoty.

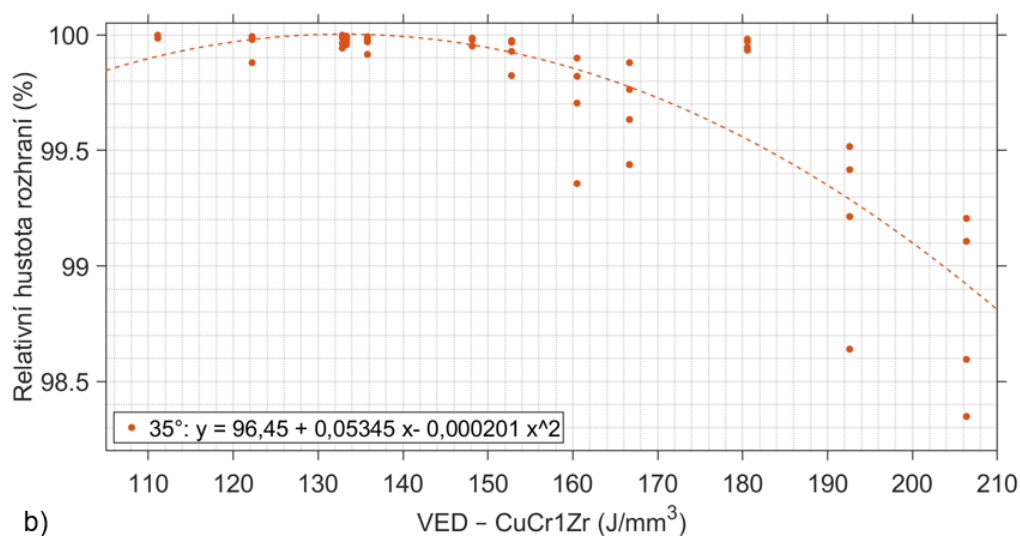
U úhlů 45° a 50° byly hodnoty relativní hustoty celkově stabilnější. Většina hodnot se pohybovala přibližně nad 99,9 %, přičemž u úhlu 45° byl rozptyl velmi malý a téměř všechny body se nacházely v úzkém intervalu blízkém plné hustotě. U úhlu 50° byl rozptyl o něco vyšší, zejména při vyšších hodnotách VED, kde se vyskytlo několik nižších hodnot.

Přesto jsou hodnoty pro úhly 45° a 50° výrazně stabilnější než pro úhly 30° až 40°.

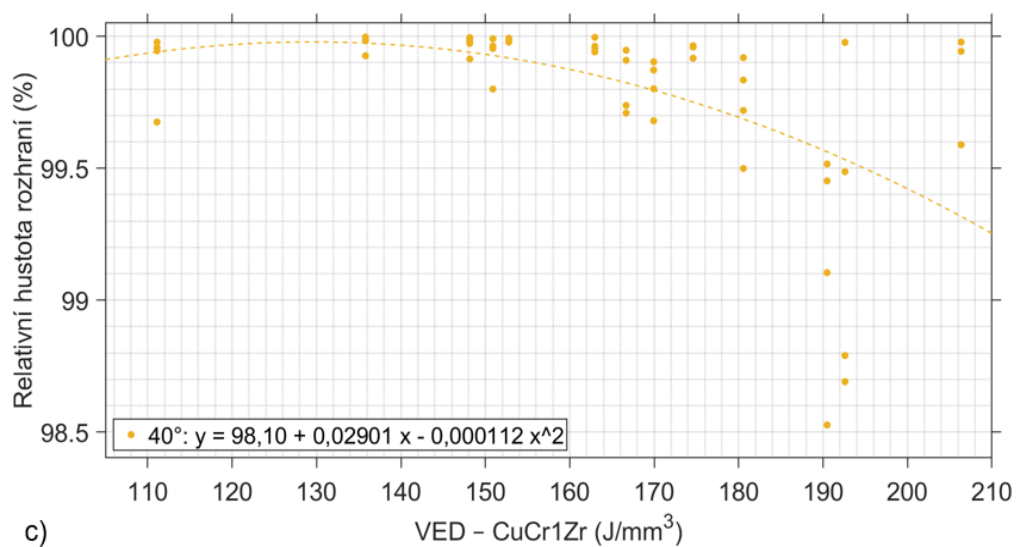
Všechny použité modely jsou statisticky významné na hladině významnosti 0,05.



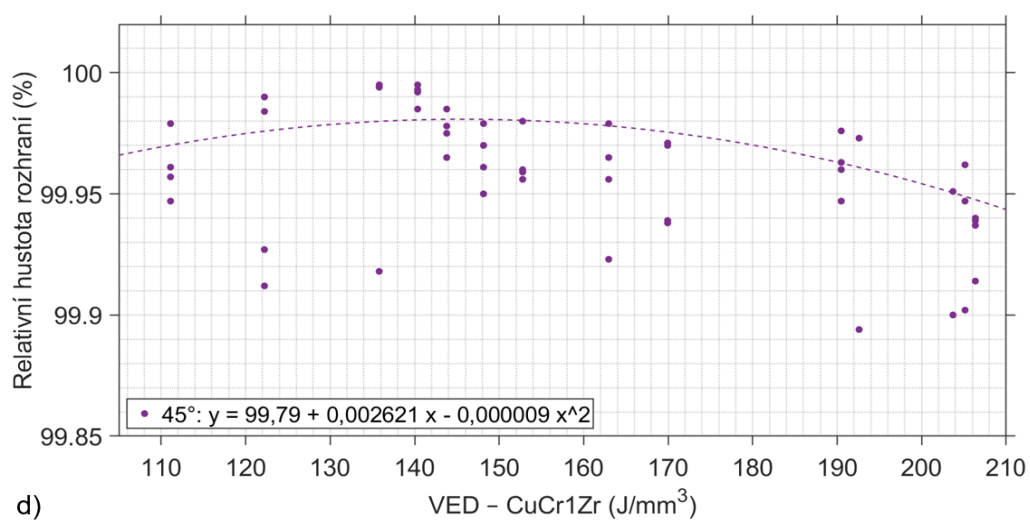
a)



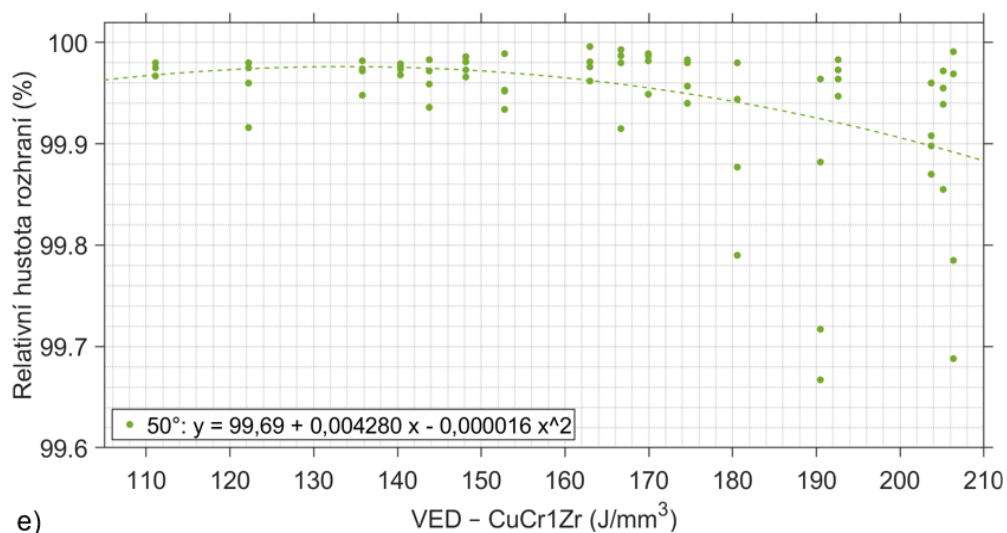
b)



c)



d)



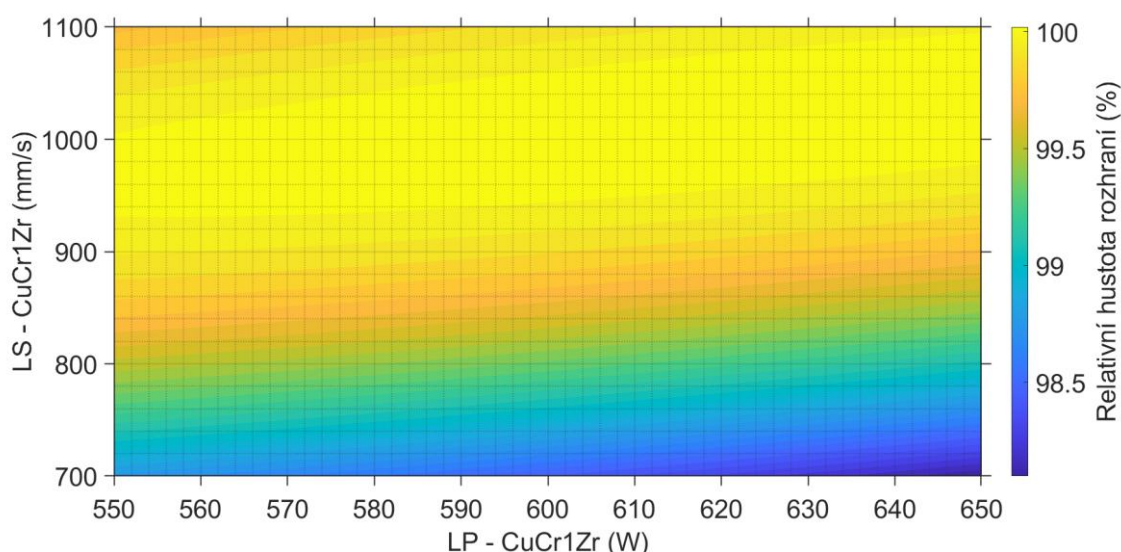
e)

Obr. 5-2 Závislost relativní hustoty rozhraní na CuCr1Zr VED a) 30°, b) 35°, c) 40°, d) 45°, e) 50°

Pro podrobnější vyhodnocení vlivu procesních parametrů na relativní hustotu rozhraní byla provedena regresní analýza v programu Minitab. Cílem tohoto vyhodnocení proto bylo popsat vliv, jak se na relativní hustotě projevuje konkrétní kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti. Byl použit kvadratický regresní model s interakcí ve tvaru:

$$\rho = A_r + LP_{Cu} \cdot B_r + LS_{Cu} \cdot C_r + LP_{Cu}^2 \cdot D_r + LS_{Cu}^2 \cdot E_r + LP_{Cu} \cdot LS_{Cu} \cdot F_r \quad (\%) \quad (2)$$

Zahrnutí kvadratických členů umožňuje zachytit optimum v testovaném rozsahu procesních parametrů, zatímco interakční člen popisuje skutečnost, že vliv výkonu laseru nemusí být nezávislý na použité skenovací rychlosti. Model je nutné chápat jako empirický popis chování v rozsahu testovaných parametrů. Jako reprezentativní příklad je na Obr. 5-3 uvedena plocha odezvy pro úhel 30°. Kompletní výsledky regresní analýzy pro všechny úhly jsou uvedeny v příloze B.



Obr. 5-3 Regresní analýza pro relativní hustotu rozhraní v závislosti na LP a LS CuCr1Zr pro úhel 30°

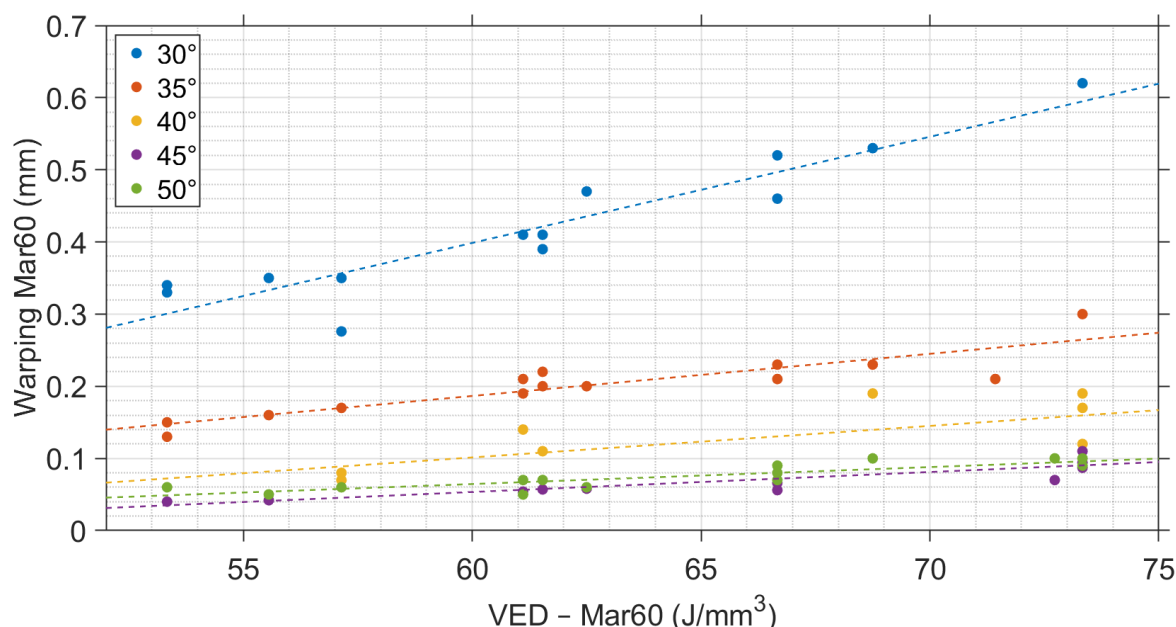
Pro úhel 30° měl model tvar:

$$\begin{aligned} \rho = & 91,1 + LP_{Cu} \cdot (-0,005) + LS_{Cu} \cdot (0,0207) + LP_{Cu}^2 \cdot (-0,0000155) \\ & + LS_{Cu}^2 \cdot (-0,000001748) + LP_{Cu} \cdot LS_{Cu} \cdot 0,0000239 \end{aligned} \quad (2)$$

Z modelu je patrné, že relativní hustota není ovlivněna pouze samostatnou hodnotou výkonu nebo rychlosti, ale jejich vzájemnou kombinací. Záporné kvadratické členy naznačují, že odezva má v testovaném rozsahu nelineární charakter a že zvyšování energetického vstupu nemusí vést ke zlepšování relativní hustoty. Kladný interakční člen současně ukazuje, že účinek skenovací rychlosti se mění v závislosti na použitém výkonu laseru.

Deformace (warping) Maraging steel 60

Z Obr. 5-4 je patrné, že s rostoucí objemovou energií VED dochází u všech úhlů k nárůstu warpingu Mar60. Tento trend je nejvýraznější u úhlu 30°, kde se warping pohybuje přibližně od 0,28 do 0,62 mm. U úhlu 35° je rozsah deformace již výrazně nižší, přibližně 0,13 až 0,30 mm. U úhlů 40°, 45° a 50° se hodnoty warpingu pohybují převážně pod 0,20 mm, přičemž nejnížší a nejstabilnější hodnoty byly pozorovány pro úhly 45° a 50°. Dále je patrné, že geometrie převisu ovlivňuje výslednou deformaci více než samotná změna objemové energie v testovaném rozsahu. To je dobře vidět například při porovnání úhlů 30° a 45°: i při podobných hodnotách VED je warping u 30° několikanásobně vyšší. U menšího úhlu je převis delší, oblast je hůře podepřena okolním materiálem a odvod tepla do již ztuhlé části je méně příznivý. V důsledku toho může docházet k vyšší lokální akumulaci tepla, větším teplotním gradientům a vyšším zbytkovým napětím, která se po uvolnění projevují jako větší deformace.



Obr. 5-4 Závislost deformace (warpingu) na VED pro Mar60

5.1.1 Volba procesních parametrů pro výrobu tahových vzorků Mar60/CuCr1Zr

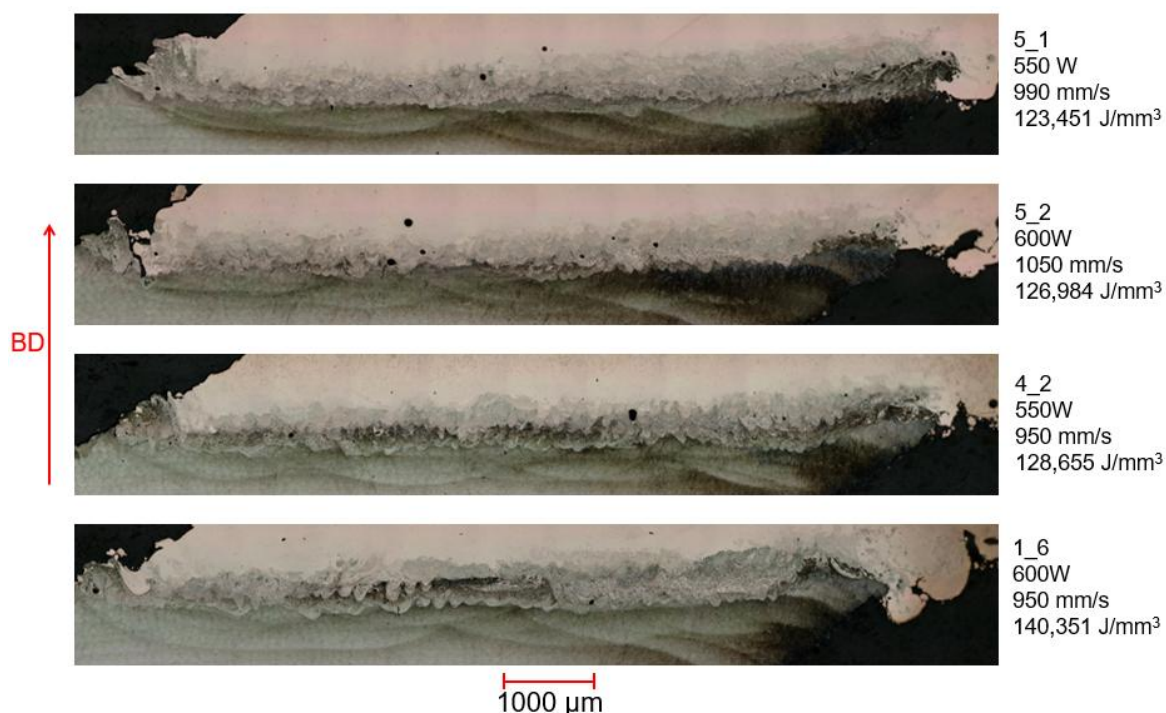
Pro výrobu tahových vzorků konfigurace Mar60/CuCr1Zr byly procesní parametry voleny na základě výsledků předchozího metalografického hodnocení relativní hustoty, charakteru rozhraní a warpingu. Narozdíl od konfigurace CuCr1Zr/Mar60 byla u této konfigurace pozorována výraznější citlivost relativní hustoty rozhraní na změnu procesních parametrů. Z tohoto důvodu bylo rozhodnuto, že budou porovnány mechanické vlastnosti vzorků vyrobených s výchozími procesními parametry s vzorky vyrobenými s parametry optimalizovanými.

Výroba tahových vzorků byla rozdělena do dvou staveb. Počet vzorků na platformě byl omezen dostupnou plochou a současně požadavkem na porovnání as-built a tepelně zpracovaných vzorků. Z tohoto důvodu bylo nutné pro jednotlivé kombinace zachovat minimálně tři opakování, aby bylo možné alespoň orientačně hodnotit rozptyl mechanických vlastností. Pro úhel 30° byly vyrobeny tři vzorky s výchozími procesními parametry a šest vzorků s optimalizovanými parametry, rozdělených mezi stav as-built a tepelně zpracovaný stav. Stejným způsobem bylo šest vzorků s optimalizovanými parametry vyrobeno také pro úhel 45°. Pro porovnání s výchozím stavem bylo dále vyrobeno osm vzorků s neoptimalizovanými parametry pro úhel 45° a osm vzorků s neoptimalizovanými parametry pro úhel 60°, vždy se zahrnutím stavu as-built i tepelně zpracovaného stavu. Přehled jednotlivých skupin vzorků a použitých parametrů je uveden v Tab. 5-1.

U materiálu Mar60 nebyla v rámci testovaného rozsahu procesních parametrů pozorována výrazná závislost relativní hustoty použitých procesních parametrech. Část vzorku z Mar60 dosahovala vysoké relativní hustoty v širokém rozsahu parametrů, a proto nebyla objemová porozita hlavním kritériem pro volbu parametrů tohoto materiálu. Výraznější rozdíl byl však pozorován u warpingu, který se při snížení energetického vstupu zmenšoval. Pro optimalizované varianty úhlů 30° a 45° proto byly pro Mar60 zvoleny parametry s nejnižší testovanou hodnotou energetického vstupu, tedy 200 W a 750 mm/s. U neoptimalizovaných skupin byly naopak ponechány výchozí procesní parametry, aby bylo možné porovnat jejich vliv na výsledné mechanické vlastnosti.

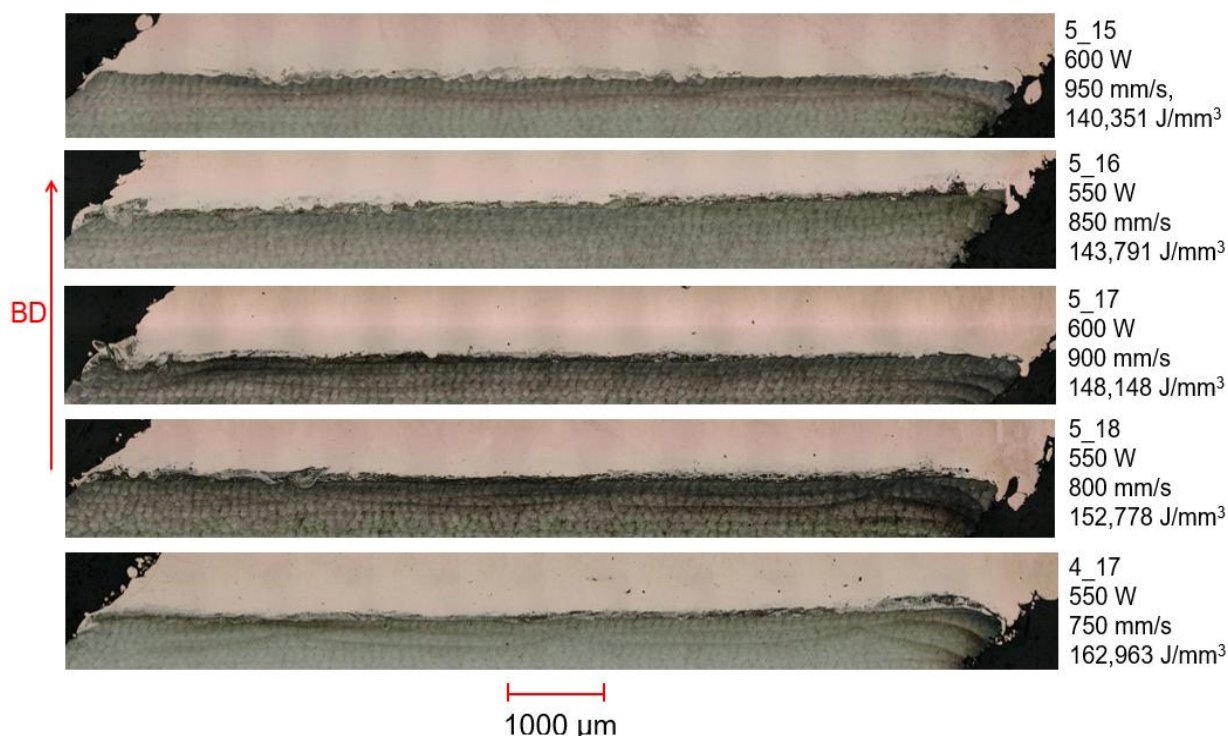
Větší pozornost byla věnována volbě procesních parametrů CuCr1Zr, protože u této části vzorku byla patrná výraznější závislost relativní hustoty a charakteru rozhraní na konkrétní kombinaci výkonu laseru a skenovací rychlosti. Z vyhodnocení závislosti relativní hustoty na VED, vyplynulo, že oblast nejvyšších hodnot relativní hustoty není tvořena jediným bodem, ale širším intervalem. V tomto intervalu se nacházely kombinace s různým výkonem laseru a různou skenovací rychlostí, což potvrzuje, že samotná hodnota VED není dostatečným kritériem pro finální volbu parametrů. Proto byly kromě relativní hustoty posuzovány také naleptané metalografické výbrusy.

Pro úhel 30° byla jako optimalizovaná zvolena kombinace 550 W a 950 mm/s. Tato kombinace dosahovala vysoké relativní hustoty a současně vykazovala příznivý mikrostrukturní charakter rozhraní (Obr. 5-5). Ve srovnání s parametrickou kombinací 600 W a 950 mm/s představovala nižší tepelný vstup, a tedy menší riziko nadměrného přetavení a rozšíření promíšené oblasti.



Obr. 5-5 Naleptané metalografické výbrusy vzorků s nejvyšší relativní hustotou - 30°

Pro úhel 45° byla zvolena kombinace 550 W a 800 mm/s. U tohoto úhlu byly rozdíly mezi nejlepšími kombinacemi parametrů menší než u úhlu 30° (Obr. 5-6), proto byla zvolena kombinace ležící přibližně uprostřed oblasti parametrů poskytujících vysokou relativní hustotu. Současně byl zachován stejný výkon laseru jako u optimalizované varianty pro úhel 30°.



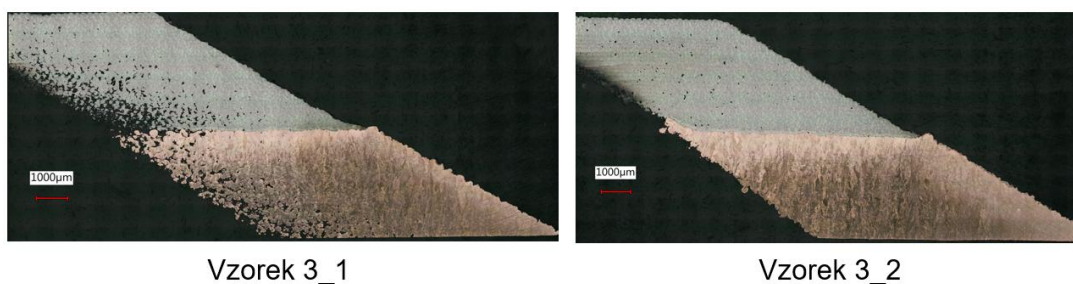
Obr. 5-6 Naleptané metalografické výbrusy vzorků s nejvyšší relativní hustotou - 45°

Tab. 5-1 Použité procesní parametry pro výrobu tahových vzorků Mar60/CuCr1Zr

Úhel (°)	Materiál	Výkon laseru (W)	Skenovací rychlost (mm/s)	Poznámka
30	Mar60	200	750	Optimální
	CuCr1Zr	550	950	
30	Mar60	275	750	Výchozí
	CuCr1Zr	600	700	
45	Mar60	200	750	Optimální
	CuCr1Zr	550	800	
45	Mar60	275	750	Výchozí
	CuCr1Zr	600	700	
60	Mar60	275	750	Výchozí
	CuCr1Zr	600	700	

5.1.2 CuCr1Zr – Mar60

Druhá testovaná konfigurace je Maraging steel 60 na CuCr1Zr. Vzorky 3-1 a 3-2 byly z analýzy vyřazeny, protože vykazovali velmi vysokou porozitu (Obr. 5-7). Obyčejné výbrusy se ukázali jako nepříliš vypovídající, proto byly porozita vyhodnocena na naleptaných vzorcích. Z důvodu časové a technologické náročnosti byly naleptány a vyhodnoceny pouze 2 výbrusy.

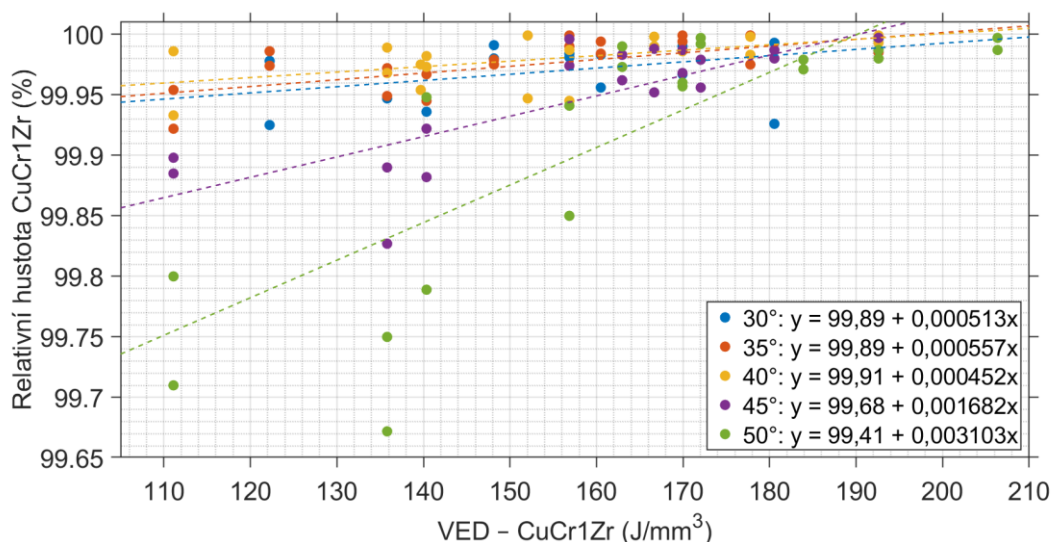


Obr. 5-7 Vyřazené vzorky

Relativní hustota

Relativní hustota CuCr1Zr v závislosti na objemové energii je zobrazena na Obr. 5-8. Ve většině testovaných kombinací parametrů dosahovala relativní hustota CuCr1Zr velmi vysokých hodnot, převážně nad 99,9 %. U CuCr1Zr je patrný výraznější vliv energetického vstupu, zejména u úhlů 45° a 50°, kde se při nižších hodnotách VED objevují nižší hodnoty relativní hustoty.

U úhlů 30°, 35° a 40° se relativní hustota CuCr1Zr pohybovala v úzkém intervalu blízkém 100 %. Lineární trendy pro tyto úhly mají pouze nízké směrnice, což naznačuje slabou závislost relativní hustoty na VED v daném rozsahu parametrů. I přes tento celkově stabilní průběh se však v některých případech objevily izolované nižší hodnoty, které ukazují na vznik defektů. Výraznější rozdíly byly pozorovány u úhlů 45° a 50°. U úhlu 45° se při nižších hodnotách VED vyskytly hodnoty relativní hustoty přibližně v rozsahu 99,83–99,90 %, zatímco při vyšším energetickém vstupu se hustota zvýšila až k hodnotám blízkým 99,98–100 %. Ještě výraznější pokles byl zaznamenán u úhlu 50°, kde při nízkých hodnotách VED klesla relativní hustota až přibližně na 99,67 %. Se zvyšující se objemovou energií však docházelo k postupnému zvýšení relativní hustoty a při vyšších hodnotách VED se výsledky přiblížily hodnotám dosaženým u ostatních úhlů.

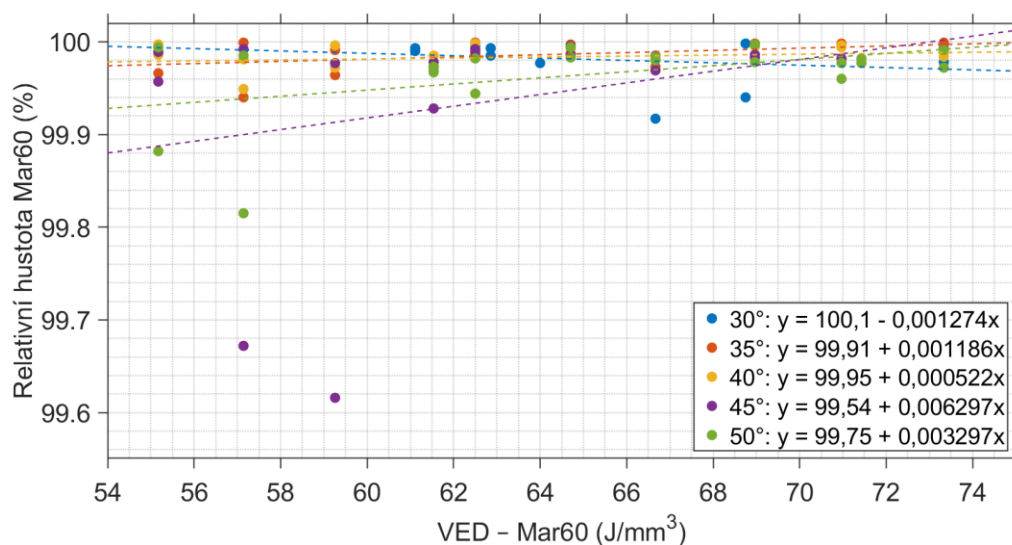


Obr. 5-8 Závislost relativní hustoty CuCr1Zr na dodávané energii

Vliv jednotlivých procesních parametrů na relativní hustotu byl vyhodnocen regresní analýzou a je uveden v příloze C.

Relativní hustota Mar60 v závislosti na objemové energii VED je zobrazena na Obr. 5-9. V celém sledovaném rozsahu procesních parametrů se podařilo dosáhnout velmi vysoké relativní hustoty materiálu. Většina naměřených hodnot se pohybovala nad 99,95 %. Zároveň je patrné, že závislost relativní hustoty na VED je u většiny úhlů pouze velmi slabá. To je dobře patrné zejména u úhlů 30°, 35° a 40°, kde jsou směrnice lineárních trendů nízké (relativní hustota se nemění s dodávanou energií) a hodnoty se vyskytují v intervalu 99,99 - 99,95 %. Kromě úhlu 50° žádný jiný nevykazoval statisticky významnou závislost na hladině významnosti 0,05. Proto vyobrazené úsečky trendů mají pouze ilustrační charakter.

U úhlu 30° byla relativní hustota převážně v rozsahu 99,98–99,99 %, přičemž pouze ojediněle došlo k poklesu pod 99,95 %. Lineární trend má v tomto případě mírně zápornou směrnici, avšak vzhledem k velmi malému rozsahu změn nelze pozorovat výrazné změny v relativní hustotě. Výraznější rozptyl byl pozorován u úhlů 45° a 50°. U úhlu 45° se při nižších hodnotách VED objevily snížené hodnoty relativní hustoty, konkrétně až přibližně 99,62 %. Při vyšším energetickém vstupu se však hodnoty relativní hustoty opět přiblížily hodnotám dosahovaným u ostatních úhlů. Podobný jev byl pozorován u úhlu 50°, kde se při nižších hodnotách VED vyskytly hodnoty přibližně 99,82–99,88 %, zatímco při vyšším VED se relativní hustota pohybovala převážně nad 99,97 %.



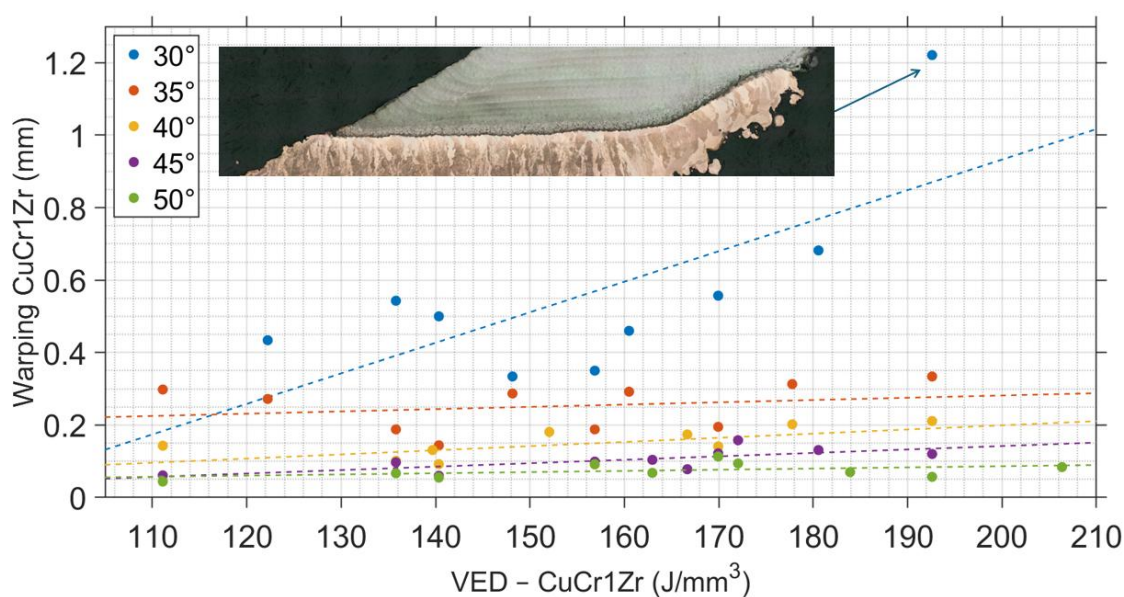
Obr. 5-9 Závislost relativní hustoty Mar60 na použité VED

Protože se podařilo vyrobit Mar60 s vysokou relativní hustotou v širokém rozsahu procesních parametrů, a nebyla prokázána žádná závislost na dodávané VED, tak ze stejného důvodu nebylo možné použít ani regresní analýzu jednotlivých procesních parametrů. V příloze C je možné vidět, že žádný z regresních modelů nedosahuje p-hodnoty pod 0,05.

Deformace (warping) CuCr1Zr

Závislost warpingu CuCr1Zr na objemové energii VED je zobrazena na Obr. 5-10. Hodnocení deformace bylo provedeno pouze na jednom naleptaném výbrusu, protože velikost deformace se neměnila mezi výbrusy.

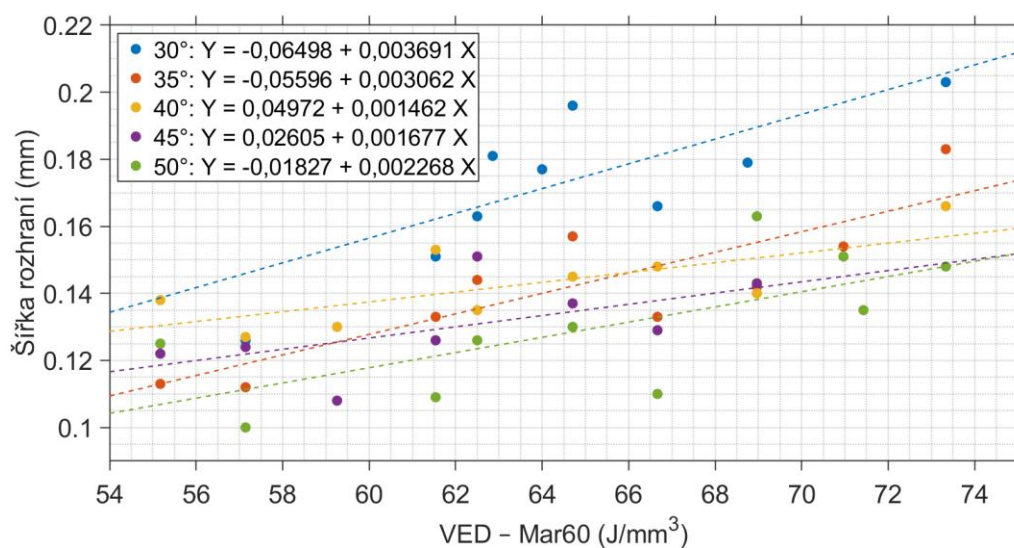
Z grafu je patrné, že nejvyšší hodnoty warpingu byly dosaženy u úhlu 30°. Při tomto úhlu se deformace pohybovala přibližně od 0,33 mm až do 1,22 mm. Současně je zde patrná nejvýraznější závislost na hodnotě VED, kdy s rostoucí objemovou energií docházelo k nárůstu deformace. Nejvyšší hodnota warpingu 1,221 mm byla naměřena při VED=192,593 J/mm³ (nejvyšší použitá hodnota). U úhlů 40°, 45° a 50° byly deformace podstatně nižší a stabilnější. To ukazuje, že při vyšších úhlech vzorku již geometrie méně podporuje vznik makroskopické deformace a změna energetického vstupu se na warpingu projevuje méně výrazně. Dominantním faktorem ovlivňujícím warping CuCr1Zr byl úhel vzorku. S klesajícím úhlem docházelo k výraznému nárůstu deformace, přičemž nejkritičtější byl úhel 30°. Vliv VED byl nejvýraznější právě u tohoto úhlu, zatímco u úhlů 40–50° zůstal warping relativně nízký i při vyšším energetickém vstupu.



Obr. 5-10 Maximální velikost deformace (warpingu) CuCr1Zr v závislosti na dodávané energii CuCr1Zr

Šířka rozhraní

Šířka ovlivněné zóny rozhraní v závislosti na objemové energii Mar60 je zobrazena na Obr. 5-11. U všech sledovaných úhlů byl pozorován rostoucí trend šířky rozhraní s rostoucí hodnotou dodávané energie. To znamená, že vyšší energetický vstup při zpracování Mar60 vedl k většímu rozsahu tepelně ovlivněné nebo promísené oblasti na rozhraní. Nejvyšší hodnoty šířky rozhraní byly zaznamenány u úhlu 30°, kde se hodnoty pohybovaly přibližně v rozmezí 0,126–0,203 mm. U úhlů 40°, 45° a 50° se hodnoty pohybovaly převážně v užším rozsahu, přibližně mezi 0,10 a 0,17 mm. Z lineárních trendů je patrné, že největší citlivost šířky rozhraní na změnu dodávané energie byla zjištěna u úhlů 30° a 35°.



Obr. 5-11 Závislost šířky rozhraní dodávané energii pro Mar60

Pro vyhodnocení vlivu procesních parametrů Mar60 na délku rozhraní l_i byla provedena regresní analýza v programu Minitab. Vzhledem k omezenému počtu dat pro jednotlivé úhly nebyl použit vyšší polynomický model ani model s interakčními členy. Pro všechny úhly byl proto použit lineární model ve tvaru:

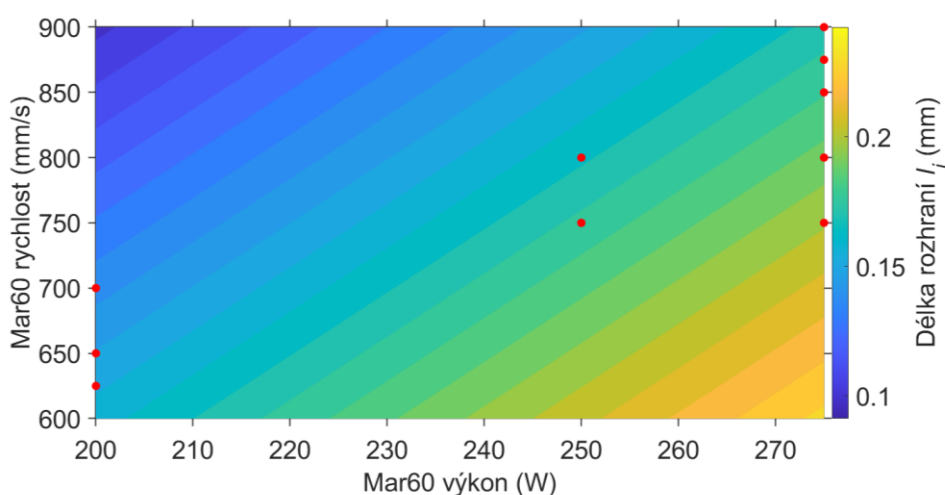
$$l_i = A_i + LP_{Mar60} \cdot B_i + LS_{Mar60} \cdot C_i \quad (3)$$

Kompletní výsledky regresní analýzy a vrstevnicové grafy pro všechny úhly jsou uvedeny v příloze C. Základní koeficienty jsou uvedeny v Tab. 5-2

Tab. 5-2 Výsledky regresního modelu

Úhel (°)	A _i	B _i	C _i	p-hodnota modelu	Adj. R ² (%)
30	0,0893	0,000936	-0,000193	0,013	62,53
35	0,0752	0,000781	-0,0001608	0,001	80,51
40	0,1582	0,000417	-0,0001544	0,05	45,49
45	0,0703	0,000447	-0,0000552	0,09	45,27
50	0,0497	0,000595	-0,0000842	0,03	52,91

Na Obr. 5-12 je uveden reprezentativní vrstevnicový graf pro úhel 30°, protože získané modely vykazovaly pro všechny úhly podobný charakter. Červenými body jsou zvýrazněny testované procesní parametry.



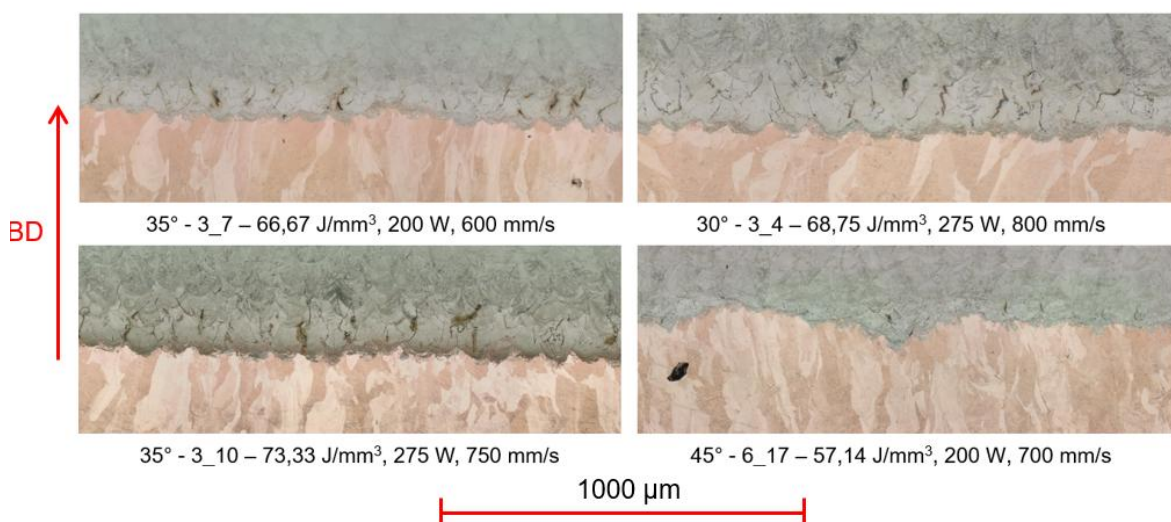
Obr. 5-12 Závislost šířky rozhraní na LP a LS Mar60 pro úhel 30°

Koeficient B_i, který odpovídá vlivu výkonu laseru, byl ve všech případech kladný. To znamená, že zvýšení výkonu Mar60 vedlo podle modelu ke zvětšení šířky rozhraní l_i. Naopak koeficient C_i, který odpovídá vlivu skenovací rychlosti, byl ve všech případech záporný. Vyšší skenovací rychlost vedla ke zmenšení modelované šířky rozhraní. Tento trend odpovídá očekávanému vlivu tepelného vstupu do materiálu. Vyšší výkon laseru zvyšuje množství dodané energie a podporuje intenzivnější tavení oblasti rozhraní, zatímco vyšší skenovací rychlost zkracuje dobu interakce laserového svazku s materiálem a tím omezuje rozsah tepelně ovlivněné oblasti.

Kromě úhlu 45° byly všechny modely statisticky významné na hladině významnosti 0,05. U tohoto úhlu je však nutné zohlednit, že počet vyhodnocených dat byl nižší z důvodu ztráty vzorků 3_19 a 3_20, které nemohly být zahrnuty do analýzy. Vzhledem k omezenému počtu měření nebylo cílem vytvořit obecný predikční model, ale ověřit trend závislosti šířky rozhraní na procesních parametrech Mar60.

Mikrostruktura rozhraní

Na naleptaných metalografických výbrusech konfigurace CuCr1Zr/Mar60 byla v oblasti rozhraní pozorována zvlněná morfologie odpovídající překryvu jednotlivých tavných lázní. Rozhraní nevykazovalo charakter souvislé delaminace, nicméně v jeho bezprostřední blízkosti byly u všech vzorků pozorovány lokální mikrotrhliny. Tyto trhliny se nacházely na straně Mar60, v promíšené oblasti rozhraní, a měly krátký, místy větvený charakter, jak je možné vidět například na Obr. 5-13. Z metalografických snímků je patrné, že pozorované mikrotrhliny se nacházely zejména vrstvách nad rozhraním. Dále od již mikrostruktura Mar60 obdobné trhliny nevykazovala.



Obr. 5-13 Trhliny v oblasti rozhraní

5.1.3 Volba procesních parametrů pro výrobu tahových vzorků CuCr1Zr/Mar60

Pro výrobu tahových vzorků konfigurace CuCr1Zr/Mar60 bylo nutné zohlednit nejen výsledky metalografického hodnocení, ale také technologická omezení výroby. Pro tuto konfiguraci byla k dispozici pouze jedna měděná platforma, a proto bylo možné realizovat pouze jednu stavbu tahových vzorků. Na platformu se podařilo umístit celkem 18 vzorků, konkrétně šest vzorků pro každý z úhlů 30°, 45° a 60°. Protože bylo naplánováno i následné tepelné zpracování části vzorků, bylo nutné zachovat minimálně tři opakování pro každý stav. Z tohoto důvodu byly pro každý úhel použity tři vzorky ve stavu bez tepelného zpracování a tři vzorky určené pro následné tepelné zpracování.

Volba procesních parametrů proto vycházela z předchozího vyhodnocení relativní hustoty a kvality rozhraní. U CuCr1Zr byl pozorován vliv energetického vstupu. Při nižších hodnotách docházelo zejména u některých úhlů ke snížení relativní hustoty, přičemž charakter defektů odpovídal nedostatečnému natavení, respektive lack-of-fusion defektům. Oproti tomu Mar60 bylo možné v rámci testovaného rozsahu procesních parametrů vyrobit s velmi vysokou relativní hustotou. Relativní hustota Mar60 se ve většině případů pohybovala nad 99,95 % a nebyla prokázána jednoznačná závislost na dodané objemové energii. Změna procesních parametrů se však projevila na šířce rozhraní. S rostoucí hodnotou VED se šířka rozhraní zvětšovala. Snižování dodávané energie vedlo ve spojení s vysokou tepelnou vodivostí CuCr1Zr k zmenšení promísení.

Na základě těchto výsledků byla pro výrobu tahových vzorků konfigurace CuCr1Zr/Mar60 zvolena výchozí sada parametrů (a nebyly vyrobeny žádné vzorky se sníženou VED jako u Mar60/CuCr1Zr). Použité procesní parametry jsou v Tab. 5-3.

Tab. 5-3 Výchozí procesní parametry použité pro výrobu tahových těles

Materiál	Výkon laseru [W]	Skenovací rychlost [mm/s]	Hatch distance [mm]
CuCr1Zr	600	700	0,09
Mar60	275	750	0,1

5.2 Testování mechanických vlastností

Mechanické vlastnosti multimateriálových vzorků byly hodnoceny na základě tahových zkoušek. Vyhodnoceny byly obě materiálové konfigurace, vždy pro tři úhly rozhraní 30°, 45° a 60°. Pro každý úhel byly porovnávány napětově-deformační křivky a základní mechanické charakteristiky, konkrétně Youngův modul E , smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$, mez pevnosti R_m , a celkové prodloužení do porušení ϵ_t . Kompletní protokol z tahové zkoušky je uveden v Příloze D.

5.2.1 Mar60/CuCr1Zr

Pro konfiguraci Mar60/CuCr1Zr byly otestovány 3 různé úhly (30°, 45°, 60°). Vzorky jsou dále rozděleny do 4 skupin podle úhlu a použitých procesních parametrů (Tab. 5-4). Pro výrobu vzorků skupin MC_30 a MC_45_1 až 3 byly vyrobeny s použitím optimalizovaných procesních parametrů. Zbylé dvě skupiny vzorků byly vyrobeny s použitím výchozích procesních parametrů. Vzorky s úhlem 30° a výchozími procesními parametry se nepodařilo vyrobit, z důvodu velkého přehřátí CuCr1Zr části a její deformaci k zbylým vzorkům.

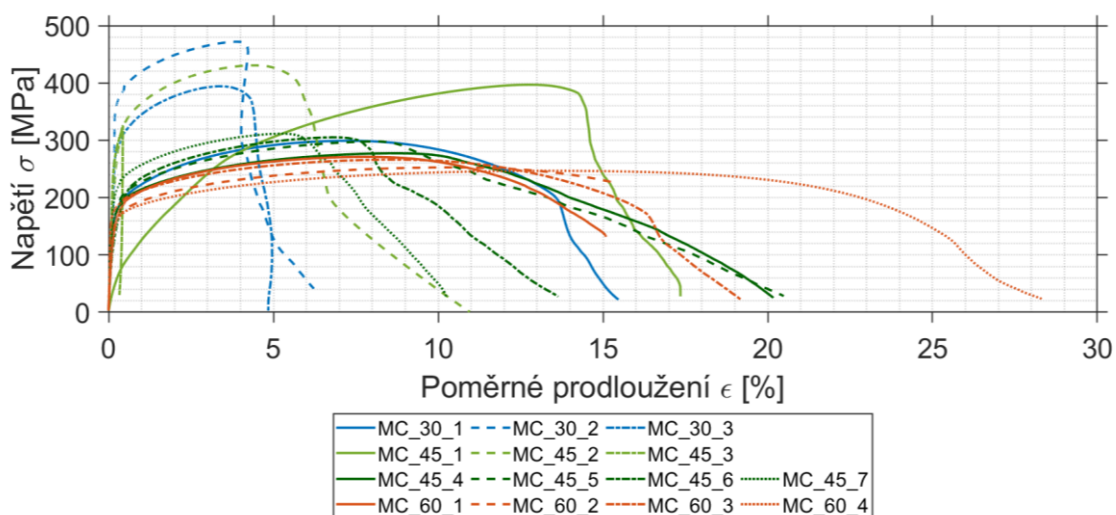
Tab. 5-4 Použité procesní parametry pro výrobu tahových vzorků MC

Skupina vzorků	Mar60		CuCr1Zr	
	Výkon laseru (W)	Skenovací rychlost (mm/s)	Výkon laseru (W)	Skenovací rychlost (mm/s)
MC_30 (30° OP)	200	750	550	950
MC_45_1 až 3 (45° OP)	200	750	550	800
MC_45_4 až 7 (45° VP)	275	750	600	700
MC_60 (60° VP)	275	750	600	700

Při vyhodnocení tahových zkoušek konfigurace MC bylo nutné zohlednit dvě experimentální odchylky. U vzorku MC_45_1 nebyl nasazen extenzometr, a vzorek byl proto zatěžován po celou dobu rychlostí 0,6 mm/min. Z tohoto důvodu nebylo možné určit mechanické charakteristiky závislé na měření deformace extenzometrem. Pro účely orientačního vykreslení tahové křivky byla u tohoto vzorku použita deformace odvozená ze zdvihu příčnicku, proto tato křivka není přímo srovnatelná s křivkami měřenými pomocí extenzometru. Podobná chyba nastala u vzorku MC_60_4, kde zkušební systém nerozpoznal přechod přes smluvní mez kluzu, vzorek proto zůstal zatěžován nižší rychlostí. Z tohoto důvodu byly vzorky MC_45_1 a MC_60_4 z porovnání mechanických charakteristik vyřazeny. Sady vzorků MC_45_4 až MC_45_7 a MC_60 byly vyrobeny s tloušťkou 4 mm a proto byly ofrézovány na tloušťku 3,5 mm, jako ostatní vzorky. To mohlo mít za následek mírné ovlivnění výsledků.

Youngův modul vykazoval u většiny skupin hodnoty přibližně v rozmezí 120–160 GPa. Pro skupinu MC_30 byla po vyhodnocení tří vzorků stanovena průměrná hodnota 142 ± 5 GPa. U vzorků MC_45_2 a MC_45_3, byla průměrná hodnota Youngova modulu 153 ± 16 GPa. U skupiny MC_45_4 až MC_45_7 byla stanovena hodnota 139 ± 23 GPa. U skupiny MC_60 byla zaznamenána neobvykle vysoká hodnota Youngova modulu u vzorku MC_60_3, konkrétně 296 GPa, přičemž tento vzorek současně vykazoval výrazně nižší hodnotu regresní spolehlivosti než ostatní vzorky MC_60. Tato hodnota byla proto považována za nespolehlivou a nebyla zahrnuta do výpočtu průměrné hodnoty Youngova modulu. Po vyřazení vzorků MC_60_3 a MC_60_4 byla pro skupinu MC_60 stanovena průměrná hodnota Youngova modulu 123 ± 2 GPa.

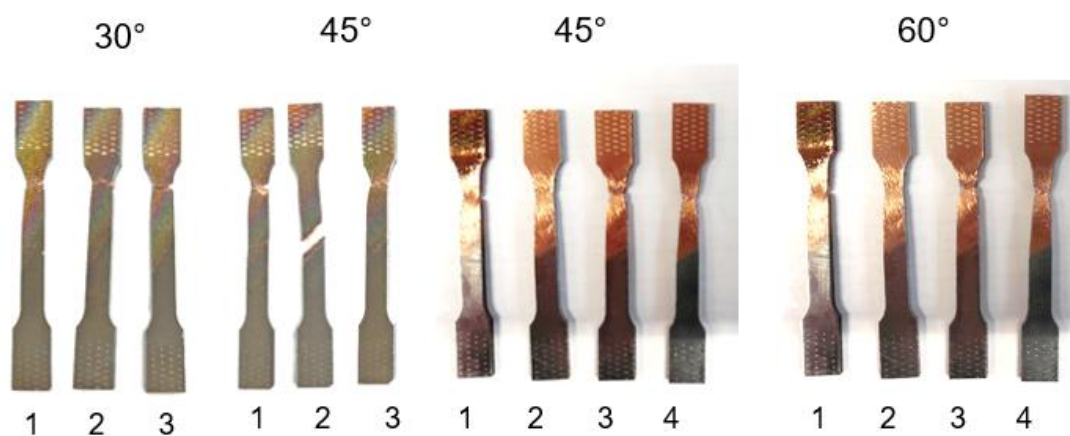
Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ vykazovala výraznější závislost na skupině vzorků než Youngův modul. Nejvyšší průměrná hodnota byla dosažena u vzorků MC_45_2 a MC_45_3, kde dosáhla $R_{p0,2}$ hodnoty 318 ± 4 MPa. Skupina MC_30 vykazovala průměrnou hodnotu 292 ± 100 MPa, avšak s velmi vysokým rozptylem mezi jednotlivými vzorky. Tento rozptyl byl způsoben zejména rozdílem mezi vzorkem MC_30_1, který dosáhl $R_{p0,2} = 187$ MPa, a vzorkem MC_30_2, u kterého byla stanovena hodnota 387 MPa. Druhá skupina MC_45_4 až MC_45_7 vykazovala podstatně nižší průměrnou hodnotu $R_{p0,2} = 194 \pm 21$ MPa. Nejnižší hodnota byla po vyřazení MC_60_4 stanovena u skupiny MC_60, kde $R_{p0,2}$ dosáhla 178 ± 8 MPa.



Obr. 5-14 Deformačně – napěťová závislost vzorků Mar60/CuCr1Zr

Mez pevnosti R_m vykazovala obdobný trend jako smluvní mez kluzu, avšak rozdíly mezi některými skupinami byly méně výrazné. U skupiny MC_30 byla stanovena průměrná hodnota $R_m = 388 \pm 86$ MPa, přičemž vysoká směrodatná odchylka opět ukazuje na výrazný rozptyl mezi jednotlivými opakováními. Vzorky MC_45_2 a MC_45_3 dosáhly hodnoty $R_m = 378 \pm 75$ MPa. Vzorek MC_45_2 dosáhl pevnosti 431 MPa, kdežto MC_45_3 pouze 325 MPa. Skupina MC_45_4 až MC_45_7 vykazovala nižší, ale výrazně stabilnější pevnostní úroveň s průměrnou hodnotou $R_m = 298 \pm 15$ MPa. Nejnižší průměrná pevnost byla stanovena u skupiny MC_60, která po vyřazení MC_60_4 dosáhla hodnoty $R_m = 263 \pm 10$ MPa.

Celkové prodloužení ϵ_t bylo u jednotlivých skupin méně rozptýlené než smluvní mez kluzu a mez pevnosti, s výjimkou vzorků, které byly vyřazeny z kvantitativního porovnání. U skupiny MC_30 byla stanovena hodnota $\epsilon_t = 13,16 \pm 0,40$ %, což ukazuje na velmi dobrou reprodukovatelnost celkové deformace do porušení. Vzorky MC_45_2 a MC_45_3 dosáhly hodnoty $\epsilon_t = 14,03 \pm 2,30$ %. Skupina MC_45_4 až MC_45_7 vykazovala nižší celkové prodloužení $\epsilon_t = 11,97 \pm 1,23$ %. U skupiny MC_60 byla po vyřazení MC_60_4 stanovena hodnota $\epsilon_t = 14,60 \pm 1,16$ %. S výjimkou vzorku MC_45_2, u kterého došlo k porušení podél rozhraní, došlo u ostatních vzorků k porušení v části CuCr1Zr (Obr. 5-15). Což značí vysokou pevnost rozhraní.



Obr. 5-15 Porušené tahové vzorky Mar60/CuCr1Zr

Tab. 5-5 Přehled mechanických vlastností vzorků Mar60/CuCr1Zr

Označení vzorku	E (GPa)	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	ε _t (%)
CM_30_1	137	187,2	299,1	13,6
CM_30_2	147	387,2	471,8	13,2
CM_30_3	143	302,2	394,2	12,8
CM_45_1	-	-	396,9	13,9
CM_45_2	141	321,1	430,7	15,7
CM_45_3	164	315,2	325,1	12,4
CM_45_4	140	186,3	277,4	13,4
CM_45_5	135	193,1	297,9	12,0
CM_45_6	113	174,0	305,2	12,0
CM_45_7	169	238,8	311,5	10,4
CM_60_1	121	179,1	271,1	14,4
CM_60_2	124	169,8	252,6	15,8
CM_60_3	269	185,7	266,2	13,5
CM_60_4	124	164,8	246,7	18,8

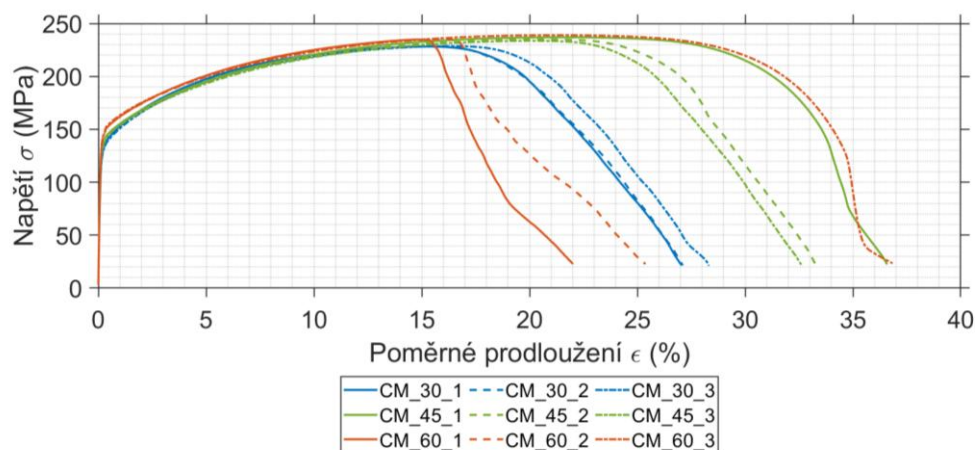
5.2.2 CuCr1Zr/Mar60

Pro tuto konfiguraci (CM) byly testovány 3 různé úhly vzorků (30° , 45° a 60°). Od každého úhlu byly otestovány 3. Všechny vzorky této konfigurace byly vyrobeny se stejnými (výchozími) procesními parametry, tj. 600 W a 700 mm/s pro CuCr1Zr a 275 W a 750 mm/s pro Mar60. Napětí-ovně-deformační křivky vzorků jsou vyobrazeny na Obr. 5-16.

Youngův modul vykazoval u všech sledovaných úhlů relativně podobné hodnoty. Pro úhel 30° byla stanovena průměrná hodnota 122 ± 2 GPa, pro úhel 45° hodnota 133 ± 4 GPa a pro úhel 60° hodnota $130 \pm 1,5$ GPa. Rozptyl Youngova modulu byl u všech tří skupin nízký, což naznačuje dobrou opakovatelnost počáteční elastické odezvy.

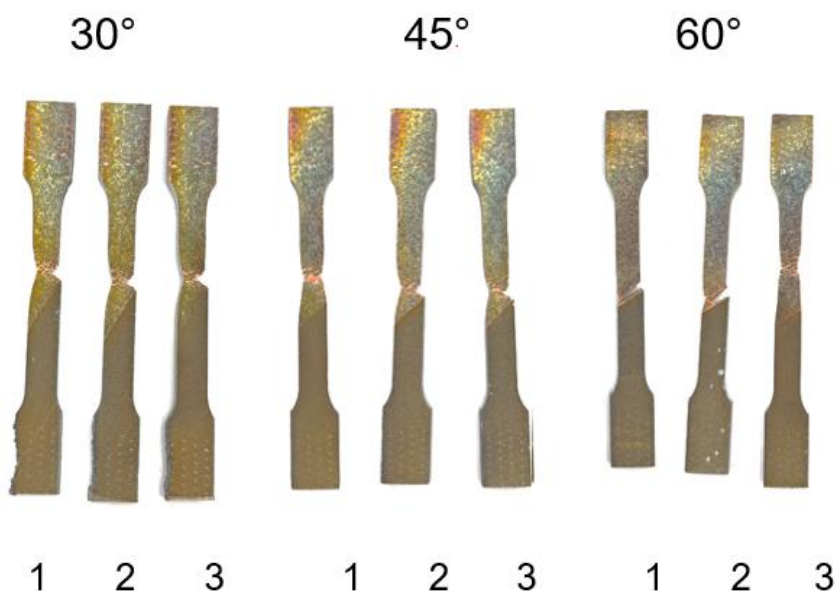
Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ narůstala s rostoucím úhlem rozhraní. Pro úhel 30° byla stanovena hodnota $133,7 \pm 1,0$ MPa, pro úhel 45° hodnota $139,0 \pm 0,7$ MPa a pro úhel 60° $147,8 \pm 1,0$ MPa. Podobný, avšak méně výrazný trend byl pozorován také u meze pevnosti R_m . Ta dosáhla hodnot $228,4 \pm 0,2$ MPa pro úhel 30° , $235,1 \pm 1,7$ MPa pro úhel 45° a $236,4 \pm 2,2$ MPa pro úhel 60° . Rozdíl meze pevnosti mezi úhly 45° a 60° byl velmi malý, zatímco výraznější rozdíl byl patrný mezi úhlem 30° a zbývajících dvěma úhly.

Nejvyšší průměrná hodnota celkového prodloužení ϵ_t byla dosažena u úhlu 45° , konkrétně $24,2 \pm 1,9$ %. U úhlu 30° bylo celkové prodloužení $17,9 \pm 0,6$ % a u úhlu 60° hodnota $19,5 \pm 5,2$ %. Vzorky s úhlem 30° vykazovaly nejnižší tažnost, ale současně velmi dobrou opakovatelnost výsledků. U úhlu 60° byl rozptyl celkového prodloužení výrazně vyšší, což opět souvisí především se vzorkem CM_60_3, který dosáhl celkového prodloužení 25,4 %, zatímco vzorky CM_60_1 a CM_60_2 dosáhly pouze 16,1 % a 16,9 %.



Obr. 5-16 Deformačně – napětíová závislost vzorků konfigurace CuCr1Zr/Mar60

Makroskopické hodnocení lomových vzorků (Obr. 5-17) ukazuje, že u všech úhlů docházelo k porušení v oblasti zúžené části vzorku, blízko multimateriálového rozhraní. U vzorků CM_60_1 a CM_60_2 rovina lomu procházela převážně rovinou rozhraní a lom měl z makroskopického pohledu křehčí charakter. Oproti tomu u vzorku CM_60_3 došlo k výraznějšímu tvárnému porušení v oblasti CuCr1Zr, což odpovídá jeho vyšší hodnotě celkového prodloužení.



Obr. 5-17 Přetrhnuté vzorky

Přehled mechanických vlastností všech jednotlivých vzorků je uveden v Tab. 5-6.

Tab. 5-6 Přehled mechanických vlastností tahových vzorků CuCr1Zr/Mar60

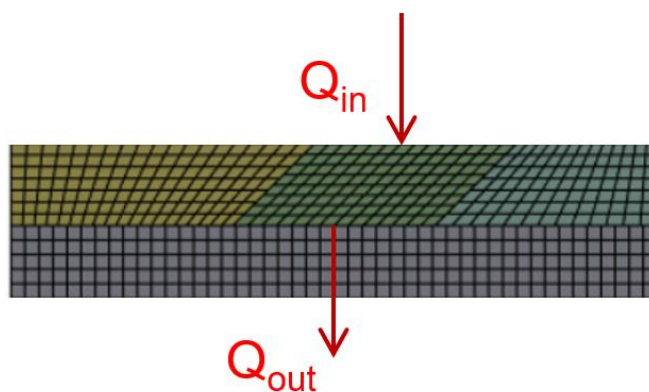
Označení vzorku	E (GPa)	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	ε _t (%)
CM_30_1	122	134,8	228,2	17,7
CM_30_2	120	133,4	228,3	17,5
CM_30_3	124	132,9	228,6	18,6
CM_45_1	137	139,8	236,9	26,3
CM_45_2	129	138,8	234,8	23,5
CM_45_3	133	138,5	233,6	22,7
CM_60_1	132	147,1	234,9	16,1
CM_60_2	130	147,3	235,5	16,9
CM_60_3	129	149,0	238,9	25,4

6 DISKUZE

6.1.1 Odvod tepla

Pro lepší interpretaci experimentálně pozorovaných trendů byla provedena zjednodušená tepelná simulace odvodu tepla ze skloněných vzorků. Cílem simulace nebylo detailně reprodukovat celý proces LPBF, který je ovlivněn pohybem laseru, změnou skupenství, prouděním v tavné lázni a časově proměnnými materiálovými vlastnostmi. Simulace byla použita především jako porovnávací nástroj umožňující při stejných okrajových podmínkách přibližně zjistit, jak se s klesajícím úhlem vzorku mění jeho schopnost odvádět teplo do platformy. Referenčním stavem byl neskloněný vzorek s úhlem 90° , vůči němuž byly porovnávány skloněné geometrie

Pro simulaci byl použit model beze změny materiálových vlastností v závislosti na teplotě. Nepodařilo se nalézt přesné materiálové vlastnosti pro Mar60, proto byly použity hodnoty pro ocel M300. Byla provedena transient thermal simulace, s časem simulace 10 s. Simulace popisuje výrobu poslední vrstvy z dolní části vzorku na platformě (Obr. 6-1). Jako počáteční teplota byla použita teplota předehřevu = 200°C . Laser byl modelován jako Heat flow, s jednotkou W/mm^2 , aplikovaný na celou horní plochu vzorku. Jako hodnoty okrajové podmínky Heat flow byly použity nejvyšší výkony použité při testování (CuCr1Zr – 650W , Mar60 – 275W). Tepelný vstup působil pouze 1s. Pro zjednodušení byl pro materiál platformy uvažován stejný materiál jako pro vzorky. Simulace byla provedena v 3D, ale na boční stěny byla předepsána podmínky Perfectly insulated, aby tudy nedocházelo k odvodu tepla.



Obr. 6-1 Použitý model

Tepelné vlastnosti prášků byly vypočteny podle vztahů uvedených v [15]. Byly simulovány 4 situace: CuCr1Zr na CuCr1Zr (výroba spodní části při CuCr1Zr/Mar60), Mar60 na CuCr1Zr (výroba horní části při CuCr1Zr/Mar60) a stejným stylem i další dvě pro konfiguraci Mar60/CuCr1Zr. Pro porovnatelnost mezi jednotlivými konfiguracemi byla pro multimateriálovou kombinaci spodní část vzorku modelována jako platforma (cílem simulace je zjistit, jak se při výrobě poslední vrstvy s úhlem mění tepelný výkon tekoucí do platformy, či případně rozhraní). Pro výpočet tepelných vlastností prášku je důležitá hodnota porozity prášku ϕ , tato veličina udává, o kolik se liší hustota prášku od plného objemu materiálu.

$$\phi = 0,5 [15] \quad (3)$$

Hustota prášku se vypočte podle vztahu:

$$\varphi_{powder} = \phi \cdot \varphi_{solid} (kg/m^3)[15] \quad (4)$$

Tepelná vodivost prášku je značně menší než u plného objemu materiálu, vlivem oddělení jednotlivých částic. Přibližně je možné určit tepelnou vodivost prášku podle vztahu:

$$k_{powder} = (1 - \phi)^4 \cdot k_{solid} (W/mK)[15] \quad (5)$$

Všechny tepelné vlastnosti použité v simulaci jsou uvedené v Tab. 6-1.

Tab. 6-1 Tepelné vlastnosti materiálů použité v simulaci

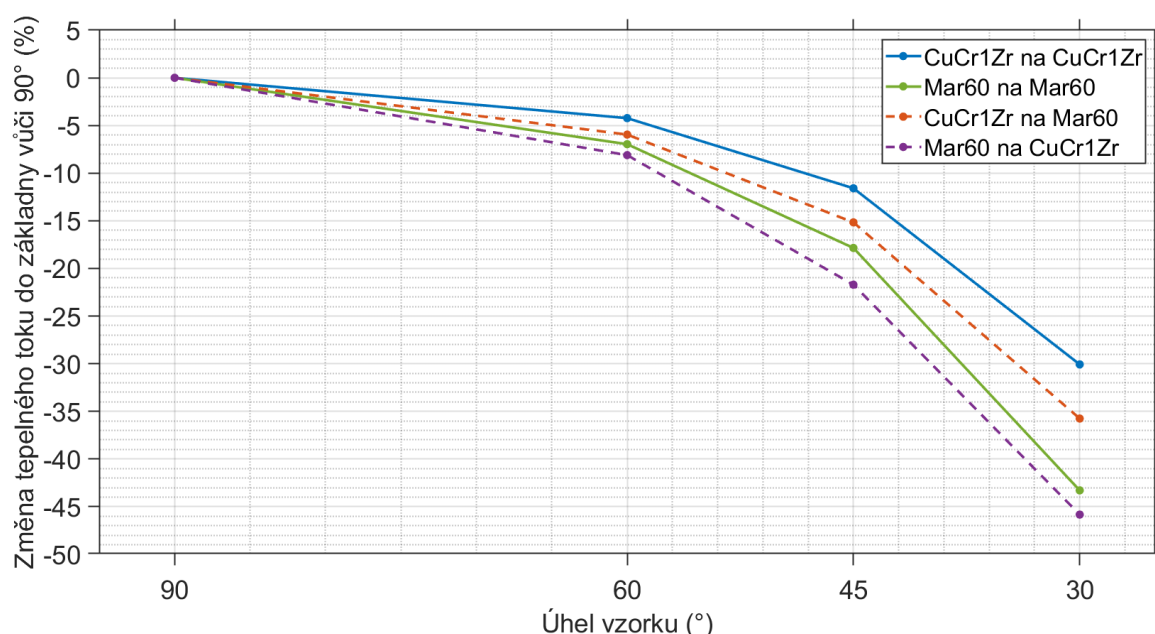
Materiál	ρ [kg/m³]	k [W/mK]	c_p [J/kgK]
CuCr1Zr	8910 [21]	325 [11]	381 [21]
CuCr1Zr prášek	4455	20,3	381
Mar60	8020 [21]	18,6 [11]	457 [21]
Mar60 prášek	4010	1,2	457

Jako kontrolovaná veličina byl použit tepelný tok Q , který se vypočte jako součet všech měrných tepelných toků q :

$$Q = \int_A q dA (W) \quad (6)$$

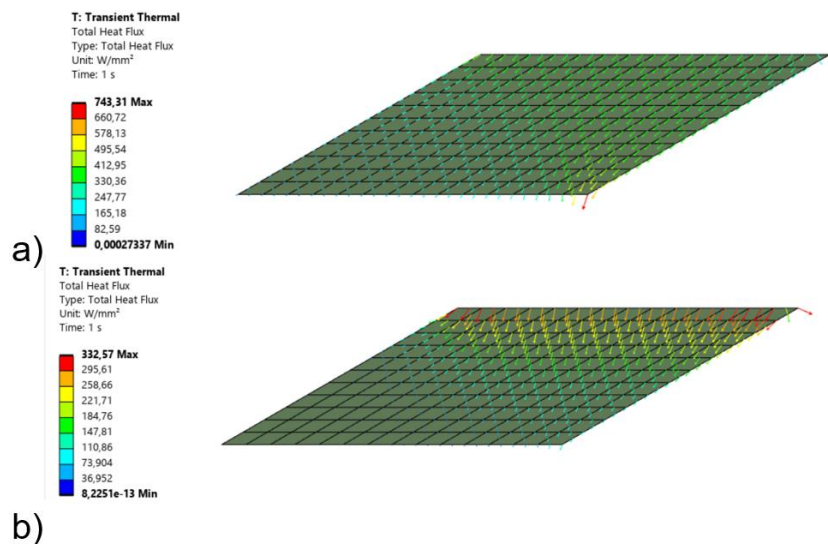
Tepelná simulace byla provedena pro úhly 30°, 45° a 60°. Výsledky simulace jsou zobrazeny na Obr. 6-2. Referenční stav představoval vzorek s úhlem 90°, vůči kterému byly jednotlivé úhly porovnány. Při úhlu 60° byl pokles odvedeného tepelného výkonu ještě relativně malý. Při úhlu 30° došlo k nejvýraznějšímu snížení. Zhoršení odvodu tepla nebylo lineární, ale výrazně se zesílilo zejména při přechodu z 45° na 30°. Tento výsledek odpovídá výsledkům testování procesních parametrů, kde se úhly 30°, 35° a 40° ukázali jako nejkritičtější.

Nejmenší relativní pokles byl zjištěn u konfigurace CuCr1Zr na CuCr1Zr, která odpovídá tisku CuCr1Zr na měděnou platformu. Při úhlu 30° činil pokles tepelného toku odváděného do základny přibližně 30,1 %, to znamená že měděná slitina díky své vysoké tepelné vodivosti dokáže efektivně odvádět teplo i při nízkém úhlu. Při porovnání konfigurací Mar60 na CuCr1Zr a CuCr1Zr na Mar60 je vidět rozdíl způsobený efektivnějším odvodem tepla měděnou slitinou.



Obr. 6-2 Výsledky tepelné simulace

Porovnání rozložení celkového tepelného toku (Obr. 6-3) ukazuje výrazně odlišný charakter odvodu tepla v Mar60 a CuCr1Zr. V Mar60 se teplo šířilo méně intenzivně do okolního materiálu a větší část tepelného zatížení zůstávala lokalizována v blízkosti oblasti působení tepelného vstupu. Teplo se šířilo v daleko menší části vzorku než u CuCr1Zr. Na rozdíl od Mar60 měděná slitina vykazovala daleko vyšší hodnoty tepelného toku, a zároveň vektory tepelného toku ukazují intenzivnější odvod tepla do větší části vzorku.



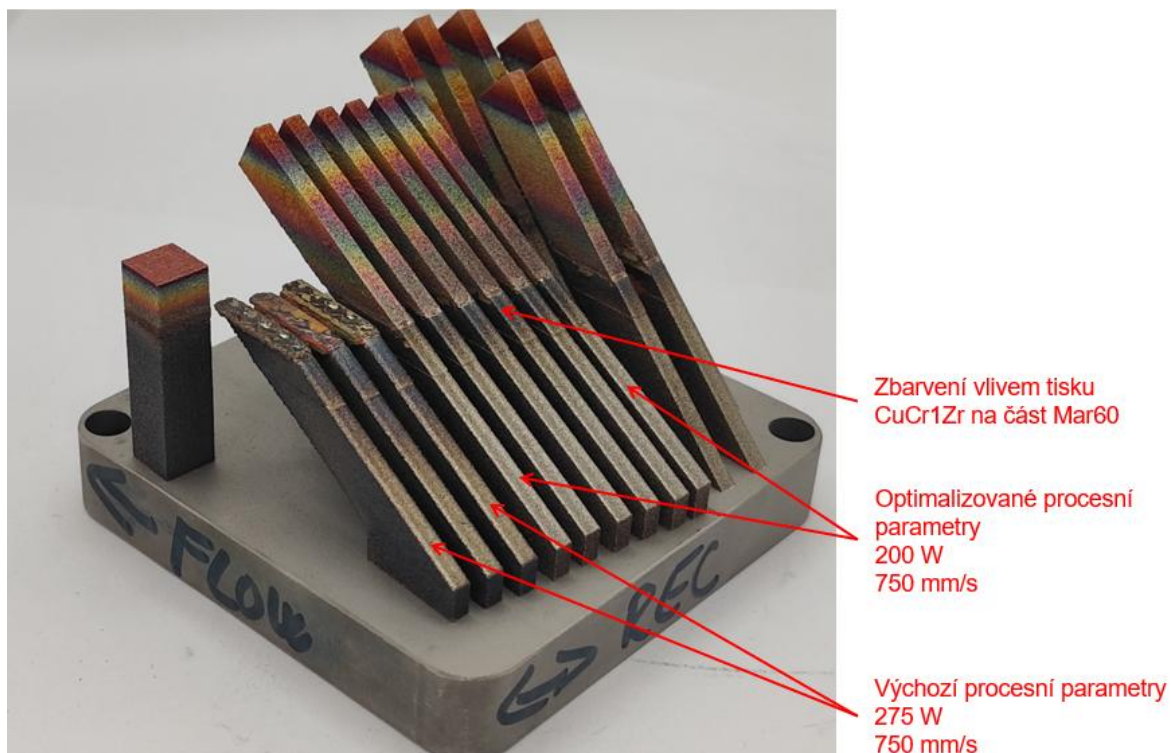
Obr. 6-3 Porovnání šíření tepla ve vzorku a) CuCr1Zr b) Mar60

6.2 Procesní parametry

6.2.1 Mar60/CuCr1Zr

U konfigurace Mar60/CuCr1Zr byla volba procesních parametrů složitější než u opačného pořadí materiálů. Výsledky ukázaly, že Mar60 bylo možné v testovaném rozsahu parametrů vyrobit s vysokou relativní hustotou, přičemž změna procesních parametrů neměla na relativní hustotu zásadní vliv. Zde mohla hrát vliv malá výška jednotlivých materiálových částí vzorku, pouze 4 mm, což mohlo způsobit to že se defekty „nestihly projevit“. Změna procesních parametrů se však projevila na deformaci přehrádky oblasti. Snížení dodávané energie vedlo ke snížení warpingu, a proto byly jako optimalizované procesní parametry pro úhly 30° a 45° zvoleny ty s nejnižší testovanou VED - 200 W a 750 mm/s Tato volba vycházela z předpokladu, že u Mar60 nebyla limitujícím faktorem relativní hustota, ale spíše geometrická stabilita skloněné oblasti. Nižší tepelný vstup tedy umožnil omezit deformaci, aniž by došlo k výraznému zhoršení hutnosti materiálu.

Při vizuálním porovnání vyrobených tahových vzorků bylo patrné, že část Mar60 vyrobená s výchozími procesními parametry vykazovala tmavší zabarvení než vzorky vyrobené s optimalizovanými parametry (Obr. 6-4). Tento rozdíl je způsoben vyšším energetickým vstupem při použití výchozích parametrů. Vyšší tepelný vstup mohl vést k vyšší povrchové teplotě, delší době ochlazování a intenzivnější interakci povrchu se zbytkovým kyslíkem v inertní atmosféře.



Obr. 6-4 Vyrobené tahové vzorky Mar60/CuCr1Zr

U části CuCr1Zr v konfiguraci Mar60/CuCr1Zr byla v porovnání s Mar60 pozorována výrazně vyšší citlivost na změnu procesních parametrů. Tento výsledek odpovídá obecně známé obtížnější zpracovatelnosti měděných slitin. CuCr1Zr má nízkou absorpci laserového záření v infračervené oblasti a současně velmi vysokou tepelnou vodivost, což znesnadňuje vytvoření stabilní tavné lázně [6]). Tyto vlastnosti jsou dále umocněny, když CuCr1Zr tiskneme na materiál s daleko menší tepelnou vodivostí (a když ještě dále omezujeme odvod tepla skloněním vzorku).

U menších úhlů, zejména u 30° , byla odezva relativní hustoty CuCr1Zr na změnu dodané energie velmi výrazná. Při použití výchozích procesních parametrů (vysoká VED) došlo vlivem omezeného odvodu tepla k přehřátí a vzniku kulovitých pórů (Obr. 6-5).

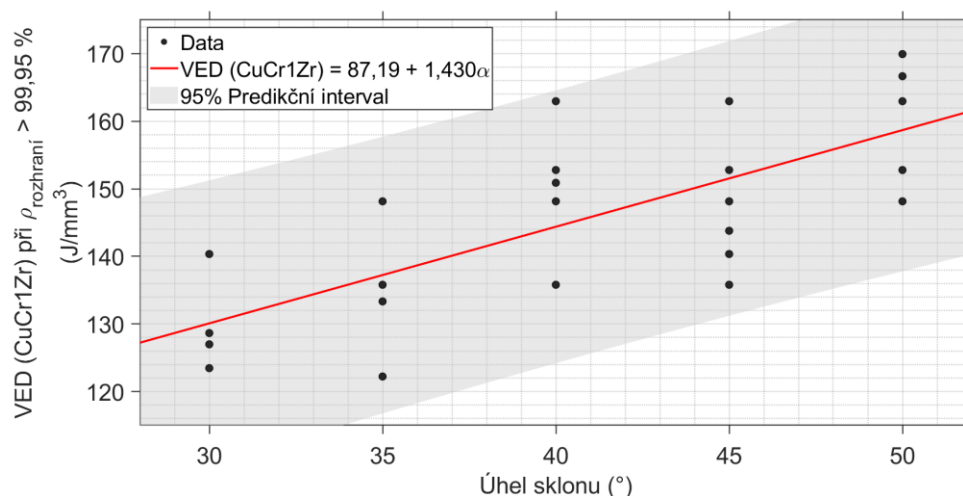


30° - 1_2 - $206,35 \text{ J/mm}^3$, 650 W, 700 mm/s

Obr. 6-5 Silně přehřátý vzorek

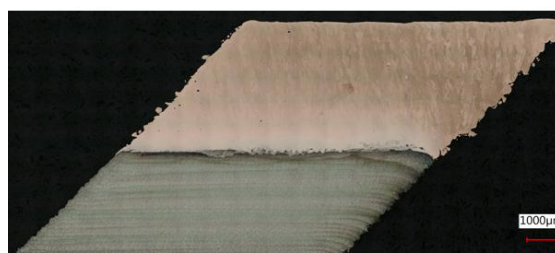
Se zvětšujícím se úhlem vzorku se chování CuCr1Zr postupně stabilizovalo. U úhlů 45° a 50° byl rozptýl relativní hustoty menší a procesní okno bylo z hlediska dosažení vysoké relativní hustoty širší než u menších úhlů. Tento trend lze vysvětlit změnou podmínek odvodu tepla. U menších úhlů je větší část právě vytvářené CuCr1Zr nad práškem a odvod tepla do již zhotoveného objemu a platformy je omezenější. V důsledku toho může při vyšším energetickém vstupu docházet k lokální akumulaci tepla, nestabilitě tavné lázně, většímu přetavení spodní části z Mar60 a ke vzniku lokálních defektů nebo nehomogenit v oblasti rozhraní [9]. Naopak u větších úhlů geometrie vzorku daleko lépe odvádí teplo, protože vyráběná oblast je lépe napojena na kompaktní část vzorku.

Důležitým výsledkem je také skutečnost, že oblast procesních parametrů vedoucích k vysoké relativní hustotě CuCr1Zr nebyla pro všechny úhly stejná. Při vyhodnocení hodnot objemové hustoty energie, při kterých bylo dosaženo relativní hustoty nad 99,95 %, byl pozorován klesající trend s klesajícím úhlem vzorku (Obr. 6-6). To znamená, že pro menší úhly byla oblast vhodných hodnot VED posunuta k nižším hodnotám, zatímco se zvětšujícím se úhlem bylo možné dosáhnout vysoké relativní hustoty i při vyšším energetickém vstupu. Tento trend dobře odpovídá výsledkům tepelné simulace. Odvod tepla při úhlu 30° je dle simulace horší přibližně o 34,3 %. Nejlepší hodnoty relativní hustoty pro úhel 30° bylo dosaženo při poklesu VED o 26,3 až 35,2 % (vypočteno vůči hodnotě 190,48 J/mm³). Pro úhel 45° byl podle simulace odvod tepla omezen přibližně o 14,8 % a nejlepších výsledků bylo dosaženo při poklesu VED v intervalu 14,4 až 26,3 %.

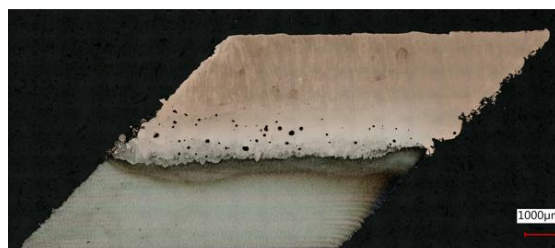


Obr. 6-6 Hodnoty VED při kterých bylo dosaženo nejvyšší relativní hustoty rozhraní pro jednotlivé úhly

To potvrzuje, že samotná hodnota VED „není všeríkající“. V rámci experimentu byly pozorovány případy, kdy parametrické kombinace s podobnou hodnotou VED vykazovaly výrazně odlišnou strukturu (Obr. 6-7). To je způsobeno tím, že VED slučuje vliv výkonu laseru, skenovací rychlosti, rozteče drah a tloušťky vrstvy do jediné hodnoty, ale nezohledňuje konkrétní charakter interakce laseru s materiálem. Stejná hodnota VED může být dosažena například nižším výkonem a nižší rychlostí, nebo naopak vyšším výkonem a vyšší rychlostí, přičemž tyto kombinace mohou vést k odlišné geometrii tavné lázně, rozdílné hloubce přetavení, jiné stabilitě procesu a odlišnému rozsahu promíšení na rozhraní [1].



45° - 1_9 – 190,476 J/mm³, 600 W, 700 mm/s



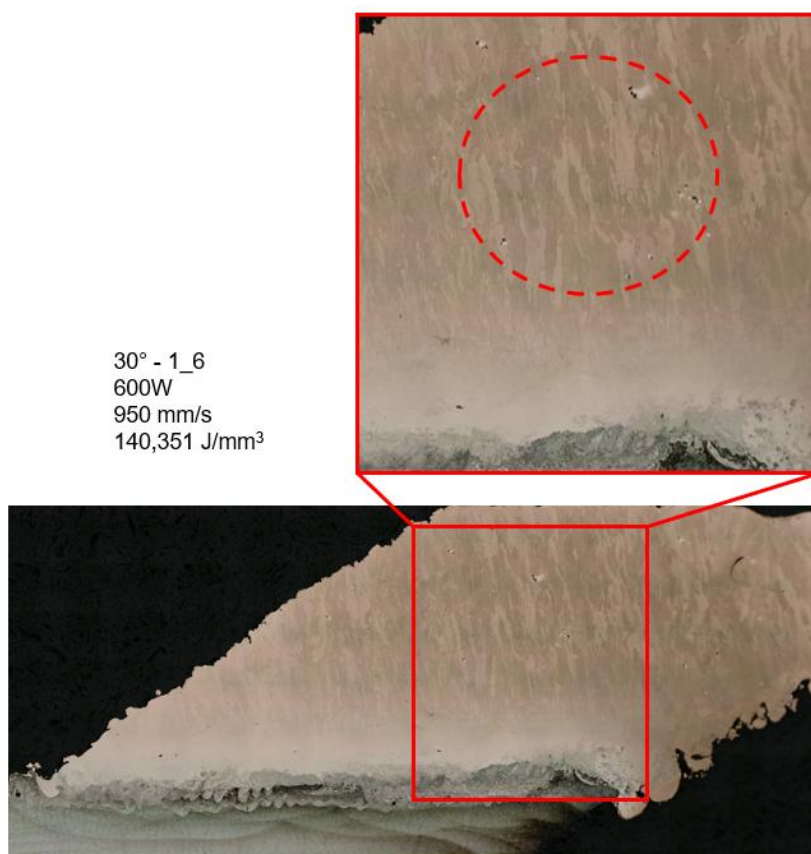
45° - 4_19 – 180,556 J/mm³, 650 W, 800 mm/s

Obr. 6-7 Porovnání vzorků s podobnou VED

Vyhodnocení pomocí regresního modelu v programu Minitab rovněž naznačilo, že příznivějších hodnot relativní hustoty CuCr1Zr bylo v testovaném rozsahu dosahováno spíše při nižším výkonu laseru, zejména při hodnotě 550 W. Vyšší výkony se v některých případech jevily jako méně vhodné, což odpovídá metalografickému pozorování vybraných vzorků (Obr. 6-7).

Tento závěr je však nutné interpretovat opatrně, protože rozsah experimentálních dat nebyl pro všechny hodnoty výkonu rovnoměrný. Nejnížší hodnoty VED, které se z hlediska relativní hustoty jevily jako nejvhodnější, byly testovány pouze při výkonech 550 a 600 W. Z tohoto důvodu nelze jednoznačně tvrdit, že vyšší výkon laseru je obecně nevhodný pro všechny kombinace parametrů.

Dále je nutné zohlednit omezení použité metodiky procesních parametrů. Procesní parametry byly použity stejné v celém objemu jednoho materiálu. Cílem optimalizace procesních parametrů (snížení energetického vstupu) bylo zlepšení kvality rozhraní, jakožto nejkritičtějšího místa. U některých vzorků byly po určité vzdálenosti od rozhraní při nižším energetickém vstupu pozorovány lokální póry a nepravidelnosti, jejichž morfologie odpovídá spíše defektům typu lack-of-fusion. Pravděpodobnou příčinou je, že snížený energetický vstup, který byl výhodný v oblasti rozhraní z hlediska omezení přehřátí a nadměrného promíšení, již nebyl v další části CuCr1Zr dostatečný pro vytvoření spojitého objemu materiálu.



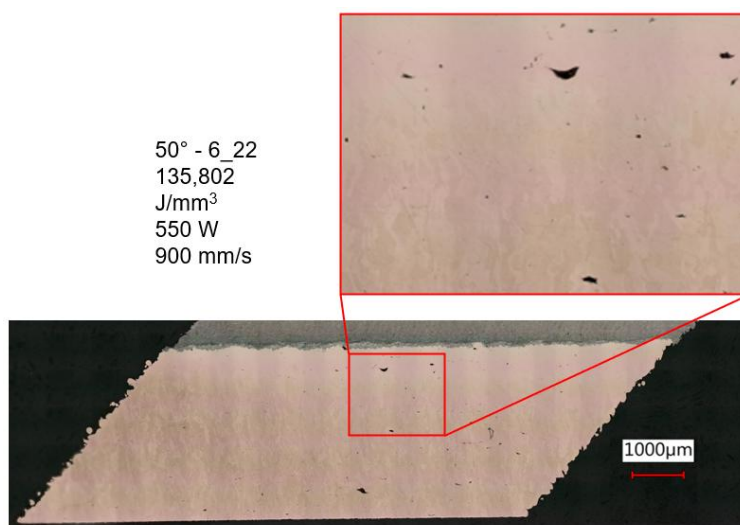
Obr. 6-8 Defekty v CuCr1Zr

Vhodnější strategií by pravděpodobně bylo použití těchto optimalizovaných procesních parametrů pouze v omezené oblasti několika vrstev nad rozhraním a následný návrat k výchozím procesním parametrům. Tento přístup byl již úspěšně otestován v pracích [21,22,23]. Alternativně by bylo možné použít gradientní změnu procesních parametrů, kdy by se energetický vstup plynule zvyšoval od hodnot vhodných pro rozhraní směrem k parametrům vhodným pro objemovou CuCr1Zr část.

6.2.2 CuCr1Zr/Mar60

Při interpretaci vlivu procesních parametrů na relativní hustotu CuCr1Zr je nutné zohlednit specifickou zpracovatelnost slitiny CuCr1Zr. Tato měděná slitina se vyznačuje nízkou absorpcí laserového záření v infračervené oblasti a současně vysokou tepelnou vodivostí. Tato kombinace vlastností vede k rychlému odvodu tepla z oblasti tavné lázně a znesnadňuje vytvoření stabilní a dostatečně hluboké tavné lázně. Z tohoto důvodu vyžaduje CuCr1Zr pro dosažení vysoké relativní hustoty vyšší energetický vstup než Mar60 [6]. Při nadměrném snížení energie již nemusí dojít k úplnému natavení prášku ani k dostatečnému propojení sousedních skenovacích drah, což se následně projevuje vznikem lack-of-fusion defektů [6].

U CuCr1Zr se vlivem uvedených důvodů jakékoliv snížení VED i přes omezený odvod tepla v oblasti převisu projevilo vznikem LoF defektů a snížením relativní hustoty (Obr. 6-9). Výsledky ukázaly, že výskyt defektů nezávisel pouze na procesních parametrech, ale také geometrií vzorku. U větších úhlů, zejména 40° a 50°, byl výskyt těchto defektů výraznější než u menších úhlů. Tento trend lze vysvětlit rozdílnými podmínkami odvodu tepla. Při větších úhlech je skloněná část vzorku lépe tepelně propojena s již zhotoveným objemem a platformou, a proto dochází k efektivnějšímu odvodu tepla z oblasti tavení, proto se snížení dodávané energie více projeví.

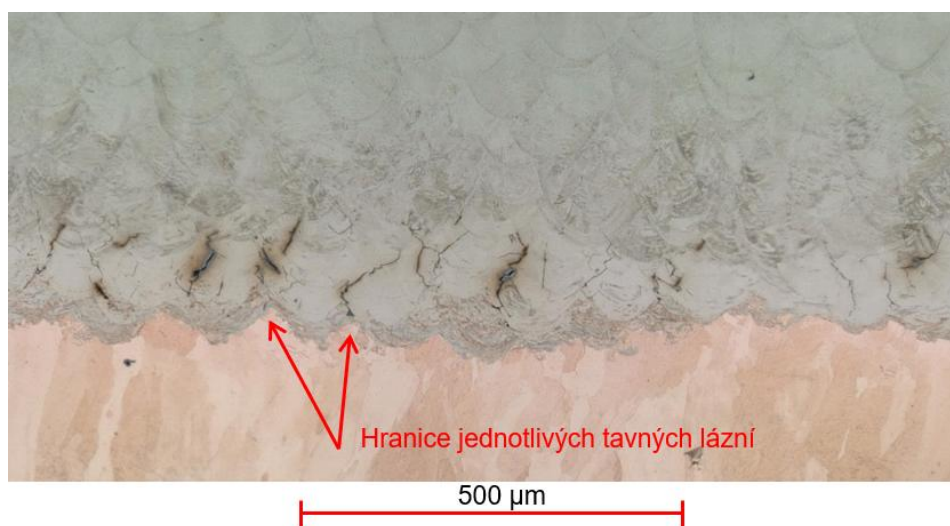


Obr. 6-9 LoF defekty

Naopak u menších úhlů je odvod tepla do kompaktní části vzorku omezenější, protože větší část zpracovávané oblasti je ovlivněna převisem. V důsledku toho zůstává větší část dodané energie v oblasti tavení, proto i nižší dodaná energie nemá za následek tak výrazný pokles relativní hustoty. Tento závěr je v souladu s tepelnou simulací, která ukázala, že s klesajícím úhlem vzorku se snižuje podíl tepelného výkonu odváděného do základny. Pokles je ovšem v porovnání s ostatními materiály nejmenší, z důvodu vysoké tepelné vodivosti CuCr1Zr.

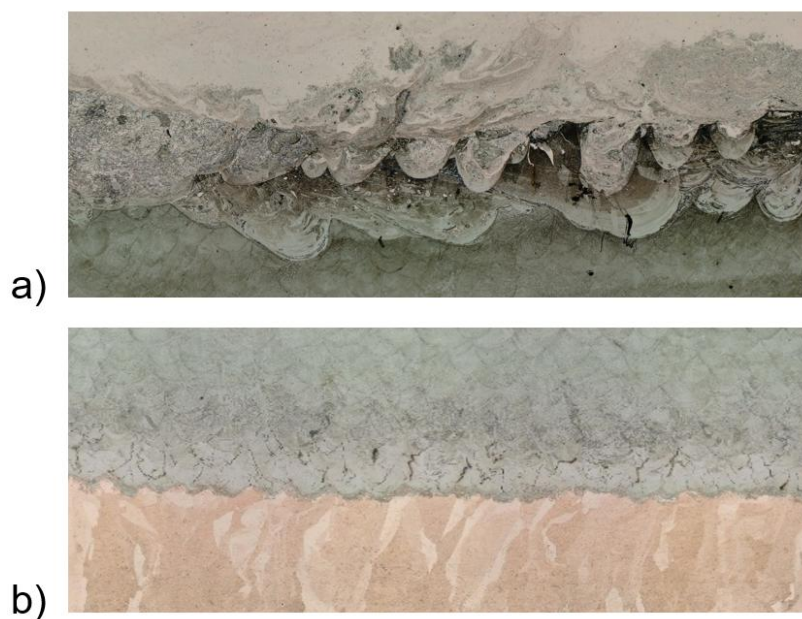
U Mar60 byla situace odlišná. V testovaném rozsahu se změna procesních parametrů neprojevila jako rozhodující faktor, protože většina vzorků dosahovala velmi vysokých hodnot relativní hustoty. Snižování energie Mar60 se však projevilo na menší šířce ovlivněné oblasti rozhraní. To lze vysvětlit jako důsledek menšího přetavení spodní vlivem vysoké tepelné vodivosti mědi. Dále byly v oblasti rozhraní pozorovány mikrotrhliny lokalizované převážně v rozhraním ovlivněné oblasti na straně Mar60. Z metalografických snímků je patrné, že část trhlín pravděpodobně iniciovala v místech styku jednotlivých tavných lázní a dále se šířila po hranicích tavných lázní v dalších vrstvách (Obr. 6-10).

Pravděpodobnou příčinou vzniku trhlín je kombinace několika mechanismů. Prvním z nich je vysoký teplotní gradient a opakované rychlé ochlazování v oblasti rozhraní, které vede ke vzniku zbytkových tahových napětí. Druhým faktorem je rozdílná tepelná vodivost a tepelná roztažnost CuCr1Zr a oceli. CuCr1Zr odvádí teplo výrazně intenzivněji než ocel a zároveň vyžaduje vyšší energetický vstup. Tím horší tepelné podmínky v oblasti prvních vrstev Mar60 nanášených na CuCr1Zr [15].



Obr. 6-10 Trhliny na rozhraní – vzorek 3_8

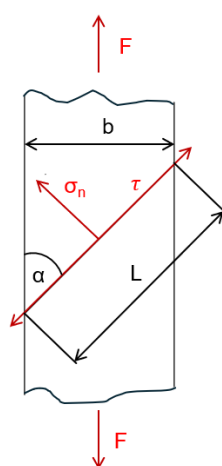
Rozhraní CuCr1Zr/Mar60 bylo ve srovnání s opačným pořadím materiálů výrazně užší a vykazovalo menší míru promíšení (Obr. 6-11). To značí, že při tisku Mar60 na CuCr1Zr dochází pouze k omezenému přetavení spodní měděné slitiny, vlivem vysoké tepelné vodivosti měděné slitiny. Dalším vlivem by mohlo být znatelně menší energetický vstup používaný pro zpracování Mar60 v porovnání s CuCr1Zr.



Obr. 6-11 Porovnání rozhraní a) Mar60/CuCr1Zr b) CuCr1Zr/Mar60

6.3 Mechanické vlastnosti

Před vlastní interpretací výsledků tahových zkoušek je nutné popsat zjednodušený mechanický model namáhání skloněného multimateriálového rozhraní (Obr. 6-12). Tento model je nutné chápat jako zjednodušený popis nominálního napětového stavu. Testované vzorky obsahovaly rozhraní orientované pod úhlem α , který odpovídá úhlu sklonu vzorku. Při jednoosém tahu rozhraní není namáháno pouze normálovým napětím, ale kombinací normálové a smykové složky.



Obr. 6-12 Zjednodušený model skloněného rozhraní

Pro zjednodušený popis lze uvažovat tahové napětí σ , které působí ve směru osy vzorku. Protože je úhel α definován vůči ose zatížení, normálová a smyková složka napětí působící na rovinu rozhraní jsou dány vztahy:

$$\sigma_n = \sigma \cdot \sin^2 \alpha \quad (7)$$

$$\tau = \sigma \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \quad (8)$$

Všechny vypočtené hodnoty jsou uvedené v Tab. 6-2. Z těchto vztahů vyplývá, že s rostoucím úhlem rozhraní narůstá normálová složka napětí, zatímco smyková složka dosahuje maxima při $\alpha=45^\circ$. Kromě poměru normálové a smykové složky napětí se s úhlem mění také geometrická délka rozhraní. Při šířce vzorku $b=6$ mm lze délku skloněného rozhraní určit vztahem:

$$L = \frac{b}{\sin \alpha} \quad (9)$$

To znamená, že u 60° je zatížení přenášeno přes nejkratší rozhraní a současně je toto rozhraní vystaveno nejvyšší normálové otevírací složce napětí. U úhlu 30° je délka rozhraní nejdelší, a normálová složka napětí je nižší. U 45° je smyková složka nejvyšší, ale současně není normálová složka tak vysoká jako u 60° , což může vést k odlišnému charakteru iniciace a šíření porušení.

Tab. 6-2 Geometrické a napěťové charakteristiky skloněného rozhraní

Úhel α (°)	σ_n/σ (-)	τ/σ (-)	Délka rozhraní l_i (mm)
30	0,25	0,43	12
45	0,5	0,5	8,49
60	0,75	0,43	6,93

6.3.1 Mar60/CuCr1Zr

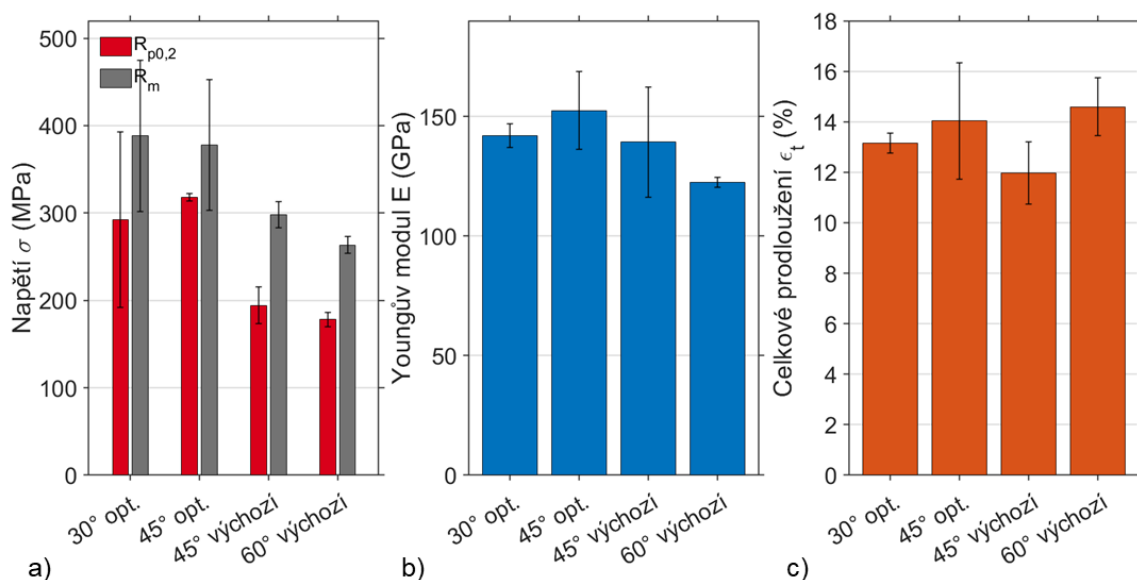
Při interpretaci výsledků tahových zkoušek konfigurace Mar60/CuCr1Zr je nutné zohlednit, že jednotlivé skupiny vzorků se nelišily pouze úhlem rozhraní, ale také použitými procesními parametry. Pro úhel 30° se také nepodařilo vyrobit vzorky s výchozími procesními parametry pro porovnání.

Youngův modul vykazoval u skupin s optimalizovanými procesními parametry 30° OP a 45° OP a u skupiny 45° VP relativně podobné hodnoty, konkrétně 142 ± 5 GPa, 153 ± 16 GPa a 139 ± 23 GPa. U skupiny 60° byla po vyřazení odlehlé hodnoty vzorku MC_60_3 stanovena nižší hodnota 123 ± 2 GPa (Obr. 6-13a). Rozptyl Youngova modulu byl nejvyšší u skupiny 45° VP, což může souviset s větší variabilitou lokální kvality vzorků vyrobených s výchozími parametry. Samotná tuhost však nevykazuje jednoznačný trend s úhlem rozhraní. Je pravděpodobné, že počáteční elastická odezva byla určena spíše elastickou deformací CuCr1Zr části vzorku.

Výraznější rozdíly byly pozorovány u smluvní meze kluzu a meze pevnosti. Nejvyšší hodnoty byly dosaženy u skupin vyrobených s optimalizovanými parametry. Skupina 30° OP dosáhla hodnot $R_{p0,2} = 292 \pm 100$ MPa a $R_m = 388 \pm 86$ MPa, zatímco skupina 45° OP dosáhla $R_{p0,2} = 318 \pm 4$ MPa a $R_m = 378 \pm 75$ MPa. Oproti tomu skupiny vyrobené s výchozími parametry vykazovaly podstatně nižší pevnosti. U skupiny 45° VP byla stanovena hodnota $R_{p0,2} = 194 \pm 21$ MPa a $R_m = 298 \pm 15$ MPa, zatímco u skupiny 60° VP pouze $R_{p0,2} = 178 \pm 8$ MPa a $R_m = 263 \pm 10$ MPa (Obr. 6-13b). Tento pokles pevnostních charakteristik naznačuje, že optimalizace procesních parametrů měla u konfigurace Mar60/CuCr1Zr významnější vliv než samotná změna úhlu rozhraní. Vyšší rozptyly u skupin s optimalizovanými procesními parametry je nejpravděpodobněji možné vysvětlit použitím nižší objemové hustoty energie v celém objemu CuCr1Zr. Optimalizací procesních parametrů se podařilo zlepšit kvalitu rozhraní, ovšem za cenu náhodně rozmístěných LoF defektů ve větší vzdálenosti od rozhraní.

Celkové prodloužení se mezi skupinami lišilo méně výrazně než pevnostní charakteristiky. U skupiny 30° OP bylo stanoveno $13,2 \pm 0,4$ %, u skupiny 45° OP $14,0 \pm 2,3$ %, u skupiny 45° VP $12,0 \pm 1,2$ % a u skupiny 60° VP $14,6 \pm 1,2$ % (Obr. 6-13c). Přestože skupina 60° vykazovala nejnižší pevnostní hodnoty, dosáhla nejvyššího průměrného celkového prodloužení. To ukazuje, že vyšší pevnost nebyla automaticky spojena s vyšší tažností. Výsledky naopak naznačují, že u optimalizovaných skupin došlo ke zvýšení pevnosti, avšak bez výrazného zvýšení celkového prodloužení.

Makroskopické hodnocení lomových vzorků ukazuje, že téměř všechny vzorky konfigurace Mar60/CuCr1Zr se porušily v části tvořené slitinou CuCr1Zr, většinou v blízkosti přechodového radiusu. Výjimku představoval pouze vzorek MC_45_2, u kterého lom probíhal podél rozhraní. Skutečnost, že většina vzorků nepraskla přímo na rozhraní, naznačuje, že soudržnost rozhraní byla ve většině případů vyšší než pevnost CuCr1Zr části. Naměřené hodnoty pevnosti proto nelze interpretovat jako přímou pevnost rozhraní, ale spíše jako pevnost celého zkušebního tělesa omezenou porušením v měděné části. Vzorek MC_45_2, který se porušil podél rozhraní, je z tohoto hlediska výjimkou, ale současně nedosáhl nízké pevnosti. Naopak jeho hodnota R_m byla jedna z nejvyšších v celém souboru. To naznačuje, že porušení na rozhraní v tomto případě mohlo být důsledkem lokálního oslabení, jako například mikrotrhliny.



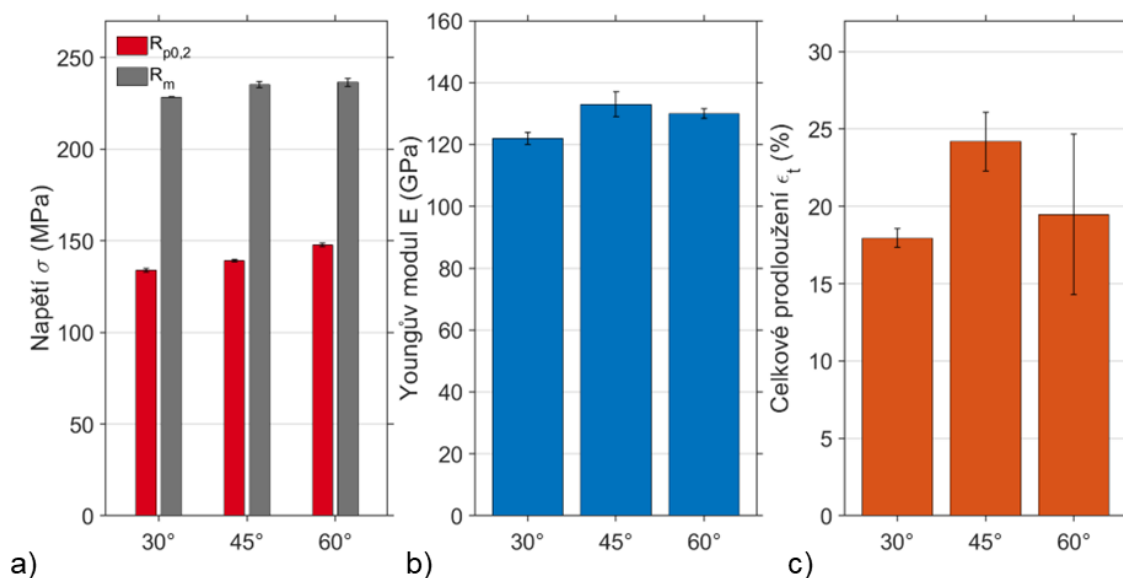
Obr. 6-13 Porovnání mechanických vlastností vzorků Mar60/CuCr1Zr a) mez kluzu a mez pevnosti b) Youngův modul pružnosti c) celkové prodloužení

6.3.2 CuCr1Zr/Mar60

U konfigurace CuCr1Zr/Mar60 byl pozorován relativně malý vliv úhlu rozhraní na pevnostní charakteristiky, zatímco výraznější rozdíly se projeví u deformačních charakteristik. Pevnostní charakteristiky vykazovaly s rostoucím úhlem rozhraní mírný nárůst. Smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$ se zvýšila z $133,7 \pm 1,0$ MPa pro úhel 30° na $139,0 \pm 0,7$ MPa pro 45° a $147,8 \pm 1,0$ MPa pro 60° . Obdobný, avšak méně výrazný trend byl pozorován také u meze pevnosti R_m , která dosáhla $228,4 \pm 0,2$ MPa pro 30° , $235,1 \pm 1,7$ MPa pro 45° a $236,4 \pm 2,2$ MPa pro 60° (Obr. 6-14a). To může souviset s tím, že při menším úhlu je rozhraní delší a vzorek obsahuje větší množství trhlin, takže větší délka rozhraní nedokáže vykompenzovat větší počet trhlin. Na druhou stranu u 60° působí na rozhraní vyšší normálová složka napětí, která může v případě přítomnosti mikrotrhlin podporovat jejich otevírání.

Youngův modul se pohyboval v úzkém rozmezí přibližně 122–133 GPa, přičemž nejnižší hodnota byla stanovena pro úhel 30° a nejvyšší pro úhel 45° . Rozdíly mezi jednotlivými úhly jsou z hlediska elastické odezvy poměrně malé a nevykazují jednoznačný monotónní trend. Youngův modul dosáhl hodnot 122 ± 2 GPa pro 30° , 133 ± 4 GPa pro 45° a $130 \pm 1,5$ GPa pro 60° (Obr. 6-14b).

Nejvýraznější rozdíly mezi jednotlivými úhly byly pozorovány u celkového prodloužení a mechanismu porušení, viz Obr. 6-14c. Nejvyšší průměrné celkové prodloužení bylo dosaženo u úhlu 45°, kde činilo $24,2 \pm 1,9$ %. U úhlu 30° bylo stanoveno $17,9 \pm 0,6$ % a u úhlu 60° $19,5 \pm 5,2$ %. Zatímco vzorky 30° vykazovaly velmi dobrou opakovatelnost, u úhlu 60° byl rozptyl výrazně vyšší. Tento rozptyl byl způsoben především vzorkem CM_60_3, který dosáhl celkového prodloužení 25,4 %, zatímco vzorky CM_60_1 a CM_60_2 dosáhly pouze 16,1 % a 16,9 %.



Obr. 6-14 Porovnání mechanických vlastností vzorků CuCr1Zr/Mar60 a) mez kluzu a mez pevnosti b) Youngův modul pružnosti c) celkové prodloužení

Nejvýraznější rozdíly mezi jednotlivými úhly byly pozorovány u celkového prodloužení, viz Obr. 6-14c. Nejvyšší průměrné celkové prodloužení bylo dosaženo u úhlu 45°, kde činilo $24,2 \pm 1,9$ %. U úhlu 30° bylo stanoveno $17,9 \pm 0,6$ % a u úhlu 60° $19,5 \pm 5,2$ %. Vzorky s úhlem 30° vykazovaly velmi dobrou opakovatelnost, zatímco u úhlu 60° byl rozptyl výrazně vyšší. Ten byl způsoben především vzorkem CM_60_3, který dosáhl celkového prodloužení 25,4 %, zatímco vzorky CM_60_1 a CM_60_2 dosáhly pouze 16,1 % a 16,9 %. Rozdíl v tažnosti souvisí s odlišnou lomovou dráhou. Vzorky CM_60_1 a CM_60_2 se porušily převážně podél roviny rozhraní, zatímco u vzorku CM_60_3 došlo k porušení v části tvořené slitinou CuCr1Zr. Podobně u úhlu 45° vzorek CM_45_1, který se porušil v CuCr1Zr části, dosáhl nejvyššího prodloužení v rámci této skupiny. To naznačuje, že pokud se lom šířil po rozhraní nebo v jeho těsném okolí, byla plastická deformace omezena dřívější iniciací a šířením trhliny. Pokud se porušení přesunulo do CuCr1Zr části, mohl se více uplatnit tvárnější charakter měděné slitiny, což vedlo k vyšší celkové tažnosti.

Toto chování lze vysvětlit kombinací napětíového stavu na skloněném rozhraní a lokální kvality přechodové oblasti. U úhlu 60° působí na rozhraní nejvyšší normálová složka napětí, která podporuje otevírání mikrotrhlin. Pokud jsou mikrotrhliny v rozhraní dostatečně spojitě, může se lom šířit podél rozhraní, jak bylo pozorováno u vzorků CM_60_1 a CM_60_2.

Je však nutné zdůraznit, že výsledky vychází pouze ze tří opakování pro každý úhel. Pro spolehlivější ověření by bylo vhodné doplnit větší počet vzorků a detailní fraktografickou nebo metalografickou analýzu oblasti iniciace porušení.

6.3.3 Porovnání s neskloněnými vzorky

Při porovnání dosažených mechanických vlastností se vzorky s neskloněným horizontálním rozhraním je nutné zohlednit, že v práci [30] byly použity válcová zkušební tělesa, kdežto v této práci byly použity vzorky s obdélníkovým průřezem. Referenční vzorky ve stavu as-built dosahovaly meze pevnosti přibližně 213–216 MPa a celkového prodloužení přibližně 27,5–32,5 %, přičemž k porušení docházelo v části tvořené CuCr1Zr. Po tepelném zpracování se mez pevnosti výrazně zvýšila až na 426,9–465,5 MPa, avšak za cenu poklesu tažnosti, viz Tab. 6-3 [30].

U konfigurace CuCr1Zr/Mar60 v této diplomové práci byly dosaženy hodnoty meze pevnosti R_m v rozsahu přibližně 228–236 MPa, tedy mírně vyšší než $216,1 \pm 1,6$ MPa u referenčních vzorků ve stavu as-built. Současně však bylo celkové prodloužení nižší, konkrétně 17,9 % pro 30° , 24,2 % pro 45° a 19,5 % pro 60° . U téměř všech testovaných vzorků této konfigurace došlo k porušení v části CuCr1Zr, stejně jako u neskloněných vzorků. Mírný nárůst meze pevnosti u skloněných vzorků je pravděpodobně možné vysvětlit jinou orientací defektů v CuCr1Zr vůči směru zatěžování než u neskloněných vzorků.

U konfigurace Mar60/CuCr1Zr byly výsledky výrazně ovlivněny použitými procesními parametry. Optimalizované skupiny 30° a 45° dosáhly meze pevnosti přibližně 388 MPa a 378 MPa, tedy výrazně vyšších hodnot než referenční neskloněné vzorky ve stavu as-built, které dosahovaly $213,0 \pm 0,8$ MPa. Hodnoty dosažené v této práci se již přibližují hodnotám dosaženým u tepelně zpracovaných neskloněných vzorků, avšak celkové prodloužení zůstalo na úrovni přibližně 13–14 %. U skloněných vzorků ale vyšší hodnoty pevnostních charakteristik byly zatíženy vyšším rozptylem, pravděpodobně z důvodu výskytu náhodných defektů v CuCr1Zr

Tab. 6-3 Mechanické vlastnosti [30]

Sample	UTS (MPa)	Elongation to failure (%)	Fracture location
CS – AB	216,1 ± 1,6	32,5 ± 0,3	CuCr1Zr
CS – HT	465,5 ± 22,9	5,1 ± 0,6	Interface
SC – AB	213,0 ± 0,8	27,5 ± 1,7	CuCr1Zr
SC – HT	426,9 ± 13,2	15,6 ± 2,0	CuCr1Zr

6.4 Verifikace hypotéz

6.4.1 Hypotéza H1

Hypotéza H1.1 předpokládala, že procentní závislost snížení dodávané energie, vyjádřené pomocí VED, na úhlu rozhraní je lineární pro Maraging steel 60 i CuCr1Zr při tisku CuCr1Zr na Maraging steel 60. Tuto hypotézu lze potvrdit pouze částečně. Pro část z CuCr1Zr byl pozorován zřetelný trend, podle kterého se oblast hodnot VED, při nichž bylo dosaženo relativní hustoty nad 99,95 %, posouvala s rostoucím úhlem k vyšším hodnotám. Jinými slovy, u menších úhlů bylo nutné použití nižších hodnot VED, zatímco u větších úhlů bylo možné dosáhnout vysoké relativní hustoty i při vyšším energetickém vstupu. Tento trend je nejlépe popsán lineární aproximací a je v souladu se zjednodušenou tepelnou simulací. Současně však nelze hypotézu potvrdit pro Mar60, protože v testovaném rozsahu parametrů nebyla pro relativní hustotu Mar60 prokázána statisticky významná závislost na dodávané energii. Hypotéza H1.1 je tedy potvrzena pouze pro CuCr1Zr, zatímco pro Mar60 potvrzena nebyla.

Hypotéza H1.2 předpokládala lineární závislost potřebného snížení VED na úhlu při opačném pořadí materiálů, tedy při tisku Maraging steel 60 na CuCr1Zr. Tato hypotéza byla zamítnuta. U CuCr1Zr ve spodní části byla ve většině případů dosažena vysoká relativní hustota, případně při nižších hodnotách VED docházelo ke vzniku LoF defektů a ke snížení relativní hustoty. U Mar60 nebyla relativní hustota v testovaném rozsahu parametrů významně závislá na VED, a proto nebylo možné stanovit jednoznačnou závislost optimálního snížení energie na úhlu.

6.4.2 Hypotéza H2

Hypotéza H2.1 předpokládala, že mechanické vlastnosti konfigurace Mar60/CuCr1Zr budou dosahovat nejlepších hodnot při sklonu 30°. Tato hypotéza byla částečně potvrzena. Skupina vzorků 30° vyrobená s optimalizovanými parametry dosáhla jedné z nejvyšších hodnot meze pevnosti, konkrétně $R_m = 388 \pm 86$ MPa. Současně však vykazovala vysoký rozptyl výsledků. Z hlediska celkového prodloužení také nebyl úhel 30° nejlepší. Interpretaci navíc komplikuje skutečnost, že jednotlivé skupiny se nelišily pouze úhlem, ale také použitými procesními parametry. U této konfigurace tedy nelze jednoznačně říci, že nejlepší mechanické vlastnosti byly dosaženy při 30°.

Hypotéza H2.2 předpokládala, že mechanické vlastnosti konfigurace CuCr1Zr/Mar60 budou dosahovat nejlepších hodnot při sklonu 30°. Tato hypotéza nebyla potvrzena. U této konfigurace byl vliv úhlu na pevnostní charakteristiky relativně malý, ale smluvní mez kluzu i mez pevnosti s rostoucím úhlem mírně narůstaly. Nejnížší hodnoty byly naměřeny u úhlu 30°, zatímco nejvyšší hodnoty $R_{p0,2}$ a R_m byly dosaženy u úhlu 60°. Z hlediska celkového prodloužení nebyl nejlepší úhel 30°, ale úhel 45°, který dosáhl nejvyšší průměrné tažnosti. Výsledky tedy neodpovídají předpokladu, že nejlepších mechanických vlastností bude dosaženo při 30°.

7 ZÁVĚR

Tato diplomová práce se zabývala aditivní výrobou multimateriálového rozhraní mezi měděnou slitinou CuCr1Zr a nástrojovou ocelí Maraging steel 60 metodou LPBF. Hlavním cílem bylo experimentálně stanovit vhodné procesní parametry pro výrobu skloněných multimateriálových vzorků a následně mechanické vlastnosti zkušebních těles. V práci byly testovány obě možné materiálové konfigurace, tedy Mar60/CuCr1Zr i CuCr1Zr/Mar60. Pro optimalizaci procesních parametrů byly vyrobeny vzorky s úhly 30°, 35°, 40°, 45° a 50°, zatímco mechanické vlastnosti byly hodnoceny na tahových vzorcích s úhly 30°, 45° a 60°.

U konfigurace Mar60/CuCr1Zr bylo zjištěno, že optimální oblast procesních parametrů pro CuCr1Zr není pro všechny úhly stejná. U menších úhlů bylo nutné volit nižší hodnoty objemové hustoty energie, zatímco se zvětšujícím se úhlem bylo možné dosáhnout vysoké relativní hustoty i při vyšším energetickém vstupu. Tento trend byl v souladu se zjednodušenou tepelnou simulací i s obecnými předpoklady. U menších úhlů docházelo k větší lokální akumulaci tepla, což zvyšovalo riziko přehřátí a vznik defektů. Maraging steel 60 bylo možné v testovaném rozsahu procesních parametrů vyrábět s velmi vysokou relativní hustotou, přičemž změna procesních neměla na porozitu zásadní vliv. U CuCr1Zr byla naopak zjištěna výrazně vyšší citlivost na konkrétní kombinaci výkonu laseru, skenovací rychlosti a úhlu vzorku.

U konfigurace CuCr1Zr/Mar60 se ukázalo, že jednoduché snížení energetického vstupu, které se běžně používá při výrobě převisů, není pro tuto materiálovou kombinaci vhodné. Při snížení energie u CuCr1Zr docházelo ke vzniku lack-of-fusion defektů, zejména u větších úhlů, kde byl odvod tepla do již zhotovené části účinnější. U Mar60 se změna procesních parametrů neprojevila výraznou změnou relativní hustoty, ale ovlivnila šířku rozhraní. Vyšší energetický vstup vedl k větší šířce. Na naleptaných výbrusech této konfigurace byly současně pozorovány mikrotrhliny na straně Mar60, což bylo pravděpodobně důsledkem rozdílných tepelných vlastností a zbytkových napětí.

Tahové zkoušky ukázaly, že mechanické vlastnosti skloněných multimateriálových vzorků nebyly určeny pouze úhlem rozhraní, ale také pořadím materiálů, použitými procesními parametry a lokální kvalitou přechodové oblasti. U konfigurace Mar60/CuCr1Zr dosahovaly vyšších pevnostních hodnot skupiny vyrobené s optimalizovanými procesními parametry. Většina vzorků této konfigurace se porušila v části tvořené CuCr1Zr, což naznačuje, že samotné rozhraní nebylo ve většině případů nejslabším článkem. U konfigurace CuCr1Zr/Mar60 byl vliv úhlu na pevnostní charakteristiky méně výrazný, ale rozdíly se projeví zejména u celkového prodloužení a u lomové dráhy. U vzorků s úhlem 60° docházelo k porušení podél rozhraní, zatímco ostatní vzorky se porušily v CuCr1Zr části.

Další výzkum by měl být zaměřen především na rozšíření statistického souboru tahových vzorků, protože u některých skupin byl počet opakování omezen technologickými a materiálovými možnostmi. Vhodné by bylo doplnit detailní fraktografickou analýzu lomových ploch, lokální chemickou analýzu metodou EDS a mikrostrukturní analýzu pomocí EBSD, které by umožnily přesněji určit mechanismus iniciace a šíření trhlin v oblasti rozhraní. Z technologického hlediska by bylo vhodné dále zkoumat lokální úpravu procesních parametrů v několika vrstvách nad rozhráním, vliv interlayer cooling time a možnosti tepelného zpracování na výslednou mikrostrukturu a mechanické vlastnosti. Získané poznatky je možné využít při návrhu a výrobě prostorově tvarovaných multimateriálových součástí z kombinace oceli a měděné slitiny, zejména v aplikacích, kde je požadována kombinace mechanické únosnosti a intenzivního odvodu tepla.

8 VÝSLEDEK VÝZKUMU PODLE RIV

Výsledky dosažené v této diplomové práci je možné publikovat v souhrnné podobě manuskriptu.

Název článku: Optimization of Process Parameters for Mar60–CuCr1Zr Multimaterial Interfaces Fabricated by LPBF in Overhang Regions

Autoři: Okénka J., Koutný D., Fábry A.

Abstrakt:

Laser powder bed fusion enables the fabrication of multimaterial components with spatially tailored properties; however, the production of steel–copper interfaces remains challenging due to the different thermophysical properties of both materials and the limited process stability in overhang regions. This study investigates the effect of process parameters and interface inclination on the quality and mechanical response of CuCr1Zr/Maraging steel 60 multimaterial specimens fabricated by LPBF. Both material build sequences were evaluated, namely CuCr1Zr on Mar60 and Mar60 on CuCr1Zr. Process parameter optimization was performed for inclined specimens with angles from 30° to 50°, while tensile specimens were manufactured with interface angles of 30°, 45° and 60°. The quality of the produced interfaces was assessed using relative density measurements, metallographic analysis, interface width evaluation and warping assessment. The results showed that the CuCr1Zr region was significantly more sensitive to laser power, scanning speed and interface angle than Mar60. For CuCr1Zr printed on Mar60, the optimal range of volumetric energy density shifted towards higher values with increasing interface angle, indicating that a single universal parameter set cannot be applied to all inclined geometries. In the opposite build sequence, reducing the energy input increased the occurrence of lack-of-fusion defects and reduced the interface width. Tensile testing further demonstrated that the mechanical response was governed not only by the interface angle, but also by the build sequence, local interface quality and process parameter selection. The study confirms that process parameters optimized for horizontal interfaces cannot be directly transferred to inclined multimaterial overhang structures.

9 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] KAVOUSI SISI, Ali, Dmitriy OZHERELKOV, Stanislav CHERNYSHIKHIN, Ivan PELEVIN, Nataliya KHARITONOVA a Alexander GROMOV. *Functionally graded multi-materials by laser powder bed fusion: a review on experimental studies* [online]. B.m.: Springer Science and Business Media Deutschland GmbH. 2024. ISSN 23639520. Dostupné z: doi:10.1007/s40964-024-00739-1
- [2] ZHANG, Zhizhou, Paul MATIVENGA a Shi Qing HUANG. Manufacturing, Microstructure, and Mechanics of 316L SS Biomaterials by Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Functional Biomaterials* [online]. 2025, **16**(8). ISSN 20794983. Dostupné z: doi:10.3390/jfb16080280
- [3] ZHANG, Zhengyan, Shun WANG, Haitao LIU, Lei WANG a Xinyi XIAO. Effects of Hatch Distance on the Microstructure and Mechanical Anisotropy of 316 L Stainless Steel Fabricated by Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Materials Engineering and Performance* [online]. 2023, **32**(10), 4757–4767. ISSN 15441024. Dostupné z: doi:10.1007/s11665-022-07416-w
- [4] VOLOSKOV, Boris, Tatiana MISHUROVA, Stanislav EVLASHIN, Denis FIRSOV, Giovanni BMNO a Ivan SERGEICHEV. Influence of scanning strategy and hatch distance on porosity and mechanical characteristics of 316L stainless steel produced by laser powder bed fusion. In: *Procedia Structural Integrity* [online]. B.m.: Elsevier B.V., 2024, s. 302–309. ISSN 24523216. Dostupné z: doi:10.1016/j.prostr.2024.11.045
- [5] JIA, Haolin, Hua SUN, Hongze WANG, Yi WU a Haowei WANG. Scanning strategy in selective laser melting (SLM): a review [online]. nedatováno. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-021-06810-3/Published
- [6] WANG, Di, Linqing LIU, Guowei DENG, Cheng DENG, Yuchao BAI, Yongqiang YANG, Weihui WU, Jie CHEN, Yang LIU, Yonggang WANG, Xin LIN a Changjun HAN. *Recent progress on additive manufacturing of multi-material structures with laser powder bed fusion* [online]. B.m.: Taylor and Francis Ltd. 2022. ISSN 17452767. Dostupné z: doi:10.1080/17452759.2022.2028343
- [7] WITS, Wessel W. a Emiel AMSTERDAM. Graded structures by multi-material mixing in laser powder bed fusion. *CIRP Annals* [online]. 2021, **70**(1), 159–162. ISSN 17260604. Dostupné z: doi:10.1016/j.cirp.2021.03.005

- [8] HAN, Changjun, Qihong FANG, Yusheng SHI, Shu Beng TOR, Chee Kai CHUA a Kun ZHOU. *Recent Advances on High-Entropy Alloys for 3D Printing* [online]. B.m.: Wiley-VCH Verlag. 1. červenec 2020. ISSN 15214095. Dostupné z: doi:10.1002/adma.201903855
- [9] KAVOUSI SISI, Ali, Dmitriy OZHERELKOV, Stanislav CHERNYSHIKHIN, Ivan PELEVIN, Nataliya KHARITONOVA a Alexander GROMOV. *Functionally graded multi-materials by laser powder bed fusion: a review on experimental studies* [online]. B.m.: Springer Science and Business Media Deutschland GmbH. 1. duben 2025. ISSN 23639520. Dostupné z: doi:10.1007/s40964-024-00739-1
- [10] WEI, Chao, Luchao LIU, Yuchen GU, Yihe HUANG, Qian CHEN, Zhaoqing LI a Lin LI. Multi-material additive-manufacturing of tungsten - copper alloy bimetallic structure with a stainless-steel interlayer and associated bonding mechanisms. *Additive Manufacturing* [online]. 2022, **50**, 102574. ISSN 2214-8604. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102574
- [11] ZAINELABDEEN, Ibrahim H., Linda ISMAIL, Omer F. MOHAMED, Kamran A. KHAN a Andreas SCHIFFER. Recent advancements in hybrid additive manufacturing of similar and dissimilar metals via laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2024, **909**, 146833. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2024.146833
- [12] SUN, Xiaosi, Weixin HAO, Guihong GENG, Teng MA a Yongtang LI. Solidification Microstructure Evolution of Undercooled Cu-15 wt.% Fe Alloy Melt. *Advances in Materials Science and Engineering* [online]. 2018, **2018**. ISSN 16878442. Dostupné z: doi:10.1155/2018/6304518
- [13] REICHARDT, Ashley, Andrew A. SHAPIRO, Richard OTIS, R. Peter DILLON, John Paul BORGONIA, Bryan W. MCENERNEY, Peter HOSEMAN a Allison M. BEESE. *Advances in additive manufacturing of metal-based functionally graded materials* [online]. B.m.: Taylor and Francis Ltd. 2021. ISSN 17432804. Dostupné z: doi:10.1080/09506608.2019.1709354
- [14] MOUTABLALEH, Hadi, Mehrshad MEHRPOUYA, Tom VANEKER a Ian GIBSON. Multimaterial powder bed fusion techniques: laser-based powder deposition approaches and interface properties. *Rapid Prototyping Journal* [online]. 2025, 1–20. ISSN 13552546. Dostupné z: doi:10.1108/RPJ-03-2025-0096

- [15] MAO, Shenglan, Biqi YANG, Gang LIU, Genshen LIU a Zhengwen ZHANG. Temperature distribution and residual stress evolution at the interface of CuCrZr/316 L multi-material by laser powder bed fusion. *OPTICS AND LASER TECHNOLOGY* [online]. 2023, **163**. ISSN 0030-3992. Dostupné z: doi:10.1016/j.optlastec.2023.109355
- [16] WU, Ziheng, Alexander E WILSON-HEID, R Joey GRIFFITHS a Eric S ELTON. A review on experimentally observed mechanical and microstructural characteristics of interfaces in multi-material laser powder bed fusion. *FRONTIERS IN MECHANICAL ENGINEERING-SWITZERLAND* [online]. 2023, **9**. Dostupné z: doi:10.3389/fmech.2023.1087021
- [17] LIU, Linqing, Di WANG, Guowei DENG, Changjun HAN, Yongqiang YANG, Jie CHEN, Xiexin CHEN, Yang LIU a Yuchao BAI. Laser additive manufacturing of a 316L/CuSn10 multimaterial coaxial nozzle to alleviate spattering adhesion and burning effect in directed energy deposition. *JOURNAL OF MANUFACTURING PROCESSES* [online]. 2022, **82**, 51–63. ISSN 1526-6125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2022.07.038
- [18] BAI, Yuchao, Jiayi ZHANG, Cuiling ZHAO, Chaojiang LI a Hao WANG. Dual interfacial characterization and property in multi-material selective laser melting of 316L stainless steel and C52400 copper alloy. *MATERIALS CHARACTERIZATION* [online]. 2020, **167**. ISSN 1044-5803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2020.110489
- [19] NYAMUCHIWA, K., R. PALAD, J. PANLICAN, Y. TIAN a C. ARANAS. Recent Progress in Hybrid Additive Manufacturing of Metallic Materials. *Applied Sciences (Switzerland)* [online]. 2023, **13**(14). Dostupné z: doi:10.3390/app13148383
- [20] CHEN, Jie, Yongqiang YANG, Changhui SONG, Di WANG, Shibiao WU a Mingkang ZHANG. Influence mechanism of process parameters on the interfacial characterization of selective laser melting 316L/CuSn10. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2020, **792**, 139316. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2020.139316
- [21] LI, Xiaoshuang, Dmitry SUKHOMLINOV a Zaiqing QUE. Microstructure and thermal properties of dissimilar M300-CuCr1Zr alloys by multi-material laser-based powder bed fusion. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials* [online]. 2024, **31**(1), 118–128. ISSN 1869103X. Dostupné z: doi:10.1007/s12613-023-2747-x

- [22] CHEN, Jie, Yongqiang YANG, Changhui SONG, Mingkang ZHANG, Shibiao WU a Di WANG. Interfacial microstructure and mechanical properties of 316L/CuSn10 multi-material bimetallic structure fabricated by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2019, **752**, 75–85. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2019.02.097
- [23] CHEN, Jie, Mingkang ZHANG, Dake ZHAO, Guijun BI, Yuchao BAI, Yunmian XIAO a Di WANG. The impact of interfacial characteristics on the interfacial properties of 316 L/CuSn10 multi-material manufactured by laser powder bed fusion. *Materials Characterization* [online]. 2024, **211**, 113862. ISSN 10445803. Dostupné z: doi:10.1016/j.matchar.2024.113862
- [24] CONG, Shuo, Heng GU, Chao WEI, Mina ZHANG, Dongxu CHENG, Lili QIAN, Lin LI a Xudong REN. *Advancements and challenges in overhang structure fabrication during laser powder bed fusion: a comprehensive review* [online]. B.m.: Taylor and Francis Ltd. 2025. ISSN 17452767. Dostupné z: doi:10.1080/17452759.2025.2567382
- [25] WANG, Di, Yongqiang YANG, Ziheng YI a Xubin SU. Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2013, **65**(9–12), 1471–1484. ISSN 14333015. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-012-4271-4
- [26] VORA, Pratik, Kamran MUMTAZ, Iain TODD a Neil HOPKINSON. AlSi12 in-situ alloy formation and residual stress reduction using anchorless selective laser melting. *Additive Manufacturing* [online]. 2015, **7**, 12–19. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2015.06.003
- [27] WEI, Chao, Zhizhou ZHANG, Dongxu CHENG, Zhe SUN, Menghui ZHU a Lin LI. *An overview of laser-based multiple metallic material additive manufacturing: From macro: From micro-scales* [online]. B.m.: IOP Publishing Ltd. 1. března 2021. ISSN 26317990. Dostupné z: doi:10.1088/2631-7990/abce04
- [28] WANG, Di, Yongqiang YANG, Ziheng YI a Xubin SU. Research on the fabricating quality optimization of the overhanging surface in SLM process. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2013, **65**(9–12), 1471–1484. ISSN 14333015. Dostupné z: doi:10.1007/s00170-012-4271-4
- [29] UHLMANN, Eckart a Yassin SABER. Mechanical properties of steel–copper multi-material samples built by laser powder bed fusion using a graded energy input. *Progress in Additive Manufacturing* [online]. 2025, **10**(1), 475–489. ISSN 2363-9512. Dostupné z: doi:10.1007/s40964-024-00636-7

- [30] FÁBRY, Adam, Martin MALÝ, Miroslav ŠMÍD, Michal JAMBOR, Karel DVOŘÁK, Radek KOLMAN a Daniel KOUTNÝ. Interfacial characteristic of CuCr1Zr-Mar60 horizontal interface processed by LPBF. In: *MEBioSys Conference; Abstract Book* [online]. 2025, s. 42–42 [vid. 2026-04-04]. Dostupné z: <https://www.fme.vutbr.cz/etc/soubor/z/75712>
- [31] *datasheet-powder-cucr1zr-6320-micr* [online]. Vestec: Safina, a.s. [vid. 2026-05-04]. Dostupné z: <https://www.safina.eu/wp-content/uploads/2022/02/datasheet-powder-cucr1zr.pdf>
- [32] SANDVIK ADDITIVE MANUFACTURING. *Osprey® MAR-60*. 2026. Dostupné z: <https://www.metalpowder.sandvik/en/webshop/metal-powders/maraging-steel/osprey-mar-60/>

10 SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN

10.1 Použité zkratky

3D	Trojrozměrný
AB	As built
AISI	American Iron and Steel Institute
AM	Additive Manufacturing
BD	Build direction
CM	CuCr1Zr/Mar60
CS	copper alloy/steel
CTE	Coefficient of thermal expansion
EBSD	Electron backscatter diffraction
EDM	Electrical discharge machining
EDS	Energy-dispersive X-ray spectroscopy
HD	Hatch distance
HT	Heat treatment
LoF	Lack of fusion
LME	Liquid metal embrittlement
LP	Laser power
LPBF	Laser powder bed fusion
LS	Laser speed
MC	Mar60/CuCr1Zr
MM	Multimateriál
MKP	Metoda konečných prvků
OP	Optimalizované procesní parametry
PRISMA	Preferred Reporting for Systematic Reviews and Meta-Analyses
RIV	Rejstřík informací o výsledcích

SEM	Scanning electron microscopy
SLM	Selective laser melting
STEP	Standard for Exchange of Product model data
UTS	Ultimate tensile strength
VED	Volumetric energy density
VP	Výchozí procesní parametry
WoS	Web of Science

10.2 Použité fyzikální veličiny

A	Plocha
A_i	Koeficient regresního modelu pro šířku rozhraní
A_r	Koeficient regresního modelu relativní hustoty
b	Šířka vzorku
B_i	Koeficient regresního modelu pro šířku rozhraní
B_r	Koeficient regresního modelu relativní hustoty
c_p	Měrná tepelná kapacita při konstantním tlaku
C_i	Koeficient regresního modelu pro šířku rozhraní
C_r	Koeficient regresního modelu relativní hustoty
D_r	Koeficient regresního modelu relativní hustoty
E	Youngův modul pružnosti
E_r	Člen regresního modelu relativní hustoty
F_r	Koeficient regresního modelu pro šířku rozhraní
HD	Rozteč skenovacích drah
k_{powder}	Tepelná vodivost prášku
k_{solid}	Tepelná vodivost plného materiálu
L	Délka rozhraní v mechanickém modelu
l_i	Šířka rozhraní
LP	Výkon laseru
LP_{Cu}	Výkon laseru pro CuCr1Zr

LP_{Mar60}	Výkon laseru pro Maraging steel 60
LS	Skenovací rychlost
LS_{Cu}	Skenovací rychlost pro CuCr1Zr
LS_{Mar60}	Skenovací rychlost pro Maraging steel 60
LT	Tloušťka vrstvy
Q	Tepelný tok
Q_{in}	Tepelný tok do poslední vrstvy vzorku
Q_{out}	Tepelný tok do základny vzorku
q	Měrný tepelný tok
R_m	Mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu
VED	Objemová hustota energie
w	Velikost warping deformace
α	Úhel sklonu vzorku / rozhraní
ε_t	Prodloužení do porušení
ρ	Relativní hustota
ρ_{powder}	Hustota prášku
ρ_{solid}	Hustota plného materiálu
σ	Tahové napětí
σ_n	Normálová složka napětí působící na rozhraní
τ	Smyková složka napětí působící na rozhraní
ϕ	Porozita prášku

11 SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ

Obr. 2-1 PRISMA diagram	16
Obr. 2-2 Dělení LPBF parametrů [1]	17
Obr. 2-3 Závislost rozměrů tavné lázně na výkonu laseru [2]	18
Obr. 2-4 Závislost porozity na výkonu laseru a skenovací rychlosti [2]	19
Obr. 2-5 Vliv skenovací rychlosti na mikrostrukturu [2]	19
Obr. 2-6 SEM obrázek vzorků s 0,08, 0,1 a 0,12 hatch distance [3]	20
Obr. 2-7 3D render porozity v závislosti na hatch distance a skenovací strategii [4]	21
Obr. 2-8 Základní skenovací strategie a) stripe, b) meander, c) chessboard d) concentric [5]	21
Obr. 2-9 Strategie spojování materiálů a) přímé spojení b) gradientní spojení c) spojení s přechodovou mezivrstvou	23
Obr. 2-10 Binární diagram Fe-Cu [12]	24
Obr. 2-11 Rozdíl v teplotě tání pro různé dvojice materiálů [14]	25
Obr. 2-12 Simulace teplotního pole vlevo) 316 na substrátu CuCr1Zr vpravo) CuCr1Zr na substrátu 316L [15]	25
Obr. 2-13 Rozložení napětí při výrobě CuCr1Zr na 316L [15]	26
Obr. 2-14 Schematický nákres dějů na rozhraní: a) první vrstva b) druhá vrstva [17]	27
Obr. 2-15 Rozhraní a) 316L na C5240 b) 52400 na 316L [18]	28
Obr. 2-16 Schéma dějů v tavné lázni a) 316L na C52400 b) C52400 na 316 [18]	28
Obr. 2-17 Vliv skenovací rychlosti a rozteči skenovacích drah na kvalitu rozhraní [20] ..	29
Obr. 2-18 Hodnoty šířky rozhraní [20]	30
Obr. 2-19 Vliv skenovací rychlosti na mikrostrukturu rozhraní [15]	31
Obr. 2-20 SEM obrázek rozhraní rozhraní CuCr1Zr na M300 [21]	31
Obr. 2-21 Trhliny v 316L [18]	32
Obr. 2-22 Rozhraní 316L a CuSn10 [17]	33
Obr. 2-23 Detail izolované Cu-rich oblasti v oceli 316L [17]	33
Obr. 2-24 Porovnání vzorků s horizontálním a vertikálním rozhráním [22]	34
Obr. 2-25 a)-c) dosažené mechanické vlastnosti d) směr zatěžování vůči trhlínám [23] ..	35
Obr. 2-26 Geometrie převisu [24]	36

Obr. 2-27 Schéma vzniku drossu [24].....	37
Obr. 2-28 Vyrobené vzorky [28].....	40
Obr. 2-29 Závislost kritického úhlu na skenovací rychlosti při různých úrovních výkonu [28]	41
Obr. 4-1 Schéma řešení diplomové práce	46
Obr. 4-2 Schéma multimateriálové výroby na stroji SLM 280 HL	47
Obr. 4-3 Modely vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora	48
Obr. 4-4 Spodní část vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora	48
Obr. 4-5 Horní část vzorků na platformě: a) isometrický pohled b) pohled shora.....	49
Obr. 4-6 SEM obrázek prášku CuCr1Zr [31]	50
Obr. 4-7 SEM obrázek prášku MAR-60 [32].....	50
Obr. 4-8 Skenovací strategie Meander	51
Obr. 4-9 Skenovací strategie Chessboard	52
Obr. 4-10 Znázornění směru proudění inertní atmosféry a nanášení prášku	53
Obr. 4-11 Nákres vzorků pro testování procesních parametrů.....	53
Obr. 4-12 Metalografické výbrusy: a) schéma b) hotové výbrusy	54
Obr. 4-13 Vyhodnocované oblasti na vzorku.....	55
Obr. 4-14 Vyhodnocované oblasti na naleptaném vzorku	55
Obr. 4-15 Měření warpingu	56
Obr. 4-16 Ukázka měření šířky rozhraní	56
Obr. 4-17 Nákres bločků pro výrobu tahových vzorků	57
Obr. 4-18 Nákres vzorku pro tahovou zkoušku.....	58
Obr. 5-1 Závislost relativní hustoty Mar60 pro použité VED	59
Obr. 5-2 Závislost relativní hustoty rozhraní na CuCr1Zr VED a) 30°, b) 35°, c) 40°, d) 45°, e) 50°.....	61
Obr. 5-3 Regresní analýza pro relativní hustotu rozhraní v závislosti na LP a LS CuCr1Zr pro úhel 30°.....	62
Obr. 5-4 Závislost deformace (warpingu) na VED pro Mar60	63
Obr. 5-5 Naleptané metalografické výbrusy vzorků s nejvyšší relativní hustotou - 30°....	65
Obr. 5-6 Naleptané metalografické výbrusy vzorků s nejvyšší relativní hustotou - 45°....	65
Obr. 5-7 Vyřazené vzorky	66

Obr. 5-8 Závislost relativní hustoty CuCr1Zr na dodávané energii	67
Obr. 5-9 Závislost relativní hustoty Mar60 na použité VED.....	68
Obr. 5-10 Maximální velikost deformace (warpingu) CuCr1Zr v závislosti na dodávané energii CuCr1Zr	69
Obr. 5-11 Závislost šířky rozhraní dodávané energii pro Mar60	70
Obr. 5-12 Závislost šířky rozhraní na LP a LS Mar60 pro úhel 30°.....	71
Obr. 5-13 Trhliny v oblasti rozhraní.....	72
Obr. 5-14 Deformačně – napěťová závislost vzorků Mar60/CuCr1Zr	76
Obr. 5-15 Porušené tahové vzorky Mar60/CuCr1Zr.....	77
Obr. 5-16 Deformačně – napěťová závislost vzorků konfigurace CuCr1Zr/Mar60	78
Obr. 5-17 Přetrhnuté vzorky.....	79
Obr. 6-1 Použitý model	80
Obr. 6-2 Výsledky tepelné simulace.....	82
Obr. 6-3 Porovnání šíření tepla ve vzorku a) CuCr1Zr b) Mar60	83
Obr. 6-4 Vyrobené tahové vzorky Mar60/CuCr1Zr.....	84
Obr. 6-5 Silně přehřátý vzorek	84
Obr. 6-6 Hodnoty VED při kterých bylo dosaženo nejvyšší relativní hustoty rozhraní pro jednotlivé úhly.....	85
Obr. 6-7 Porovnání vzorků s podobnou VED	86
Obr. 6-8 Defekty v CuCr1Zr	87
Obr. 6-9 LoF defekty.....	88
Obr. 6-10 Trhliny na rozhraní – vzorek 3_8.....	89
Obr. 6-11 Porovnání rozhraní a) Mar60/CuCr1Zr b) CuCr1Zr/Mar60.....	90
Obr. 6-12 Zjednodušený model skloněného rozhraní	90
Obr. 6-13 Porovnání mechanických vlastností vzorků Mar60/CuCr1Zr a) mez kluzu a mez pevnosti b) Youngův modul pružnosti c) celkové prodloužení	93
Obr. 6-14 Porovnání mechanických vlastností vzorků CuCr1Zr/Mar60 a) mez kluzu a mez pevnosti b) Youngův modul pružnosti c) celkové prodloužení	94

12 SEZNAM TABULEK

Tab. 2-1 Rešeršní dotazy	15
Tab. 4-1 Chemické složení prášku CuCr1Zr [31]	49
Tab. 4-2 Chemické složení prášku Mar-60 [32]	50
Tab. 4-3 Výchozí procesní parametry pro Maraging steel 60 [30]	51
Tab. 4-4 Výchozí procesní parametry pro CuCr1Zr [30]	51
Tab. 4-5 Rozsah použitých experimentálních procesních parametrů	52
Tab. 5-1 Použité procesní parametry pro výrobu tahových vzorků Mar60/CuCr1Zr	66
Tab. 5-2 Výsledky regresního modelu	71
Tab. 5-3 Výchozí procesní parametry použité pro výrobu tahových těles	73
Tab. 5-4 Použité procesní parametry pro výrobu tahových vzorků MC	74
Tab. 5-5 Přehled mechanických vlastností vzorků Mar60/CuCr1Zr	77
Tab. 5-6 Přehled mechanických vlastností tahových vzorků CuCr1Zr/Mar60	79
Tab. 6-1 Tepelné vlastnosti materiálů použité v simulaci	81
Tab. 6-2 Geometrické a napěťové charakteristiky skloněného rozhraní	91
Tab. 6-3 Mechanické vlastnosti [30]	96

13 SEZNAM PŘÍLOH

Označení	Typ	Název
A	.xlsx	Seznam použitých procesních parametrů
B	.mpx	Mar60_CuCr1Zr data
C	.mpx	CuCr1Zr_Mar60 data
D	.pdf	Tahová zkouška_protokol

Tensile test – metal (ISO 6892–1)

Key Word		Product Name		Test File Name	14.05.2026_Okénka_CuCr1Zr_Mar60.vtav
Method File Name	DP_Okenka_Mar60_CuCr1Zr.vtav	Report Date	14.05.2026	Test Date	14.05.2026
Test Mode	Single	Test Type	Tensile	Speed	0.6mm/min
Shape	Plate	No of Batches:	7	Qty/Batch:	4

Name	Thickness	Width	Parallel_length
Unit	mm	mm	mm
MC_30_1	3.5000	6.0000	30.0000
MC_30_2	3.5000	6.0000	30.0000
MC_30_3	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_1	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_2	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_3	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_4	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_5	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_6	3.5000	6.0000	30.0000
MC_45_7	3.5000	6.0000	30.0000
MC_60_1	3.5000	6.0000	30.0000
MC_60_2	3.5000	6.0000	30.0000
MC_60_3	3.5000	6.0000	30.0000
MC_60_4	3.5000	6.0000	30.0000
CM_30_1	3.5000	6.0000	30.0000
CM_30_2	3.5000	6.0000	30.0000
CM_30_3	3.5000	6.0000	30.0000
CM_45_1	3.5000	6.0000	30.0000
CM_45_2	3.5000	6.0000	30.0000
CM_45_3	3.5000	6.0000	30.0000
CM_60_1	3.5000	6.0000	30.0000
CM_60_2	3.5000	6.0000	30.0000
CM_60_3	3.5000	6.0000	30.0000

Name	Youngs modulus	regression_confidence	R_p02%	R_m	Ag	A_plastic	A_total
Parameters	Strain 0.01 – 0.05 %	Strain 0.01 – 0.05 %	0.2 %	Stroke 0 – 100 mm			Level (%/Max) 98
Unit	GPa		MPa	MPa	%	%	%
MC_30_1	137	0.99898	187.155	299.122	7.05083	8.82660	13.5533
MC_30_2	147	0.99924	387.179	471.827	3.56687	3.90358	13.1709
MC_30_3	143	0.99928	302.191	394.195	3.10870	3.75113	12.7572
Average	142	0.99917	292.175	388.381	4.57547	5.49377	13.1605
Standard Deviation	5.03322	0.00016	100.387	86.4992	2.15593	2.88732	0.39815
MC_45_1	–	–	–	396.941	–	–	13.9389
MC_45_2	141	0.99929	321.081	430.665	4.09994	4.92367	15.6572
MC_45_3	164	0.99776	315.208	325.128	0.23676	0.24135	12.4036
Average	153	0.99853	318.145	384.245	2.16835	2.58251	13.9999
Standard Deviation	16.2635	0.00108	4.15283	53.9019	2.73168	3.31090	1.62766
MC_45_4	140	0.99766	186.348	277.363	8.42769	9.99146	13.4383
MC_45_5	135	0.99833	193.068	297.907	7.78308	8.63877	12.0196
MC_45_6	113	0.99430	173.982	305.163	6.55266	7.35907	11.9949
MC_45_7	169	0.99855	223.772	311.494	5.00755	5.69721	10.4219

Average	139	0.99721	194.293	297.982	6.94275	7.92163	11.9687
Standard Deviation	23.0416	0.00198	21.1831	14.8244	1.50647	1.83148	1.23229
MC_60_1	121	0.99530	179.068	271.084	7.47246	9.36673	14.4036
MC_60_2	124	0.99566	169.818	252.649	10.1713	12.6284	15.8354
MC_60_3	296	0.97996	185.738	266.229	8.50829	10.7005	13.5481
MC_60_4	124	0.99550	164.781	246.713	13.3549	17.4292	18.7656
Average	166	0.99161	174.851	259.169	9.87674	12.5312	15.6382
Standard Deviation	86.5116	0.00776	9.36387	11.3941	2.57148	3.52917	2.28854
CM_30_1	122	0.99609	134.832	228.179	14.9643	17.3073	17.6921
CM_30_2	120	0.99799	133.403	228.328	15.1342	17.2528	17.5178
CM_30_3	124	0.99704	132.925	228.593	16.2489	18.5253	18.6365
Average	122	0.99704	133.720	228.367	15.4491	17.6951	17.9488
Standard Deviation	2.00000	0.00095	0.99223	0.20969	0.69781	0.71946	0.60191
CM_45_1	137	0.99763	139.810	236.918	21.3877	26.8597	26.3406
CM_45_2	129	0.99804	138.819	234.776	20.7250	23.7807	23.5069
CM_45_3	133	0.99836	138.507	233.579	19.8393	22.9344	22.7378
Average	133	0.99801	139.045	235.091	20.6507	24.5249	24.1951
Standard Deviation	4.00000	0.00037	0.68034	1.69164	0.77687	2.06577	1.89743
CM_60_1	132	0.99824	147.090	234.854	14.7660	15.3931	16.1251
CM_60_2	130	0.99885	147.310	235.480	15.9026	16.6458	16.8503
CM_60_3	129	0.99889	148.965	238.942	21.0296	26.7583	25.4449
Average	130	0.99866	147.788	236.425	17.2327	19.5991	19.4734
Standard Deviation	1.52753	0.00036	1.02494	2.20186	3.33693	6.23164	5.18414
TotalAverage	141	0.99686	193.230	288.962	11.1518	13.1325	16.3809
TotalStandard Deviation	37.0656	0.00404	72.1596	70.9052	6.44904	7.70677	4.44670

