



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ

INSTITUTE OF MACHINE AND INDUSTRIAL DESIGN

MODIFIKACE MIKROSTRUKTURY NEREZOVÉ OCELI 304L POMOCÍ KOVOVÉHO 3D TISKU

MODIFICATION OF THE MICROSTRUCTURE OF 304L STAINLESS STEEL USING METAL 3D PRINTING

DIPLOMOVÁ PRÁCE

MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Bc. Štěpán Juránek

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.

BRNO 2025

Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav konstruování
Student: **Bc. Štěpán Juránek**
Studijní program: Konstrukční inženýrství
Studijní obor: bez specializace
Vedoucí práce: **doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.**
Akademický rok: 2024/25

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

Modifikace mikrostruktury nerezové oceli 304L pomocí kovového 3D tisku

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Ocel 304L je austenitická nerezová ocel, která je sice houževnatá ale má nízkou pevnost. Při deformaci ovšem austenit transformuje na martenzit (TRIP efekt), který má pevnost vysokou. Se zmenšující se velikostí zrn dochází ke zamezování transformace. Pokud je součástí 3D tisknuta metodou LPBF vzniká specifická mikrostruktura s velmi malými zrny. Pomocí modifikace procesních parametrů 3D tisku je možné měnit mikrostrukturu, tudíž i velikost zrn. Při významném zvětšení zrn bude transformace probíhat snadněji, což bude mít za následek vylepšení mechanických vlastností.

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

Cíle diplomové práce:

Cílem práce je dosáhnout větší velikosti zrn pomocí změny procesních parametrů a tím ovlivnit mechanické vlastnosti nerezové oceli 304L.

Dílčí cíle diplomové práce:

- zpracovat rešerši na tisk oceli 304L pomocí metody LPBF,
- vyvinout procesní parametry pro tisk s tloušťkou vrstvy 60 μm a vyšší,
- určit souvislosti mezi mikrostrukturou a procesními parametry,
- provést mechanické zkoušky na dílech tištěných s velkou tloušťkou vrstvy.

Požadované výstupy: průvodní zpráva.

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:

ČÍHAL, Vladimír. Korozivzdorné oceli a slitiny. 1. vyd. Praha: Academia, 1999. ISBN 80-200-0671-0.

ABD-ELGHANY, K. a D. L. BOURELL. Property evaluation of 304L stainless steel fabricated by selective laser melting. Rapid Prototyping Journal. ISSN 13552546. Dostupné z: doi:10.1108/13552541211250418

SOFINOWSKI, Karl, Mallory WITTWER a Matteo SEITA. Encoding data into metal alloys using laser powder bed fusion. Additive Manufacturing. ISSN 22148604. Dostupné z: doi:10.1016/j.addma.2022.102683

ZHENG, Chengsi a Wangwei YU. Effect of low-temperature on mechanical behavior for an AISI 304 austenitic stainless steel. Materials Science and Engineering: A. ISSN 09215093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2017.11.003

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2024/25

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 cíleným ovlivněním mikrostruktury a mechanických vlastností metastabilní austenitické nerezové oceli 304L vyráběné technologií selektivního laserového tavení (SLM). Cílem práce bylo prozkoumat, zda lze pomocí zvýšení tloušťky vrstvy ovlivnit velikost zrn a tím podpořit deformační zpevnění a martenzitickou transformaci známou jako TRIP efekt.

Výsledky ukazují, že nebylo dosaženo zvětšení zrn v měřítku, které by vedlo k jednoznačnému zvýšení TRIP efektu. Mikrostruktura zůstala velmi jemnozrnná, avšak lze předpokládat nárůst velikosti subzrn, které mohou hrát roli v mechanických vlastnostech materiálu.

Práce ukazuje limity možnosti řízeného zvětšení zrn prostřednictvím zvětšení tloušťky vrstvy při SLM a otevírá prostor pro další výzkum, zejména zaměřený na subzrnové struktury, jejich vliv na deformační zpevnění a optimalizaci parametrů vedoucích ke zvýšení martenzitické transformace.

KLÍČOVÁ SLOVA

SLM, 304L, TRIP efekt, deformační zpevnění, martenzitická transformace, mikrostruktura

ABSTRACT

This thesis focuses on targeted modification of the microstructure and mechanical properties of metastable austenitic stainless steel 304L produced by Selective Laser Melting (SLM). The aim was to investigate whether increasing the layer thickness could promote grain growth, thereby enhancing strain hardening and the martensitic transformation known as the TRIP effect.

The results indicate that grain growth was not achieved to an extent that would clearly enhance the TRIP effect. The microstructure remained ultrafine, although an increase in subgrain size is assumed, which may influence the mechanical behavior of the material.

The study highlights the limitations of achieving controlled grain coarsening through increased layer thickness in SLM and opens the door for further research, particularly focused on subgrain structures, their effect on strain hardening, and the optimization of parameters to promote martensitic transformation.

KEYWORDS

SLM, 304L, TRIP effect, strain hardening, martensitic transformation, microstructure

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

JURÁNEK, Štěpán. *Modifikace mikrostruktury nerezové oceli 304L pomocí kovového 3D tisku*. Brno, 2025, 141 s. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav konstruování. Vedoucí diplomové práce doc. Ing. Daniel Koutný, Ph.D.

PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych rád poděkoval oběma vedoucím. Nejdříve Ing. Grygarovi, který mě díky svému prvotnímu nadšení rychle vtáhl do problematiky a poté doc. Ing. Koutnému, Ph.D., který mě díky svým ohromným zkušenostem a ochotě pomohl najít správný přístup pro úspěšné dokončení práce. Dále bych rád poděkoval Ing. Šmídovi, Ph.D., jehož rozsáhlé konzultace výrazně přispěly ke kvalitě a výstupům práce. Dík patří taky všem zaměstnancům RIATu, kteří mě naučili pracovat v laboratořích a kteří měli trpělivost se mnou řešit všechny objevené errorry na výrobním stroji. Nakonec bych rád poděkoval nejbližší rodině a přítelkyni Adéle, kteří mě prováděli celým studiem až po tento okamžik a bez kterých by tato cesta byla mnohem náročnější.

PROHLÁŠENÍ AUTORA O PŮVODNOSTI PRÁCE

Prohlašuji, že diplomovou práci jsem vypracoval samostatně, pod odborným vedením doc. Ing. Koutného, Ph.D. Současně prohlašuji, že všechny zdroje obrazových a textových informací, ze kterých jsem čerpal, jsou řádně citovány v seznamu použitých zdrojů.

.....

Podpis autora

OBSAH

1	ÚVOD	15
2	PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ	16
2.1	Úvod do systematické rešerše	16
2.2	Rešeršní otázky a metody	16
2.2.1	Klíčové pojmy	17
2.2.2	Synonyma a související pojmy	17
2.3	Kritická rešerše	17
2.3.1	Metastabilní austenitická nerezová ocel 304L	17
2.3.2	TRIP efekt a jiné mechanismy deformace	19
2.3.3	Fázová přeměna γ austenitu na α' martenzit	20
2.3.4	Deformační zpevnění	21
2.3.5	Závislost mechanických vlastností na velikosti zrn	22
2.3.6	Vliv krystalografické orientace	25
2.3.7	Vliv rychlosti zatěžování	26
2.3.8	Mikrostruktura a mechanické vlastnosti oceli 304L vyrobené pomocí technologie SLM	28
2.3.9	TRIP efekt u metody SLM	31
2.3.10	Vliv rotace směru skenování po sobě následujících vrstev	32
2.3.11	Procesní parametry SLM	35
2.3.12	Rozstřík natavených částic	42
2.3.13	Remelting	43
2.3.14	Odpařování materiálu	44
2.4	Shrnutí hlavních zjištění	45
2.5	Mezera v poznání	46
3	CÍL PRÁCE	48
3.1	Výzkumné otázky a hypotézy	48
3.1.1	Otázka č. 1	48
3.1.2	Otázka č. 2	48
4	MATERIÁL A METODY	50
4.1	Metodika	50
4.2	Experimentální zařízení a přístrojové vybavení	51
4.2.1	Výrobní zařízení	51
4.2.2	Metalografické výbrusy	51
4.2.3	Požizování snímků	52

4.2.4	Vyhodnocování porozity	52
4.2.5	EBSD analýza	53
4.2.6	Zkoušky mechanických vlastností	53
4.2.7	Měření obsahu martenzitu	54
4.2.8	Fázová analýza mikrostruktury	54
4.3	Materiál a testovací podmínky	54
4.4	Metody	55
4.4.1	Návrh skenovací rychlosti a výkonu laseru	55
4.4.2	Návrh vzdálenosti drah	58
4.4.3	Návrh vzorků pro zkoušky mechanických vlastností	60
4.5	Testované predikce	62
5	VÝSLEDKY	64
5.1	Single tracky	64
5.1.1	Hodnocení vnější geometrie návarů	64
5.1.2	Hodnocení vnitřní geometrie návarů	66
5.1.3	Experimenty	69
5.1.4	Pokročilá analýza návarů	73
5.2	Objemové vzorky	76
5.2.1	Tvarová přesnost vzorků	77
5.2.2	Relativní hustota při rotaci směru skenování 67°	77
5.2.3	Relativní hustota při rotaci směru skenování 90°	78
5.2.4	Velikost zrn	79
5.2.5	Tahové vzorky	81
5.2.6	Mechanické vlastnosti	83
5.2.7	Fázové složení	87
5.2.8	Mikrostruktura vzorků s remeltingem	88
5.2.9	Textura tahových vzorků se zamezenou rotací	89
6	DISKUZE	91
6.1	Predikce rozměrů návarů	91
6.2	Výzvy výroby s velkou tloušťkou vrstev	91
6.3	Interpretace dosažených výsledků	93
6.3.1	Porovnání s dalšími studiemi	93
6.3.2	Velikost zrn	94
6.3.3	Vliv způsobu výroby prášku	95
6.3.4	Řízená mikrostruktura	96
6.3.5	Deformační zpevnění a martenzitická transformace	97

6.4	Verifikace hypotéz	102
7	ZÁVĚR	103
8	VÝSLEDEK VÝZKUMU PODLE RIV	105
9	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	106
10	SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN	113
10.1	Použité zkratky	113
10.2	Použité veličiny	113
11	SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ	115
12	SEZNAM TABULEK	119
13	SEZNAM PŘÍLOH	120

1 ÚVOD

Selektivní laserové tavení (Selective Laser Melting, SLM) je aditivní výrobní technologie, která umožňuje vytvářet složité geometrické tvary s vysokou přesností, jakých by nebylo možné dosáhnout konvenčními metodami výroby. Technologie SLM využívá laserový paprsek k roztavení tenkých vrstev kovového prášku a postupným nanášením a spékáním těchto vrstev vytváří požadovanou geometrii.

Při návrhu tvaru aditivně vyráběných kovových dílů se obvykle uvažuje izotropní materiál, případně materiál s mírnou anizotropií. Vzhledem k tomu, že během výroby dochází k postupnému spékání vrstev kovového prášku, je možné přímo ovlivňovat teplotní gradient chladnutí materiálu a tím i lokální mechanické vlastnosti součásti, které na něm závisí, prostřednictvím nastavení a úpravy výrobních procesních parametrů.

Jako jedním z vhodných materiálů pro lokální úpravy vlastností se jeví metastabilní austenitická ocel 304L. Při výrobě konvenčními technologiemi je u této oceli využíváno nízké stability austenitu. Ten tak při zatížení může vlivem plastické deformace transformovat na martenzit, čímž dochází k celkovému zpevnění materiálu. Tento jev je všeobecně známý jako TRIP efekt a je mimo jiné závislý na velikosti zrn.

Cílem této práce je prozkoumat vliv hlavních procesních parametrů technologie SLM, především tloušťky vrstvy, na velikost zrn a projev TRIP efektu a na deformační zpevnění vybraného materiálu. Na základě testování jednoduchých návarů, při kterém bude zkoumáno široké spektrum použitelných kombinací výkonu a rychlosti laseru, budou vytvořeny objemové vzorky s dostatečnou relativní hustotou. Nakonec budou vyrobeny tahové vzorky, ve kterých budou sledovány mechanické vlastnosti, zejména míra deformačního zpevnění, dále mikrostruktura, fázové složení a charakter martenzitické transformace.

2 PŘEHLED SOUČASNÉHO STAVU POZNÁNÍ

2.1 Úvod do systematické rešerše

Pro úspěšné řešení problému je potřeba se v rešerši věnovat dvěma velkými vědeckými oblastmi. První oblastí jsou materiálové vědy. Je důležité detailně pochopit vlastnosti zkoumaného materiálu, metastabilní austenitické oceli 304L. Analyzovat schopnost martenzitické přeměny a deformačního zpevnění neboli TRIP efekt. Zjistit příčiny a vlivy různých možných změn mikrostruktury na mechanické vlastnosti dané oceli.

Druhou oblastí je aditivní technologie selektivního laserového tavení neboli SLM. Je nutné zjistit, jaká mikrostruktura za použití této technologie obvykle vzniká, co je příčinou vzniku dané mikrostruktury a jaké jsou možné způsoby její cílené modifikace pomocí změn procesních parametrů této technologie.

Nakonec je nutné tyto oblasti propojit. Stanovit, které procesní parametry by mohly mít pozitivní vliv právě na projev martenzitické přeměny a deformačního zpevnění.

2.2 Rešeršní otázky a metody

Byly stanoveny tři konkrétní rešeršní otázky, jejichž zodpovězení významně pomůže pochopit danou problematiku. Po propojení informací získaných zodpovězením těchto dotazů budou získány potřebné znalosti pro výzkum.

1. Na jakých faktorech je TRIP efekt obecně závislý?
2. Existují faktory specifické pro technologii SLM, které mají přímý vliv na projev TRIP efektu a změnu mechanických vlastností?
3. Jak souvisí proces výroby aditivních technologií s malou velikostí zrn a které procesní parametry mohou přispět k dosažení větší velikosti zrn?

Z rešeršních otázek byla vybrána klíčová slova a jejich synonyma. Z těch byly následně sestaveny tři rešeršní dotazy. První se věnoval oceli 304L při SLM, obvyklým procesním parametrům a mikrostrukturám. Druhý se věnoval TRIP efektu u 304L a jiných austenitických ocelí. Třetí dotaz první dva dotazy zkombinoval a jeho cílem bylo zjistit, zdali se již nějaké práce s TRIP efektem při použití SLM setkaly. Jako hlavní zdroj pro systematickou rešerši byly použity tři internetové databáze, Web of Science, Scopus a Google Scholar.

Po provedení systematické rešerše byl přehled současného stavu poznání dále doplňován o další vědecké publikace na základě zkušeností nabytých při postupu práce a při provádění praktických experimentů.

2.2.1 Klíčové pojmy

- Aditivní technologie (Additive manufacturing)
- Austenitická metastabilní nerezová ocel 304L (Austenitic metastable stainless steel 304L)
- Mechanické vlastnosti (Mechanical properties)
- TRIP efekt, energie vrstevných chyb (TRIP effect, stacking fault energy)
- Procesní parametry (Process parameters)
- Mikrostruktura (Microstructure)

2.2.2 Synonyma a související pojmy

- Additive manufacturing: SLM Selective Laser Melting, SLM Laser Powder Bed Fusion, 3D printing
- Mechanical properties: mechanical behaviour, tensile properties, tensile test
- TRIP effect: transformation-induced plasticity, austenite stability, deformation induced martensitic transformation, advanced high strength steels, TRIP-assisted steels, stacking faults
- Process parameters: fabrication process
- Microstructure: grain size, grain structure

2.3 Kritická rešerše

Následující kapitoly se věnují obecným informacím o použitém materiálu a jeho chování za použití konvenčních technologií. Tyto znalosti pomohou pochopit základní problematiku a určí následný směr samotné práce.

2.3.1 Metastabilní austenitická nerezová ocel 304L

Metastabilní austenitická nerezová ocel 304L má díky vysokému obsahu chromu a jiným legujícím prvkům výbornou korozivzdornost, odolnost vůči oxidaci a dobré mechanické vlastnosti při pokojových teplotách. Oproti oceli 304 má ještě nižší obsah uhlíku, což přináší další výhodné vlastnosti jako dobrou řeznou obrobiteľnosť a vysokou kujnosť [1]. Z těchto důvodů a také díky nízké ceně se společně s 316L řadí mezi nejpoužívanější nerezové oceli ve strojírenském průmyslu [2].

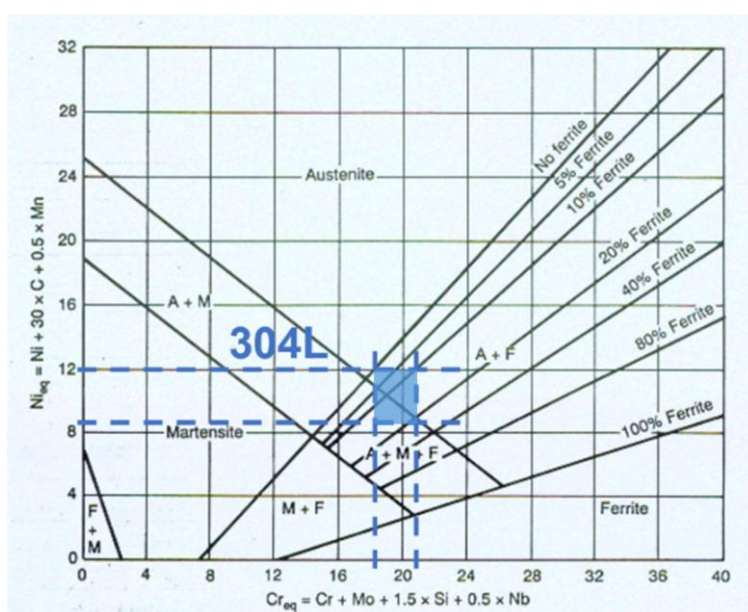
Tab. 1 Složení oceli 304L ve hmotnostních % [3]

Fe	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni
Zbytek	≤ 0,03	≤ 1,00	≤ 2,00	≤ 0,05	≤ 0,03	≤ 0,10	17,5 – 19,5	8,0 – 10,5

Právě obsah chromu a niklu určuje fázové složení oceli. Zbylé legující prvky mají menší účinek a vyjadřují se jako násobek složení hmotnostních %, tj. jako ekvivalent chromu Cr_{eq} nebo niklu Ni_{eq} podle rovnic (1) respektive (2) [4].

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5 \cdot Si + 0,5 \cdot Nb + 2 \cdot Ti \quad (1)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 30 \cdot C + 0,5 \cdot Mn + 30 \cdot (N - 0,05) \quad (2)$$



Obr. 2-1 Schaefflerův diagram oceli 304L. Upraveno z [5]

Na Obr. 2-1 můžeme vidět znázornění závislosti fázového složení oceli na Cr_{eq} a Ni_{eq} pomocí tzv. Schaefflerova diagramu. Hodnoty Cr_{eq} pro ocel 304L se podle tolerovaných odchylek složení běžně pohybují mezi 18,5 % až 21 % a hodnoty Ni_{eq} mezi 8,5 % až 12 % [6]. Z diagramu můžeme vyčíst, že ocel 304L je složena převážně z austenitu, může obsahovat 0 až 20 % zbytkového feritu a také martenzit.

2.3.2 TRIP efekt a jiné mechanismy deformace

Fázové složení oceli 304L ovšem lze ovlivnit TRIP efektem neboli transformačně indukovanou plasticitou. Vlivem mechanického namáhání austenit při plastické deformaci transformuje na martenzit i bez ochlazení mezi teploty M_s (martenzit start) a M_f (martenzit finiš) a vlivem deformačního zpevnění se tak zvýší pevnost a tažnost materiálu. Při transformaci se výrazně zvýší míra deformačního zpevnění a oddálí se tak tvorba krčku, jakožto místa největší plastizace, což přispívá dobrému poměru pevnosti a tažnosti. [7]

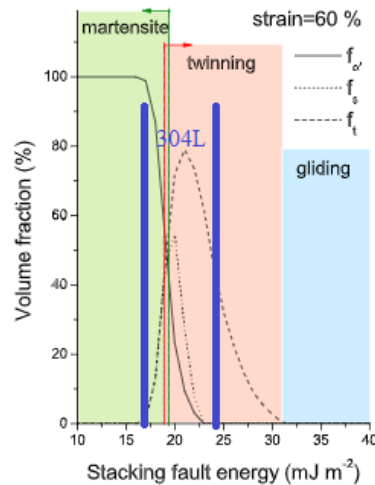
Martenzitická přeměna neboli TRIP efekt je pouze jedním z několika deformačních mechanismů. Dalšími jsou dvojčatění a skluz. K jakému mechanismu při deformaci dojde, závisí na tzv. energii vrstevných chyb γ_{SFE} .

Vrstevná chyba je chyba v pravidelném uspořádání vrstev atomů materiálu. Běžné uspořádání v oceli je ABCABC, ovšem při výskytu vrstevné chyby se může změnit například na ABCBCABC. Chyba v uspořádání má za následek zvýšení potenciální energie krystalu o již zmíněnou energii vrstevných chyb. U krystalů s vysokou γ_{SFE} je možný příčný skluz, ale nové dislokace se generují obtížněji. V krystalech s nízkou γ_{SFE} nejsou dislokace schopny příčným skluzem překonat překážku v podobě vrstevné chyby ani při velkém smykovém napětí. V takovém krystalu se na druhou stranu snadněji generují nové dislokace, deformační dvojčata a při nejnižší energii také dochází právě k fázovým přeměnám. [8, 9]

γ_{SFE} je ovlivňována několika faktory. Jedná se o chemické složení materiálu, teplotu a velikost zrn a také natočení zrn. Austenitické oceli mají nejmenší energii vrstevných chyb v krystalografické rovině (1 1 1) [8]. Přesně určovat konkrétní γ_{SFE} je obtížné, nejčastěji je využívána metoda regresivní analýzy výsledků z elektronové difrakce nebo termodynamické výpočty [10–13]. Ovšem regresivní analýza je velmi nepřesná a určení jednotlivých veličin pro termodynamické výpočty je velmi náročné a nákladné. A tak γ_{SFE} slouží spíše jako teoretická hodnota pro srovnání různých materiálů a její zjednodušený odhad za pokojové teploty lze určit například z chemického složení pomocí (3) [14]. Na Obr. 2-2 můžeme vidět závislost jednotlivých mechanismů plastických deformací na γ_{SFE} . Nejčastěji se materiály nachází nad hodnotou γ_{SFE} 50 mJ · m⁻² a dochází u nich k příčnému skluzu. Mezi hodnotami 20 až 50 mJ · m⁻² dochází ke dvojčatění a od hodnoty 20 mJ · m⁻² níže dochází ke martenzitické přeměně. Většina austenitických ocelí se nachází právě na rozhraní mezi dvojčatěním a martenzitickou přeměnou, konkrétně pro ocel 304L na základě rovnice (3) a chemickém složení uvedeném v kapitole 2.3.1 platí hodnota γ_{SFE} mezi 16,8 až 24,3 mJ · m⁻² [14–17].

$$\begin{aligned} \gamma_{SFE} = & 2,2 + 1,9 \cdot \text{Ni} - 2,9 \cdot \text{Si} + 0,77 \cdot \text{Mo} + 0, \cdot \text{Mn} \\ & + 40 \cdot \text{C} - 0,016 \cdot \text{Cr} - 3,6 \cdot \text{N} \end{aligned} \quad (3)$$

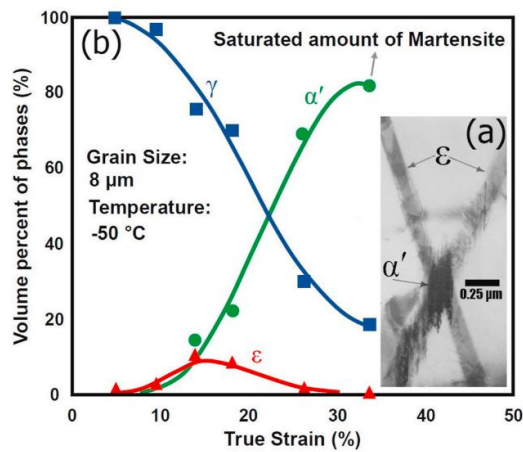
Je zřejmé, že pro projev TRIP efektu musí být γ_{SFE} co nejnižší. Pro daný materiál při dané teplotě lze hodnota γ_{SFE} upravovat změnou mikrostruktury, konkrétně změnou velikosti zrn, jejich tvaru a krystalografického natočení.



Obr. 2-2 Znáornění vlivu energie vrstevných chyb na martenzickou přeměnu [18]

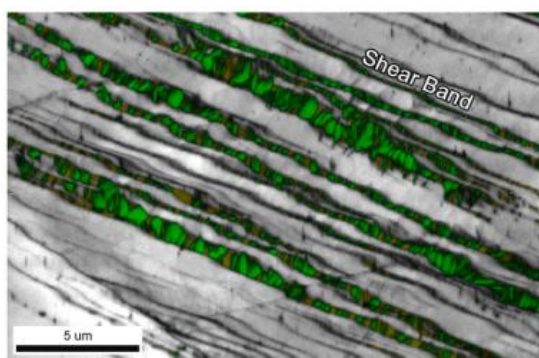
2.3.3 Fázová přeměna γ austenitu na α' martenzitu

Mikrostruktura austenitických ocelí obsahuje energeticky výhodná místa pro nukleaci zárodků α' martenzitu. Jedná se o průsečíky skluzných rovin, kde se překrývají vrstevné chyby (viz Obr. 2-3 b)), již transformovaný ϵ martenzitu, nebo hranice zrn [19]. Při zvyšování deformace se obsah α' martenzitu zvětšuje, ovšem obsah ϵ martenzitu se nejdříve dostane na určité maximum a poté začne klesat (viz Obr. 2-3). Z toho vyplývá, že za běžných okolností je sekvence transformace γ austenit $\rightarrow \epsilon$ martenzitu $\rightarrow \alpha'$ martenzitu [16].



Obr. 2-3 a) Změna fázového složení v závislosti na míře deformace, b) Nukleace α' martenzitu na průsečíku skluzných rovin [16]

Nejčastěji k nukleaci α' martenzitu dochází na skluzných rovinách a jejich průsečících, a právě díky tomu lze poznat martenzitickou mikrostrukturu na první pohled kvůli typickému jehlicovému tvaru (viz Obr. 2-4). Nukleace jehlicovitého martenzitu je často spojena s aktivací skluzových systémů a s vysokými lokálními napětími, zejména smykovými. Tento typ transformace je autokatalytický – jakmile se vytvoří první zárodek, jeho růst podporuje vznik dalších jehlic ve stejném nebo příbuzném krystalografickém směru. Jehlicovitá morfologie svědčí o rychlé, difuzně nezávislé transformaci s výraznou krystalografickou koherencí mezi austenitem a martenzitem. Tyto útvary často sledují konkrétní krystalografické směry a jejich orientace může být silně ovlivněna orientací austenitického zrna vůči směru zatěžování. [20]



Obr. 2-4 Martenzit v typickém jehlovém tvaru [17]

2.3.4 Deformační zpevnění

Již zmiňované deformační zpevnění (work hardening) je proces, při kterém dochází ke zvýšení mechanické pevnosti a tvrdosti kovového materiálu v důsledku plastické deformace. Během této deformace se zvyšuje dislokační hustota, což omezuje další pohyb dislokací a vede k nárůstu napětí potřebného pro další deformaci. Tento jev lze kvantifikovat pomocí Hollomonova modelu, jenž popisuje vztah mezi skutečným napětím σ_t a skutečným přetvořením ε_t rovnicí (4), podobně jako Youngův modul pružnosti v tahu popisuje směrnici elastické části deformační křivky.

$$\sigma_t = K \cdot \varepsilon_t^n \text{ (MPa)} \quad (4),$$

kde K je koeficient pevnosti a n je exponent deformačního zpevnění. Tento exponent charakterizuje míru zpevnění – čím vyšší je jeho hodnota, tím větší schopnost má materiál zpevňovat a je oddalována tvorba krčku. Pro žíhanou austenitickou ocel 304L se hodnota n pohybuje mezi 0,35 až 0,50; což odpovídá vysokému zpevňovacímu potenciálu materiálu [21]. Exponent n lze také vyjádřit pomocí poměru meze pevnosti a meze kluzu. Se zvyšující se hodnotou n se zvětšuje poměr R_m/R_e [22].

Mimo Hollomonův model se pro porozumění průběhu zpevnění materiálu během plastické deformace používá míra deformačního zpevnění (work hardening rate). Ta je definována jako derivace skutečného napětí podle skutečného přetvoření:

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t} \text{ (MPa)} \quad (5).$$

Míra zpočátku rychle roste, ale následně klesá v důsledku zvyšující se dislokační interakce, která snižuje pohyblivost dislokací. Klesající trend pokračuje až do bodu, kdy další zpevnění již není schopno kompenzovat zmenšující se účinný průřez materiálu. Tento kritický bod je určen rovnicí (6). a odpovídá mezi pevnosti materiálu.

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t} = \sigma_t \text{ (MPa)} \quad (6).$$

V tomto bodě dochází ke vzniku krčku (neckingu) a následné lokalizaci plastické deformace, což předchází porušení materiálu.

Austenitická nerezová ocel 304L vykazuje vedle běžného i výrazné sekundární deformační zpevnění, které je spojeno s TRIP efektem. Jak bylo uvedeno v kapitole 2.3.2, při plastické deformaci dochází k indukované martenzitické transformaci – metastabilní austenit se transformuje na deformací vyvolaný martenzit. Tato transformace probíhá lokálně v oblastech s vysokou hustotou dislokací, například ve skluzových rovinách a jejich průsečících. Výsledkem je další zvýšení pevnosti při současném zachování vysoké tažnosti [23]. Znázornění sekundárního deformačního zpevnění lze vidět na Obr. 2-6 v následující kapitole.

2.3.5 Závislost mechanických vlastností na velikosti zrn

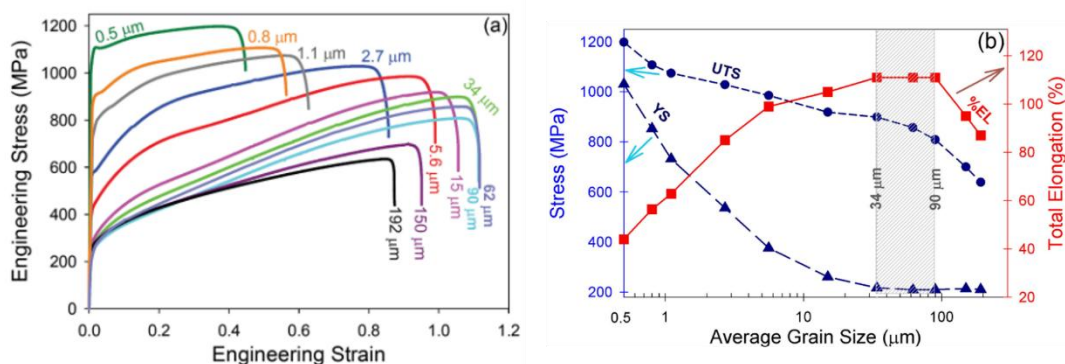
Projev martenzitické transformace a s tím související deformační zpevnění jsou zásadním způsobem závislé také na velikosti zrn. Obecnou závislost mechanických vlastností na velikosti zrn udává tzv. Hallův-Petchův vztah:

$$\sigma_k = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \text{ (MPa)} \quad (7),$$

kde σ_k je mez kluzu, σ_0 je napětí působící proti pohybu dislokací (MPa), k je parametr materiálové struktury ($\text{MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$) a d je střední průměr zrn (mm). Hranice zrn představují účinnou překážku pro pohyb dislokací a skluz z jednoho zrna do druhého [24]. Platí tedy, že čím menší střední průměr zrn, tím větší pevnost. Je to způsobeno pohybem dislokací na hranicích zrn. Čím více zrn je v mikrostruktuře, tím větší je celková plocha jejich hranic a tím vyšší je odolnost materiálu proti deformacím. [17, 25]

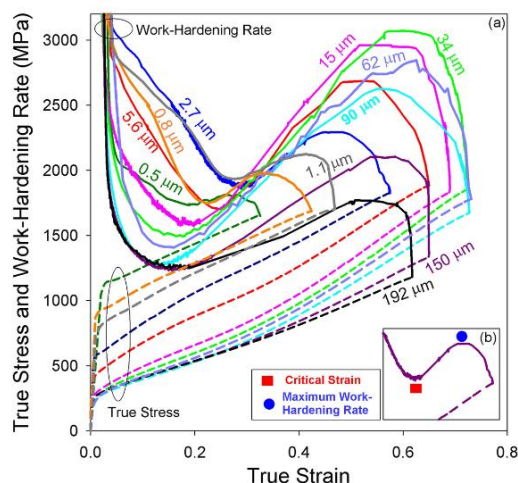
Tématem se detailněji zabývali autoři Sohrabi et al. [17]. Vzorky z oceli 304L byly válcovány za studena a žháný až 480 minut při teplotách 850, 1000 a 1150 °C pro dosažení velikosti zrn v mikrostruktuře mezi 0,5 až 192 μm . Výsledky tahových zkoušek na Obr. 2-5 a) i b) ukazují výrazné rozdíly mechanických vlastností u různých velikostí zrn. Výsledky odpovídaly Hallovu-Petchovu vztahu.

Podle Obr. 2-5 b) se tažnost oceli s velikostí zrn zvětšuje až po velikost zrn 90 μm . Poté začíná rychle klesat. Autoři z toho důvodu označili oblast velikosti zrn mezi 34 až 90 μm za přechodnou, ve které má ocel nejvhodnější mechanické vlastnosti. [17]

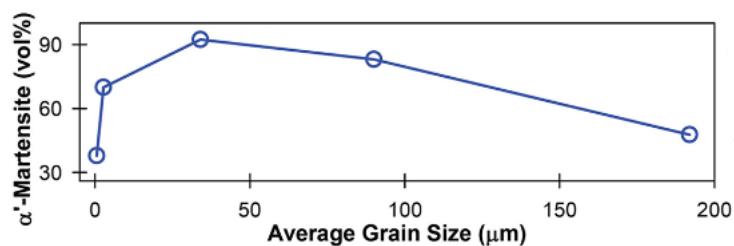


Obr. 2-5 Závislost mechanických vlastností na velikosti zrn. a) Tahový diagram, b) Mez kluzu, mez pevnosti, tažnost [17]

Za změnou tažnosti a zlepšení mechanických vlastností v přechodné oblasti stojí právě TRIP efekt. Na Obr. 2-6 je zobrazena míra deformačního zpevnění v závislosti na velikosti zrn a na Obr. 2-7 obsah martenzitu ve struktuře po tahové zkoušce. [17]



Obr. 2-6 Míra deformačního zpevnění v závislosti na velikosti zrn [17]

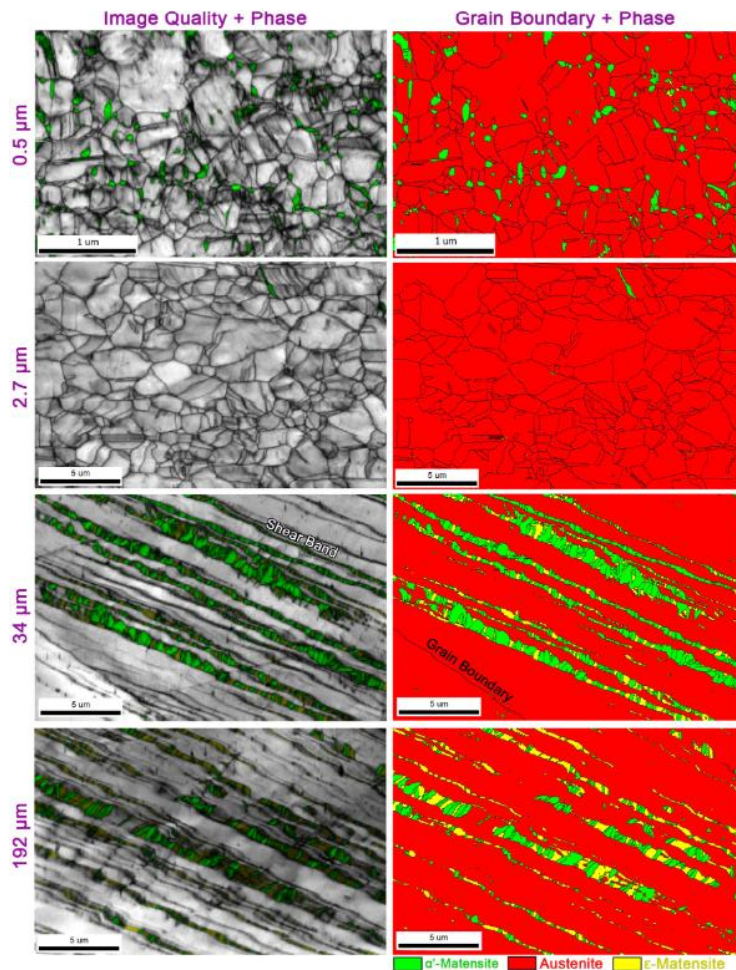


Obr. 2-7 Obsah martenzitu v závislosti na velikosti zrn [17]

Jak bylo uvedeno v kapitole 2.3.2, rozhodující roli při určování mechanismu deformace hraje energie vrstevných chyb γ_{SFE} . Sohrabi et al. [17] určili γ_{SFE} i ve své práci a její závislost potvrdili.

Při velikostech zrn mezi 34 až 192 μm byla hodnota γ_{SFE} mezi 20,7 až 19,4 mJ/m^2 , tedy na hranici mezi dvojčatěním a martenziticou přeměnou podle [14–17] z kapitoly 2.3.2. Martenzit zde vznikal na průsečících skluzných rovin stejně jako u [16] v kapitole 2.3.3 a sekvence transformace byla γ austenit $\rightarrow \epsilon$ martenzit $\rightarrow \alpha'$ martenzit (viz Obr. 2-8). U struktur s nízkou γ_{SFE} je vznik skluzných rovin snadný, ovšem se zvětšující se velikostí zrn (nad přechodnou oblastí, tj. nad 90 μm) byl stále méně pravděpodobný vznik jejich průsečíků vhodných pro nukleaci martenzitu, z toho důvodu obsah martenzitu postupně klesal (viz Obr. 2-7). [17]

Ovšem pro zrna o velikosti 2,7 μm byla γ_{SFE} 26,7 mJ/m^2 , martenziticá přeměna již byla značně omezena (viz Obr. 2-7) a sekvence transformace byla γ austenit \rightarrow dvojčatění $\rightarrow \alpha'$ martenzit (viz Obr. 2-8). U struktur s velmi malými zrny o velikosti 0,5 μm se změnil mechanismus nukleace zárodků martenzitu. Martenzit zde nevznikal na průsečících skluzných rovin jako obvykle, vznikal ledabyle na hranicích zrn (Obr. 2-8). Tento mechanismus již všeobecně není závislý na velikosti zrn. [17, 26]



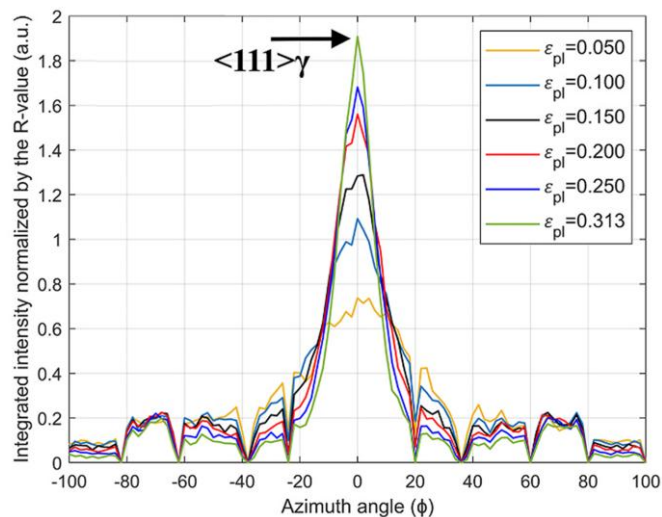
Obr. 2-8 Různé mechanismy transformace martenzitu v závislosti na velikosti zrn [17]

2.3.6 Vliv krystalografické orientace

Krystalografická orientace austenitických zrn má zásadní vliv na aktivaci TRIP efektu. Orientace zrn přímo ovlivňuje skluzové a transformační mechanismy, zejména orientace (1 1 1) vykazují nejvyšší transformovatelnost díky vyšší hustotě atomového uspořádání, což usnadňuje nukleaci dislokací a martenzitu. [27]

Během plastické deformace dochází k reorientaci zrn ve směru, který podporuje neaktivnější skluzové nebo transformační systémy. Experimentální pozorování ukazují, že zrna austenitu se často natáčí směrem ke krystalografické rovině (1 1 1), což je rovina s nejvyšší hustotou skluzových rovin v mřížce FCC. Tento jev usnadňuje martenzickou transformaci, neboť (1 1 1) roviny jsou výhodné pro vznik tzv. shear bands a deformačních dvojčat, které slouží jako místa nukleace martenzitu. [27]

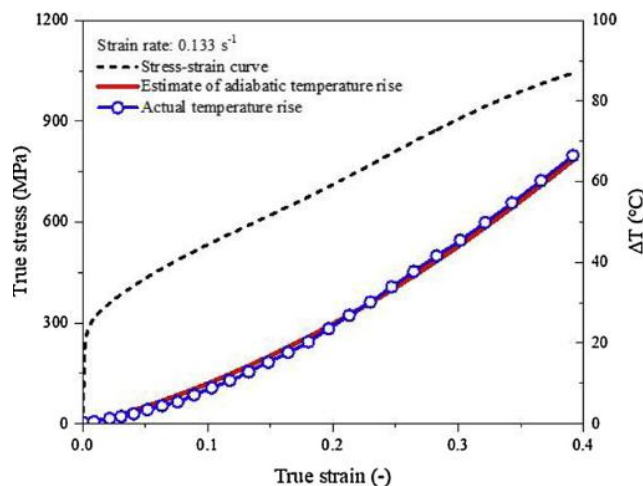
Tématem se zabývali také Pun et al. [28], kteří sledovali intenzitu krystalografické orientace zrn v závislosti na poměrném prodloužení (viz Obr. 2-9). V různých fázích tahové zkoušky postupně měřili intenzitu krystalografické orientace v rovině (1 1 1) a určili, že s postupným zatěžováním intenzita stoupá, naopak intenzita jiných krystalografických orientací klesá.



Obr. 2-9 Intenzita krystalografické orientace (1 1 1) v závislosti na postupném zatěžování [28]

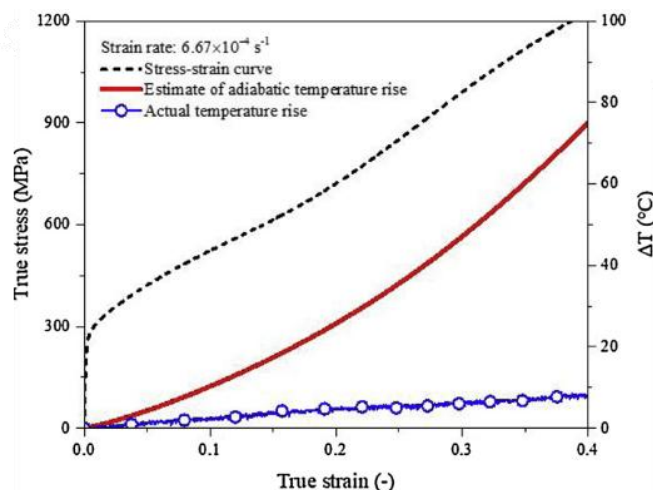
2.3.7 Vliv rychlosti zatěžování

Důležitým faktorem podporujícím TRIP efekt je nízká rychlost zatěžování. Tou se zabývali autoři Qin et al. [29]. Za pokojové teploty 25 °C prováděli tahové zkoušky s deformační rychlostí $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ až 80 s^{-1} . Uvažovali předpoklad, že tahová zkouška probíhá adiabaticky. Zjistili, že u vyšších rychlostí je martenzitická přeměna potlačena, protože je výrazně ovlivněna právě adiabatickým zahříváním materiálu způsobeným procesem plastické deformace. Zvyšující se teplotou se zvyšuje energie vrstevných chyb a austenit je stabilnější. Pro adiabatický děj analytickým výpočtem určili teplotu, na kterou se má testovaný vzorek při deformaci ohřát. Vyšší rychlosti výpočtu odpovídaly, vzorky se ohřívaly až o 60 °C (viz Obr. 2-10).

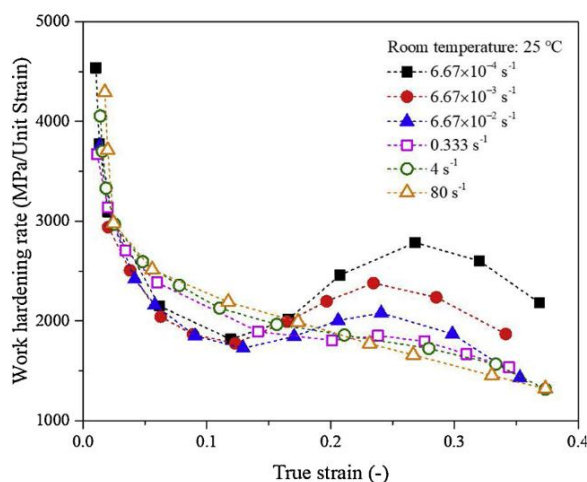


Obr. 2-10 Zvýšení teploty testovaného vzorku při rychlosti zatěžování $0,133 \text{ s}^{-1}$ [29]

Ovšem rychlosti zatěžování $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ se vzorek ohřál pouze o $8 \text{ }^\circ\text{C}$, což bylo mnohem méně než dle předpokladu (viz Obr. 2-11). Většina indukovaného tepla se rozptýlila kondukcí do okolí a děj lze tedy téměř považovat za izotermický. Z toho důvodu při pomalém zatěžování sledovali sekundární zpevnění vlivem martenzitické přeměny. Při vyšších rychlostech míra zpevnění monotónně klesala (viz Obr. 2-12). Rychlost $0,333 \text{ s}^{-1}$ byla označena jako hraniční, nad touto hodnotou je děj adiabatický, energie indukovaná deformací se přemění na vnitřní teplo, a to potlačí martenzitickou přeměnu.

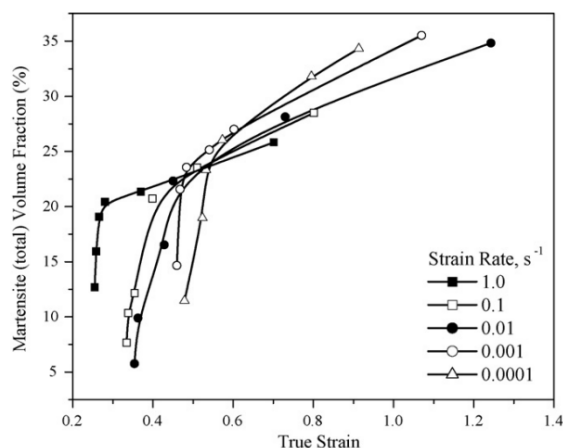


Obr. 2-11 Zvýšení teploty testovaného vzorku při rychlosti zatěžování $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [29]



Obr. 2-12 Míra deformačního zpevnění v závislosti na rychlosti deformace [29]

Tématem se zabývali také Das et al. [19], kteří zkoumali ocel 304L při rychlostech deformace mezi $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ až 1 s^{-1} . Na Obr. 2-13 můžeme vidět, že při vyšších rychlostech zatěžování se značně snižoval obsah martenzitu po zkoušce, což odpovídá článku Qin et al. [29].



Obr. 2-13 Závislost obsahu martenzitu po zkoušce na rychlosti zatěžování [19]

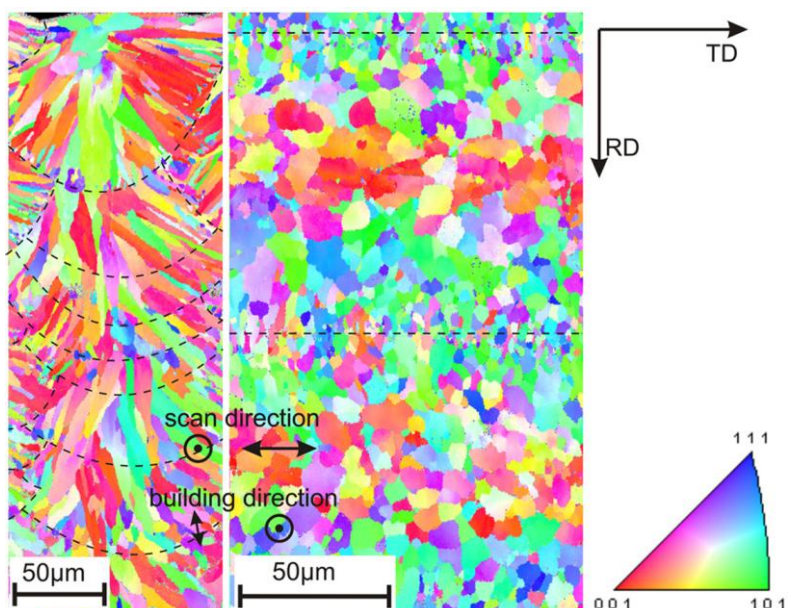
2.3.8 Mikrostruktura a mechanické vlastnosti oceli 304L vyrobené pomocí technologie SLM

Následující kapitoly se již zabývají ocelí 304L vyrobené pomocí aditivní technologie SLM. Nejdříve je popsána mikrostruktura takto vyrobené oceli, dále jsou uvedeny faktory, které mohou mít vliv na projev TRIP efektu takto vyrobené oceli, a nakonec je zkoumáno jaké příležitosti a hrozby doprovází různé procesní parametry technologie SLM právě v souvislosti s deformačním zpevněním.

Ocel 304L vyrobená pomocí metody SLM má jemnozrnnou mikrostrukturu. Malé rozměry zrn jsou způsobené extrémní rychlostí tavení a ochlazování při výrobním procesu. Rychlost ochlazování dosahuje 10^5 až 10^6 $K \cdot s^{-1}$ [30]. Většina tepla ze systému odchází kondukcí směrem do materiálu. Právě z toho důvodu mají zrna v tomto směru protáhlý tvar a vzniká dendritická struktura.

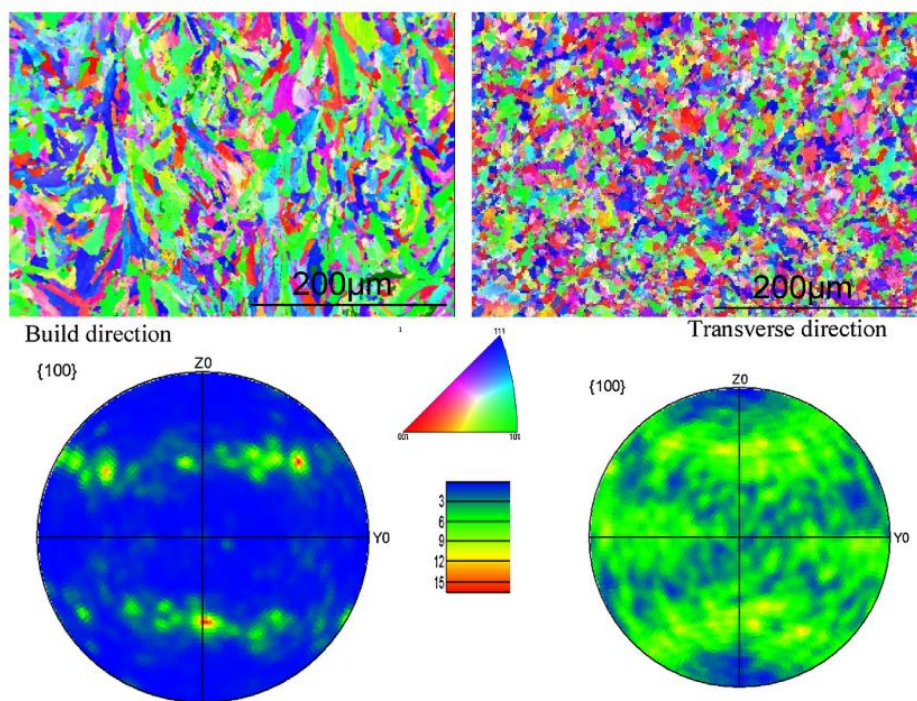
Pro výrobu bez vnitřních defektů je žádoucí, aby po sobě následující vrstvy byly kompaktní. Tím je dosaženo tak, že působící laser musí nejenže přetavit nanesenou vrstvu prášku. Musí mít dostatečnou energii tak, aby s nově vytvořeným návarem natavil i předchozí již vyrobenou vrstvu a došlo tak k jejich propojení. Zrna v přechodích již vyrobených vrstvách tak slouží při tuhnutí jako nukleační zárodky. Vznikají tak nová zrna, nebo dochází k protažení již vyrobených zrn, které tak mohou dosahovat délky přesahující vícero vrstev návarů. Nová zrna rostou epitaxiálně ve stejné krystalografické orientaci jako zrna předchozí vrstvy. Epitaxiální růst následuje směr maximálního teplotního gradientu neboli směr působení laseru (směr stavby – build direction). Z těchto důvodů vykazují materiály vyrobené technologií SLM značně anizotropní vlastnosti. [31]

Tvar a krystalografická orientace zrn však závisí na mnoha faktorech jako je výkon laseru, skenovací rychlost a skenovací strategie, a tak mnoho studií, které se zabývají ocelí 304L vyrobené pomocí SLM v jiných souvislostech, dosahují spíše nahodilé krystalografické orientace, viz například studie [32, 33] z Obr. 2-14, respektive Obr. 2-15.



Obr. 2-14 Struktura materiálu vyrobeného technologií SLM. Vlevo zřetelný protáhlý tvar zrn ve směru stavby [32]

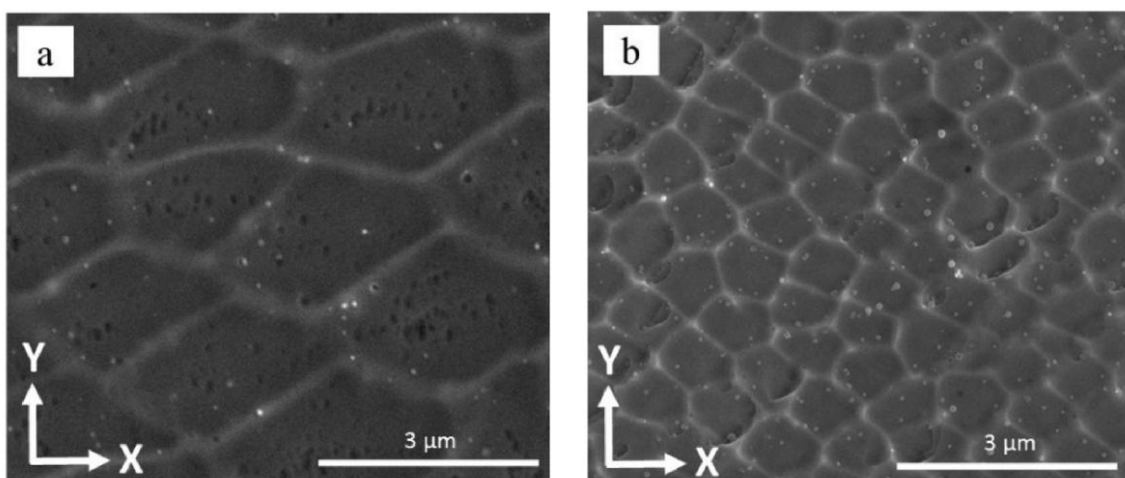
Nguyen et al. [33] vyrobili vzorky při objemové energii laseru $60 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$. Vyrobená zrna měla rozměry $5 \times 4 \times 9 \text{ } \mu\text{m}$. Díky proudění tepla v protáhnutých zrnech v řezu ve směru působení laseru (viz Obr. 2-15) průvar ovlivnil 2-3 vrstvy naráz a docházelo k přetavení a rekrystalizaci. Tak při stavbě vzniklo ve struktuře malé množství α' martenzitu. Na hranicích zrn vznikly také nano-karbidy železa a chromu.



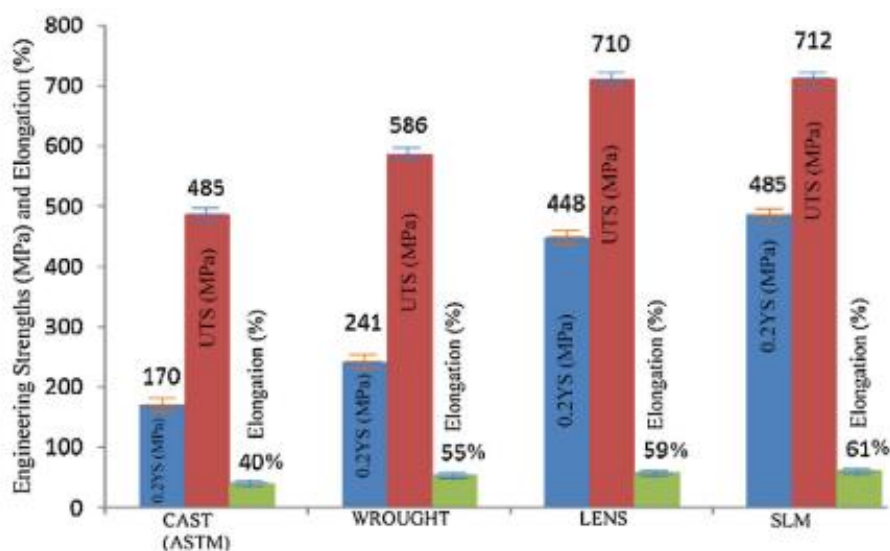
Obr. 2-15 Mikrostruktura oceli 304L vyrobené pomocí metody SLM. a) řez ve směru působení laseru, b) řez kolmý na směr působení laseru [33]

V zrnech mikrostruktury vznikla homogenní nanostruktura velmi malých subzrn. Subzrna v jednotlivých zrnech hrají významnou roli v aditivně vyrobené oceli, protože výrazně zvyšují její pevnost i tažnost. Vznikají vlivem teplotního gradientu a rychlosti ochlazování [2, 34, 35]. Dle výzkumu Ghayoora et al. závisí velikost subzrn v nanostruktuře na velikosti působící energie laseru. S použitím větší energie se návar ochlazuje pomaleji a vznikají tak větší subzrna (viz Obr. 2-16).

Všechny tyto jevy mají pozitivní vliv na mechanické vlastnosti, a tak měly vzorky vyrobené metodou SLM v porovnání s konvenčními technologiemi vyšší mez kluzu, mez pevnosti i tažnost (viz Obr. 2-17).



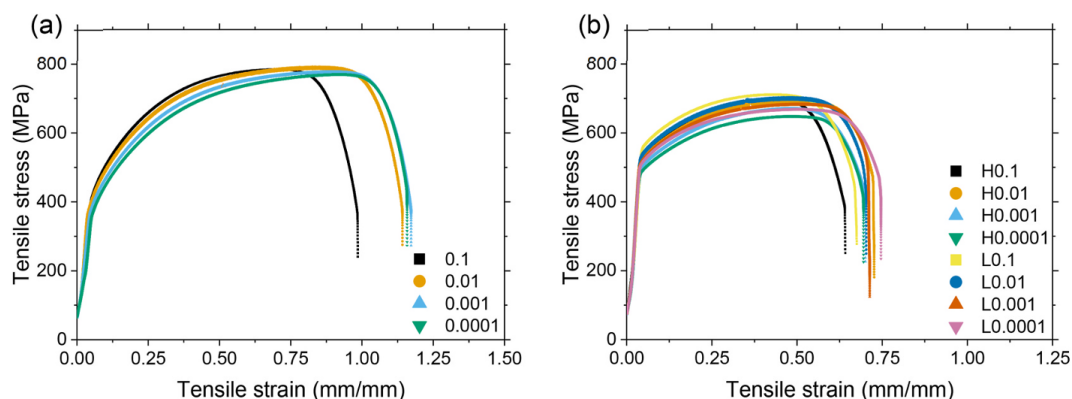
Obr. 2-16 Závislost velikosti subzrn na použité energii laseru. a) Vyšší energie, b) Nižší energie [2]



Obr. 2-17 Srovnání mechanických vlastností oceli 304 vyrobené různými technologiemi [33]

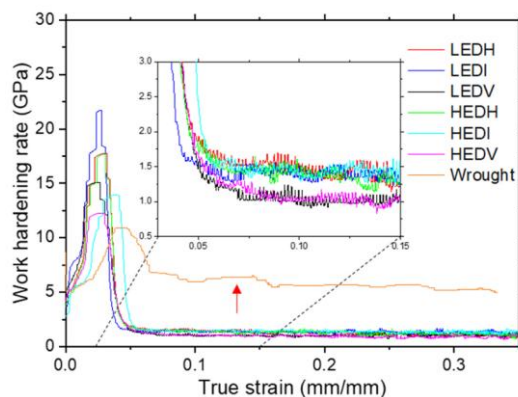
2.3.9 TRIP efekt u metody SLM

Kvůli velmi jemnozrnné mikrostruktuře je TRIP efekt u oceli 304L vyrobené metodou SLM velmi nevýrazný, nebo je úplně potlačen. Například autoři Pan et al. [36] porovnávali vzorky válcované za studena se vzorky vyrobené touto technologií při různých deformačních rychlostech. Vzorky válcované za studena vykazovaly vlastnosti odpovídající kapitole 2.3.7. Tzn. při vysoké deformační rychlosti se snižoval vliv deformačního zpevnění a daný vzorek měl nižší tažnost. Při nízké deformační rychlosti bylo dosaženo tažnosti téměř 120 %. Avšak u vzorků vyrobených technologií SLM neměla deformační rychlost téměř žádný vliv. Nedošlo k deformačnímu zpevnění, vzorky tak sice díky malým zrnům v mikrostruktuře měly větší mez kluzu (viz 2.3.5), avšak měly výrazně menší tažnost.



Obr. 2-18 Výsledky studie Pan et al. a) Vzorky válcované za studena, b) Vzorky vyrobené technologií SLM. V legendě jsou uvedeny deformační rychlosti v s^{-1} [36]

Tuto skutečnost ukazuje i graf zobrazující míru deformačního zpevnění jednotlivých vzorků při deformační rychlosti $0,0001 \text{ s}^{-1}$ na Obr. 2-19. Vzorek vyrobený konvenční metodou vykazoval v plastické oblasti míru deformačního zpevnění až 7 GPa, naopak u vzorků vyrobených technologií SLM byla míra velmi nízká. Malý rozdíl hodnot byl dán velikostí použité energie laseru. Při použití větší objemové energie laseru při výrobním procesu byla míra deformačního zpevnění nepatrně větší. [36]

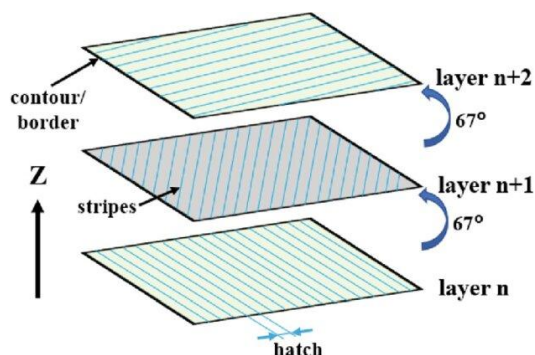


Obr. 2-19 Míra deformačního zpevnění při deformační rychlosti $0,0001 \text{ s}^{-1}$. LEDH až HEDV – vzorky vyrobené technologií SLM [36]

2.3.10 Vliv rotace směru skenování po sobě následujících vrstev

Proces výroby technologie SLM umožňuje cíleně upravovat preferovanou krystalografickou orientaci zrn v mikrostruktuře. Tímto způsobem lze podpořit deformační zpevnění a TRIP efekt.

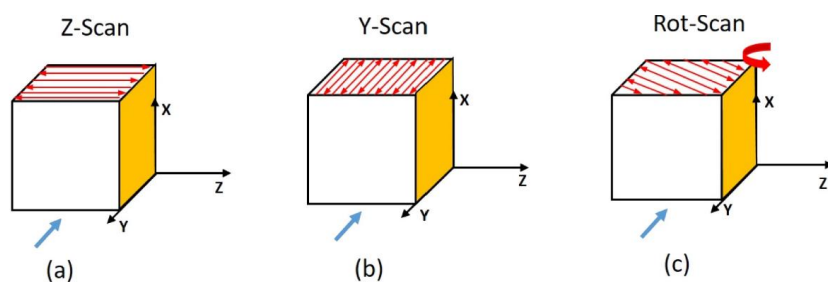
Krystalografická orientace totiž velmi závisí na skenovací strategii laseru. Jako základní skenovací strategie je uváděna stripe neboli meander. Při té je skenovaný obsah vrstvy rozdělen na rovnoběžné dráhy, u kterých se pravidelně střídá směr vektoru (viz Obr. 2-20). [37]



Obr. 2-20 Stripe neboli meander strategie skenování [38]

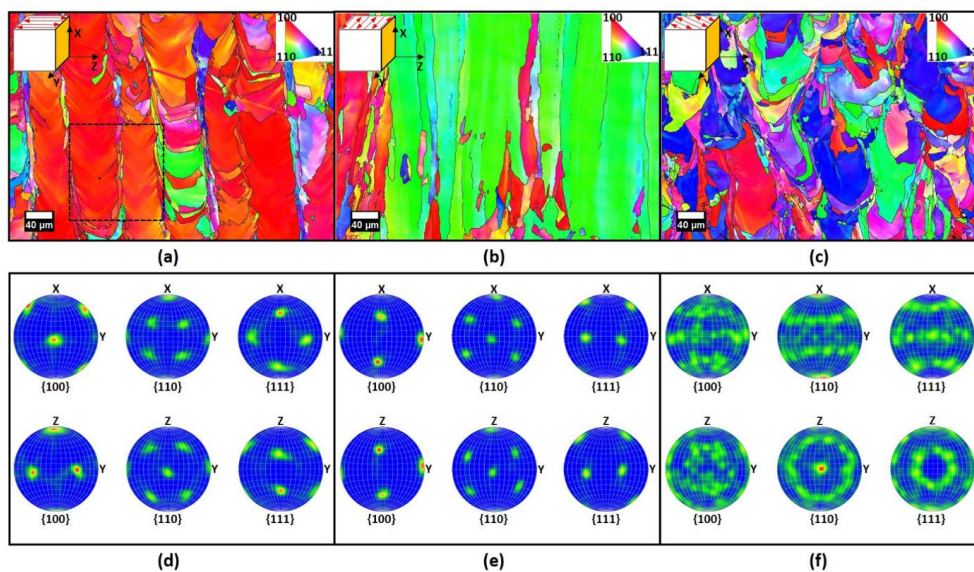
Při skenování každé následující vrstvy je základní směr drah vždy natočen o daný úhel. Při běžném nastavení se nejčastěji používá úhel 67° nebo 90° . Takto vyrobený materiál má nástrojově náhodnou texturu, což podporuje izotropii materiálu a dále oslabuje projev TRIP efektu. [37]

Oproti tomu studie Marattukulam et al. [37] ukazuje, že při použití skenování bez rotace mezi jednotlivými vrstvami (tedy konstantní směr skenování v každé vrstvě) dochází k vytvoření silně preferenční orientace zrn v závislosti na nastaveném skenovacím směru.



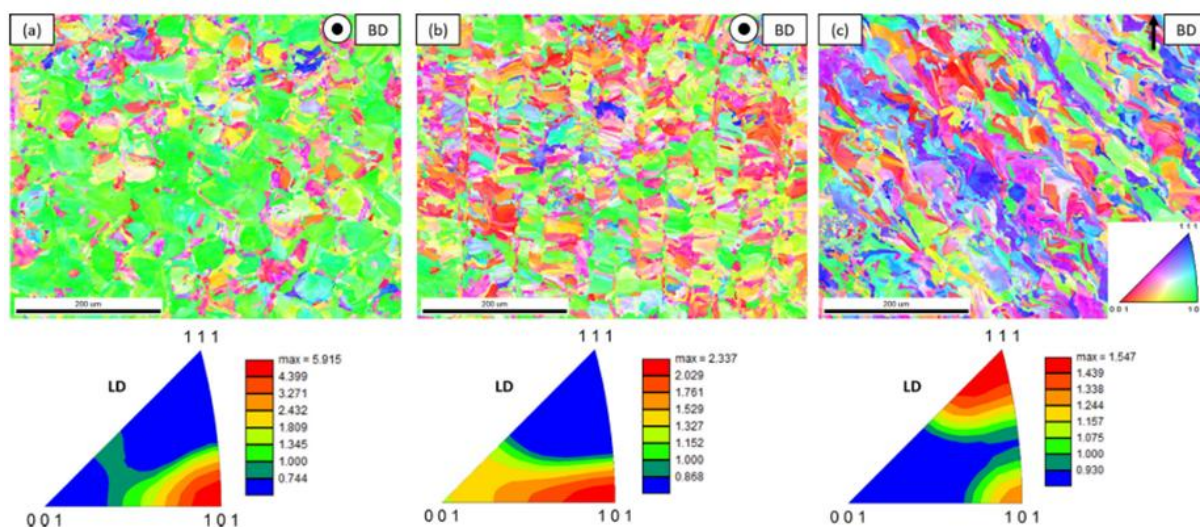
Obr. 2-21 Vzorky s různými směry skenování vůči žlutému sledovanému řezu. Modrá šipka značí směr proudění atmosféry. a) Konstantní směr skenování je kolmý na rovinu sledovaného řezu, b) Konstantní směr skenování je rovnoběžný s rovinou sledovaného řezu, c) Směr skenování každé následující vrstvy je natočen o 67° vůči vrstvě předchozí [37]

Vyrobili tři vzorky z materiálu 316L. U prvního byl konstantní směr skenování každé vrstvy kolmý na rovinu sledovaného řezu (Obr. 2-21 a)). U druhého byl konstantní směr rovnoběžný s rovinou sledovaného řezu (Obr. 2-21 b)). U třetího byla použita rotace směru skenování po sobě následujících vrstev 67° (Obr. 2-21 c)). Výsledky na Obr. 2-22 ukázaly zásadní rozdíly mezi jednotlivými směry skenování. U prvního vzorku byla jasně dominantní krystalografická orientace (1 0 0). U druhého vzorku to byla orientace (1 1 0) a u třetího byla orientace náhodná.



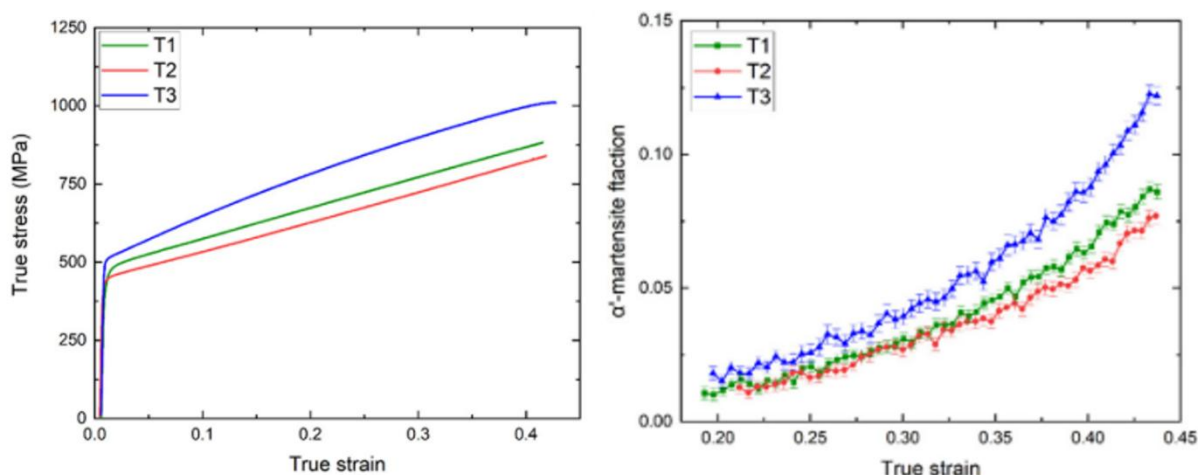
Obr. 2-22 Různé krystalografické orientace v závislosti na použitém směru skenování. a) a d) odpovídá prvnímu vzorku z Obr. 2-21, b) a e) odpovídá druhému vzorku, c) a f) odpovídá třetímu vzorku [37]

Sofras et al. [39] u oceli 304L zkoumali, jaký vliv má skenovací strategie na samotný TRIP efekt. I přes použití rotace směru skenování po sobě následujících vrstev se jim podařilo dosáhnout různých dominantních krystalografických orientací. První dva vzorky byly při stavbě postaveny svisle vůči stavební platformě, směr působení laseru byl tedy kolmý na hlavní rozměr vzorku a krystalografická orientace byla dominantní ve směru (1 1 0), respektive (1 0 0) (viz Obr. 2-23 a), respektive b)). Hlavním rozdílem v procesních parametrech těchto vzorků byla výrazně menší vzdálenost drah laseru u druhého vzorku, docházelo tedy k výraznějšímu přetavování vedlejších návarů. Třetí vzorek byl při stavbě postaven vodorovně vůči stavební platformě, směr působení laseru byl tedy souběžný s hlavním rozměrem vzorku a krystalografická orientace byla dominantní ve směru (1 1 1) (viz Obr. 2-23 c)).



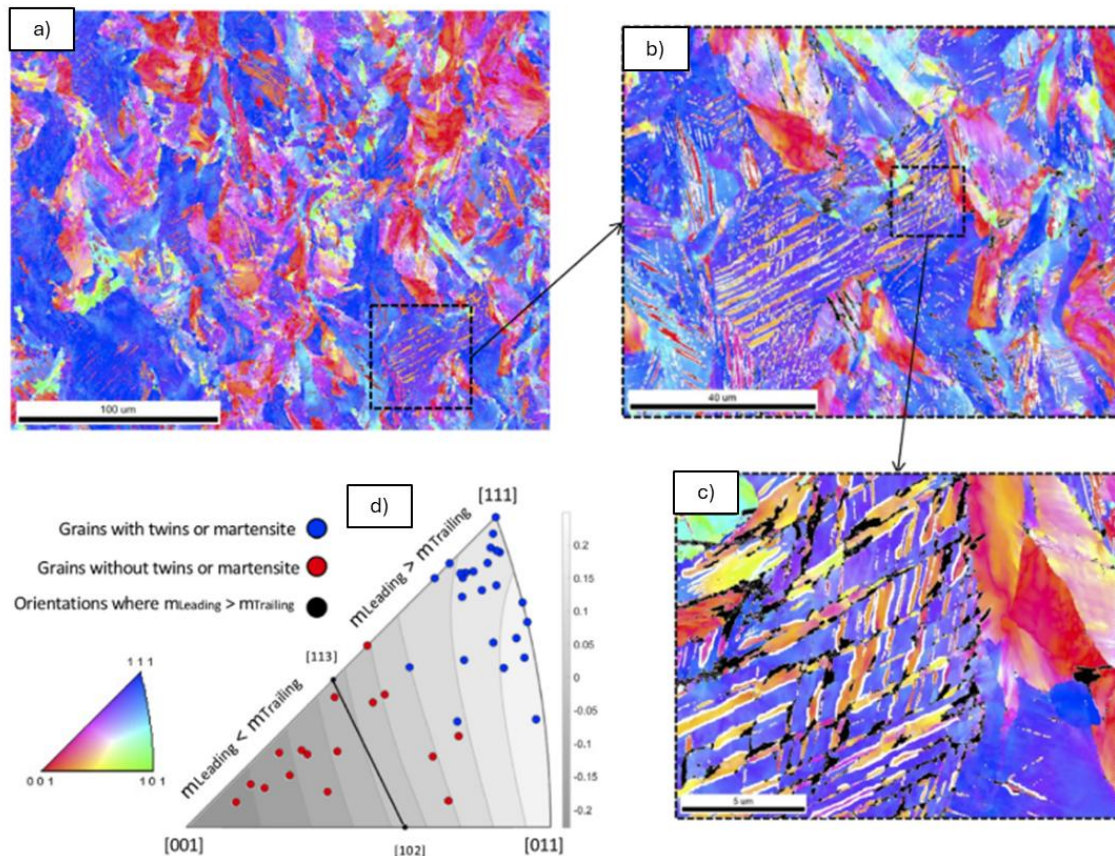
Obr. 2-23 Krystalografická orientace vzorků [39]

Po tahové zkoušce dosáhl třetí vzorek nejvyšší pevnosti i tažnosti a obsahoval nejvíce α' martenzitu (viz Obr. 2-24). Obsah martenzitu činil přibližně 13 %. [39]



Obr. 2-24 Mechanické vlastnosti a obsah α' martenzitu [39]

Autoři vysvětlují největší obsah martenzitu u třetího vzorku vhodností orientace (1 1 1). Mikrostruktura tohoto vzorku byla složena z deformačních dvojčat, α' martenzitu a malého množství ε martenzitu. Obsah ε martenzitu byl malý, a tak je pravděpodobné, že sekvence transformace byla γ austenit $\rightarrow \alpha'$ martenzit. Nukleace α' martenzitu probíhala na hranicích zrn a na průsečících skluzných rovin (viz Obr. 2-25). [39]



Obr. 2-25 Nukleace α' martenzitu [39]

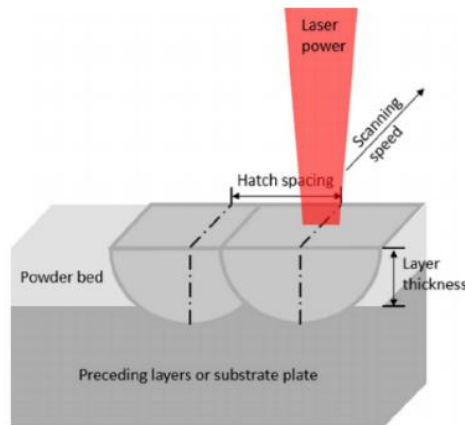
2.3.11 Procesní parametry SLM

Následující kapitoly se věnují vlivům procesních parametrů technologie SLM a jejich správnému nastavení vedoucí k bezdefektní výrobě. Nakonec jsou uvedeny důležité faktory, které se mohou začít projevovat za použití vysoké energie laseru při výrobě, což se týká i této práce.

Výroba aditivními technologiemi jako je SLM závisí na nastavení velkého množství procesních parametrů. Mezi základní procesní parametry se řadí výkon laseru, skenovací rychlost, tloušťka vrstvy a vzdálenost drah laseru (viz Obr. 2-26). Tyto procesní parametry lze souhrnně vyjádřit pomocí objemové energie laseru VED ($J \cdot mm^{-3}$) (Volumetric Energy Density). Jedná se o energii vztaženou na jednotku objemu a je dána vztahem:

$$VED = \frac{LP}{LS \cdot HD \cdot LT} \quad (8),$$

kde LP je výkon laseru (W), LS je skenovací rychlost ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$), HD je vzdálenost drah laseru (μm) a LT je tloušťka vrstvy (μm). [40]



Obr. 2-26 Základní procesní parametry SLM [40]

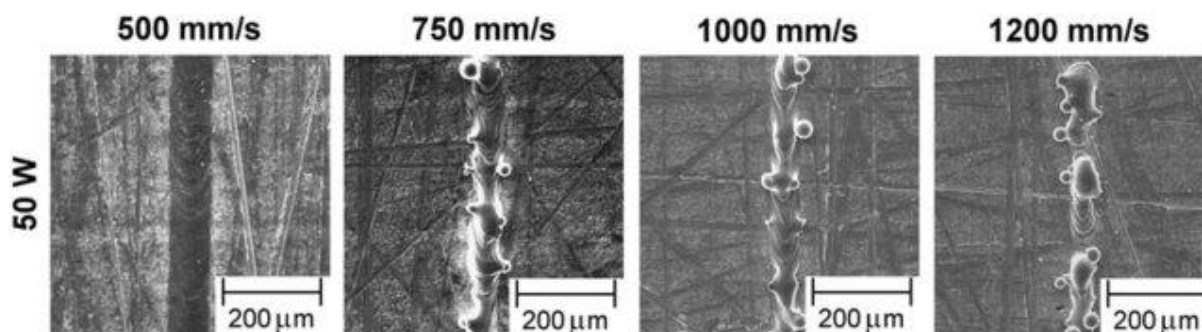
Různým nastavením procesních parametrů je ovlivněno šíření tepla při stavbě, které má zásadní vliv na vznik různých defektů, jako je například vnitřní porozita. Tím procesní parametry určují finální podobu a mechanické vlastnosti výrobku. Jedná se o velice komplexní problém, tvar a velikost jednotlivých návarů závisí na konvekčním proudění, povrchovém napětí, viskozitě tavné lázně a mnoha dalších vlivech. [30]

Vliv výkonu laseru a skenovací rychlosti

Výkon laseru (LP) a skenovací rychlost (LS) zásadně ovlivňují výslednou strukturu materiálu. Pro výzkum nového materiálu či nastavení nových výrobních parametrů je nutné vhodně stanovit jejich poměr, který se běžně uvádí jako lineární energie E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$) (9), vstupující do výrobního procesu. Nejčastěji se pro návržení E_{lin} používá metoda experimentu s jednoduchými návarými (single track experiment).

$$E_{lin} = \frac{LP}{LS} \quad (9),$$

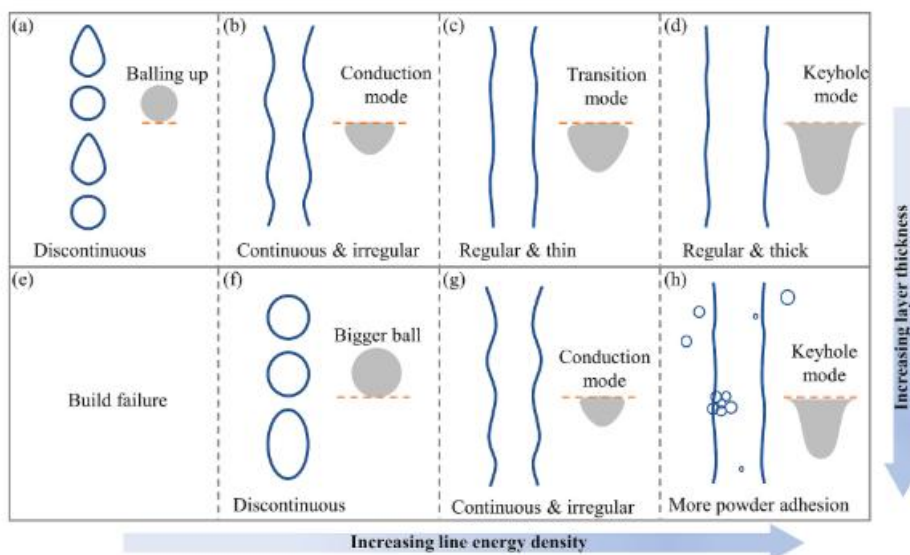
Dilip et al. [41] analyzovali vliv výkonu laseru a skenovací rychlosti na rozměry a tvar tavné lázně, pórovitost a mikrostrukturu materiálu Ti-6Al-4V zpracovaného metodou SLM. Při nízkém výkonu a malé rychlosti (50 W a $500 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$) byly pozorovány souvislé a rovnoměrné svary. Se zvyšující se rychlostí se však svary stávaly méně konzistentními a nespojitými ($1\,000 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$), přičemž při $1\,200 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ došlo k tvorbě tzv. balling efektu (Obr. 2-27).



Obr. 2-27 Vliv skenovací rychlosti na tvar jednoduchého návaru [41]

V závislosti na míře působící energie laseru mohou mít návary čtyři různé tvary. Tzv. balling efekt neboli kuličkatění, kondukční režim, keyhole neboli tvar klíčové dírky a kritický keyhole režim (viz Obr. 2-28). [42, 43]

K balling efektu dochází vlivem nedostatku působící energie laseru. Laser nepřekoná povrchové napětí tavné lázně a nedojde k fúzi s předchozí vrstvou. Zvýšením působící energie vzniká kondukční tvar. Zde může dojít k nedostatečnému spojení vedlejších návarů, tavná lázeň je příliš viskózní a mezi sousedícími návary tak mohou vznikat póry. Keyhole návary vznikají působením příliš velké energie laseru a jsou také nežádoucí. Dochází k odpařování materiálu, návary jsou nestabilní, mohou se zhroutit a vytvořit tak kulaté póry vyplněné plynem. Z těchto důvodů je ideální přechodný tvar návarů, tedy těsně před vznikem kritických keyholes. Návary jsou dostatečně stabilní, dochází k vhodné fúzi a k vysoké relativní hustotě. Průvar laseru navíc ovlivní i předchozí vrstvy a dochází k jejich přetavení [30, 42, 43]



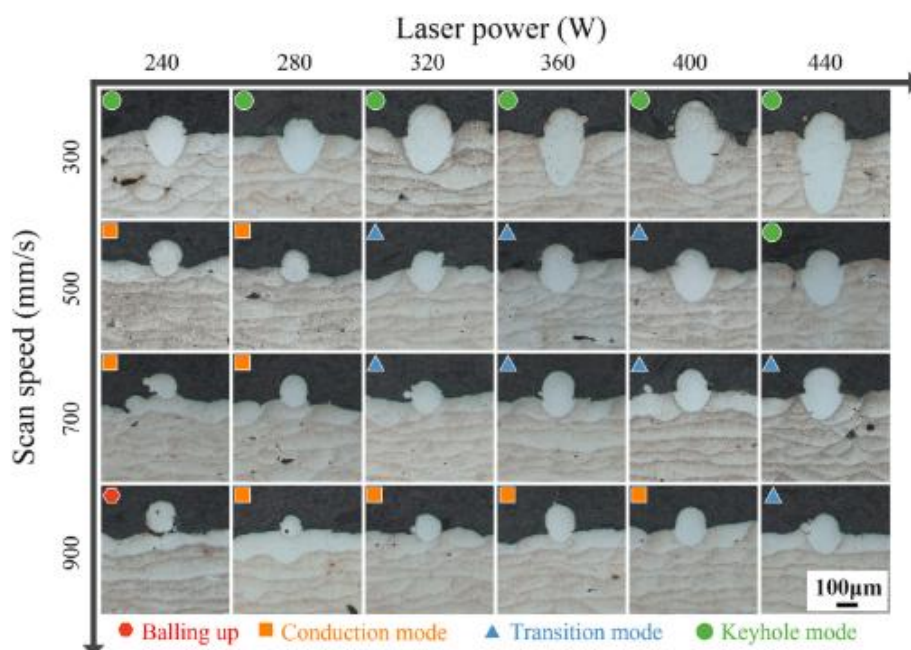
Obr. 2-28 Tvary samostatných návarů v závislosti na míře působící energie a tloušťce vrstvy. Pohled shora [43]

V kondukčním režimu mají návary obvykle půlkruhový tvar. V těchto režimech teplota tavné lázně nepřekračuje bod varu zpracovávaného materiálu, proto nedochází k jeho odpařování a vzniku pórů. [44]



Obr. 2-29 Tvar návaru v kondukčním režimu [44]

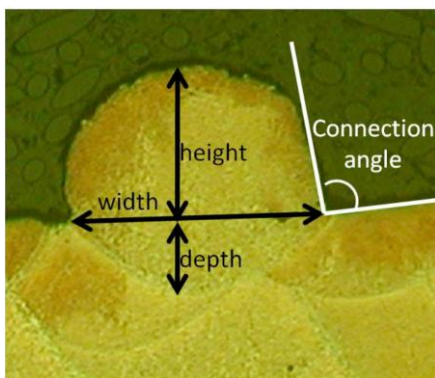
Xu et al. [43] zkoumali ocelové jednoduché návary s tloušťkou vrstvy 60 μm . Při vysoké skenovací rychlosti 900 mm/s a malém výkonu laseru 240 W docházelo ke vzniku balling efektu. Při nízké skenovací rychlosti naopak docházelo k výrazným keyhole návarům, jejichž hloubka se zvětšovala se zvětšující se výkonem. Za nejlepší návary označili ty v přechodném režimu s hodnotami skenovací rychlosti 500 až 700 mm/s a výkonu laseru 320 až 400 W.



Obr. 2-30 Tvary samostatných návarů v závislosti na výkonu laseru a skenovací rychlosti [43]

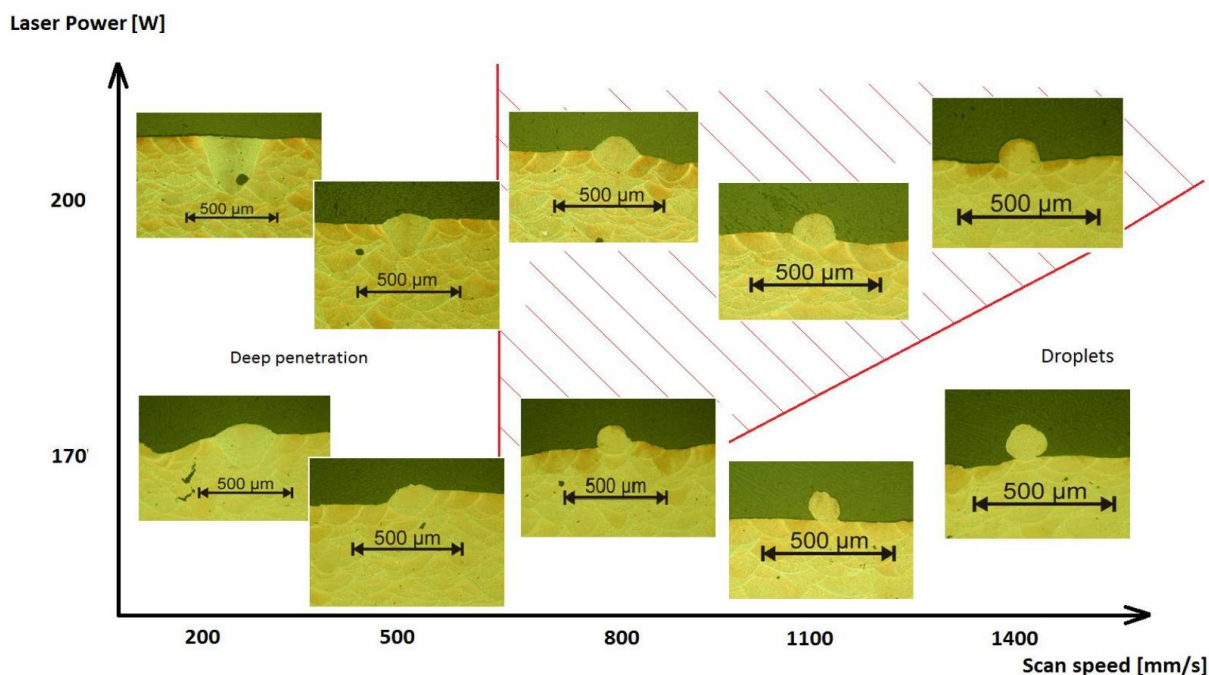
Tvary návarů se zabývali Kempen et al. [45]. Pracovali s materiálem AlSi10Mg s procesním oknem parametrů o rozsahu výkonu laseru 170 až 200 W a skenovací rychlosti 200 až 1400 mm/s s tloušťkou vrstvy 30 μm . Vhodnost kombinace použitých procesních parametrů byla posuzována na základě požadavků na geometrické vlastnosti (Obr. 2-31), které zahrnují:

- Svar nesmí být přerušovaný, aby se předešlo vzniku pórů a nepravidelností.
- Pro zajištění dostatečného spojení mezi vrstvami by měl mírně zasahovat do předchozí vrstvy.
- Výška svaru by měla být přibližně polovinou jeho šířky.
- Kontaktní úhel mezi svarem a předchozí vrstvou by měl být co nejbližší 90° , aby byla zajištěna vysoká relativní hustota struktury. Při větších kontaktních úhlech je nutné snížit rozestupy mezi sousedními svary.



Obr. 2-31 Základní geometrické rozměry jednoduchého návaru [45]

Na základě těchto požadavků sestrojili mapu s oknem vhodných procesních parametrů pro daný materiál (Obr. 2-32). Při nízké rychlosti 200 mm/s docházelo ke vzniku keyhole návarů, naopak při vysokých rychlostech docházelo ke vzniku balling efektu. [45]



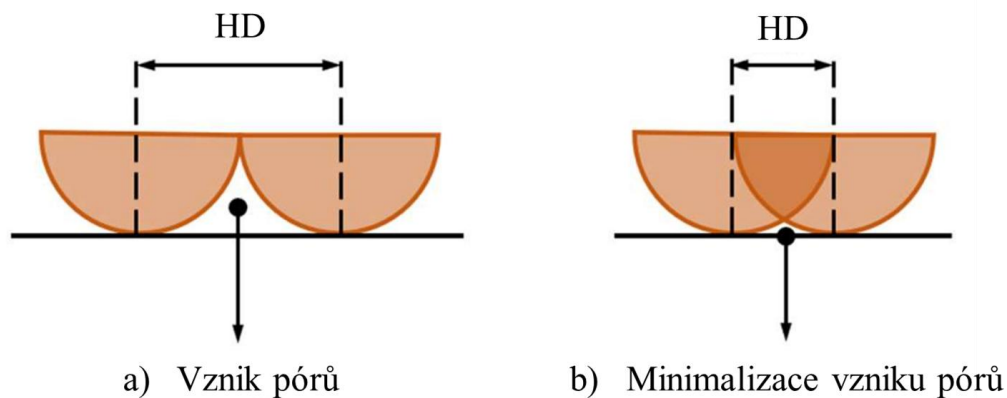
Obr. 2-32 Příklad mapy rozložení vhodnosti procesních parametrů na základě geometrických vlastností [45]

Také King et al. [44] se ve svém výzkumu zaměřili na sledování režimů návarů. Režimy rozdělili podle poměru hloubky návaru (h_n) k polovině jeho šířky ($\frac{\check{s}_n}{2}$). Pokud je tento poměr (10) menší nebo roven jedné, jedná se o kondukční režim. Naopak, pokud přesahuje tuto hodnotu, nastává přechodný keyhole režim, který dosahuje kritické hodnoty při poměru větším než 2,5. Dále uvádějí, že nejvhodnější návary jsou ty mezi hodnotami 1 až 2,5; kde dosahují dostatečné šířky a zároveň je zajištěno kvalitní spojení s předchozí vrstvou materiálu.

$$\frac{h_n}{\frac{\check{s}_n}{2}} = 1 \quad (-) \quad (10)$$

Vliv vzdálenosti drah

Obr. 2-33 znázorňuje, jak vzdálenost mezi jednotlivými dráhami laseru (HD) ovlivňuje tvorbu pórů uvnitř materiálu. Pokud jsou stopy příliš daleko od sebe (Obr. 2-33 (a)), zůstává mezi nimi neprotavený prostor, kde se mohou tvořit póry a hromadit nezpracovaný prášek. V tomto kontextu lze hovořit o tzv. „lack of fusion“ porositě. Když se dráhy laseru přiblíží a začnou se překrývat (Obr. 2-33 (b)), tvorbě těchto defektů lze předejít. Avšak přílišné překrytí může vést k nadměrnému zahřívání a vzniku keyhole efektu, což je nežádoucí. Z toho důvodu se doporučuje, aby překryv návarů odpovídal zhruba 40–50 % šířky jednoho návaru. [46]



Obr. 2-33 Vliv vzdálenosti drah na porozitu, a) Velká vzdálenost drah, b) Malá vzdálenost drah [46]

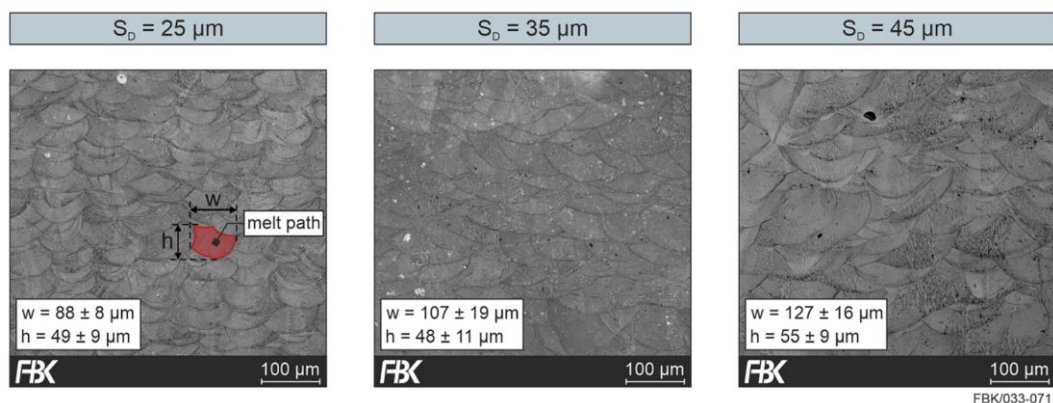
Vliv tloušťky vrstev

Různé studie ukázaly, že při vyšší tloušťce vrstvy dochází k prodloužení doby ochlazování, což může vést ke vzniku hrubších zrn. Například Buican et al. [47] zkoumali vzorky z materiálu 316L s tloušťkou vrstvy 30 a 50 μm při zachování stejných zbylých procesních parametrů. V jejich práci došlo ke zvětšení průměrné velikosti zrn o 39 %, ovšem došlo i ke zvětšení směrodatné odchylky a to o 27 %.

S vyšší tloušťkou vrstvy je spojena vyšší pravděpodobnost vzniku defektních oblastí kvůli vzniku „lack of fusion“ pórů. Tloušťka vrstvy ovlivňuje šířku a výšku tavné lázně, přičemž se s rostoucí vrstvou zvyšuje výška a klesá šířka. Menší teplotní gradient v procesu chladnutí může souviset s oslabením Marangoniho konvekce¹ a následným poklesem homogenity tavení prášku. Výsledkem je zvýšený výskyt plynových pórů a výrazné zhoršení povrchové kvality. [43, 48]

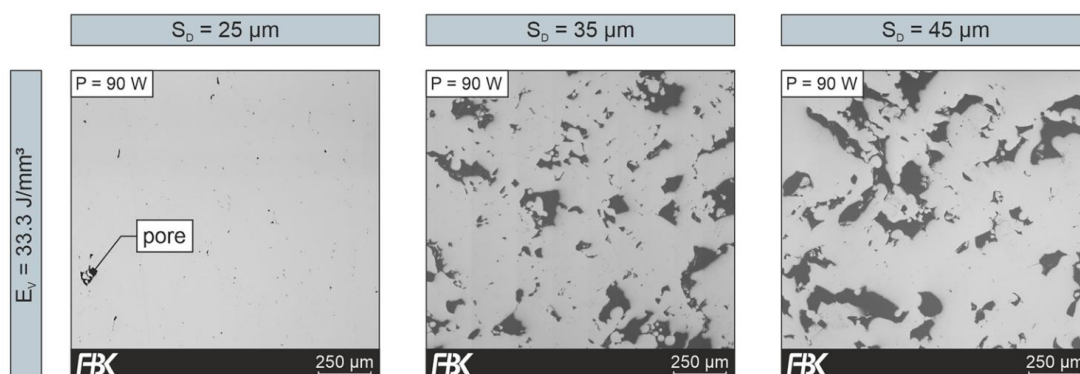
Podobných výsledků dosáhli také autoři Greco et al. [49]. Sledovali vliv tloušťky vrstvy na nerezovou ocel 316L. Vyrobili vzorky s tloušťkou vrstvy 25, 35 a 45 μm , zbylé procesní parametry byly upraveny tak, aby zůstala konstantní hodnota objemové energie laseru VED 33,3 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$. Mezi každou variantou došlo ke zvětšení šířky návarů o přibližně 20 %. Výška návarů zůstala téměř konstantní (viz Obr. 2-34).

¹ Efekt Marangoniho konvekce značí, že povrchové napětí většiny kapalin klesá s rostoucí teplotou, takže kapalina teče od teplejších oblastí ke chladnějším. Při jejím oslabení tedy pohyb kapaliny způsobený rozdíly v povrchovém napětí je menší nebo méně výrazný.



Obr. 2-34 Vliv tloušťky vrstvy na velikost návarů. Tloušťka vrstvy zleva: 25 μm, 35 μm, 45 μm [49]

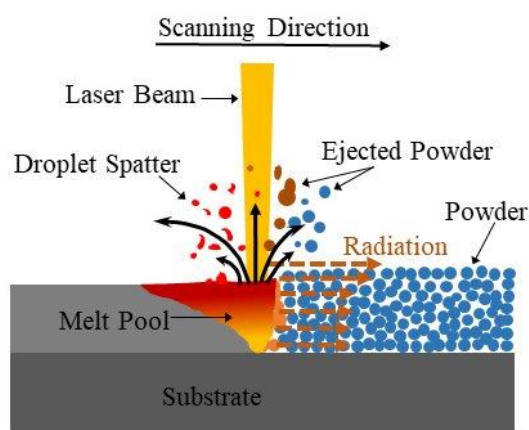
Kvůli zachování konstantní objemové energie VED ovšem došlo k výraznému nárůstu vnitřních defektů a značně se snížila relativní hustota materiálu. To by ve výsledku vedlo k výraznému zhoršení mechanických vlastností.



Obr. 2-35 Vliv tloušťky vrstvy na vnitřní defekty. Tloušťka vrstvy zleva: 25 μm, 35 μm, 45 μm [49]

2.3.12 Rozstřík natavených částic

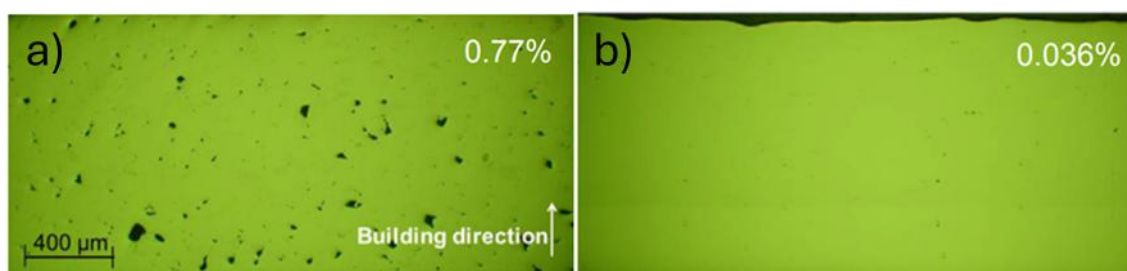
Pro výrobu s větší tloušťkou vrstvy je nutné použití větší lineární energie E_{lin} . To může vést k intenzivnímu rozstříku roztavených částic kovu, což negativně ovlivňuje kvalitu výsledného výrobku. Tento jev je způsoben několika faktory spojenými s dynamikou taveniny. Zaprvé, vysoká teplota pod laserovým paprskem vytváří silné teplotní gradienty. Tento efekt může způsobit odtrhávání kapek taveniny z tavné lázně a jejich následný rozstřík. Zadruhé, při dosažení teplot blízkých bodu varu dochází k odpařování prvků materiálu, což generuje tlak zpětného rázu. Tlak může vést k vymrštění roztavených částic do okolí. Rozstříknuté částice se mohou usazovat na povrchu práškového lože, což vede ke kontaminaci materiálu a vzniku defektů, které zhoršují mechanické vlastnosti. Letící částice navíc mohou rozostřovat působící laser, což snižuje jeho efektivitu. [50]



Obr. 2-36 Rozstřík natavených částic při procesu skenování [51]

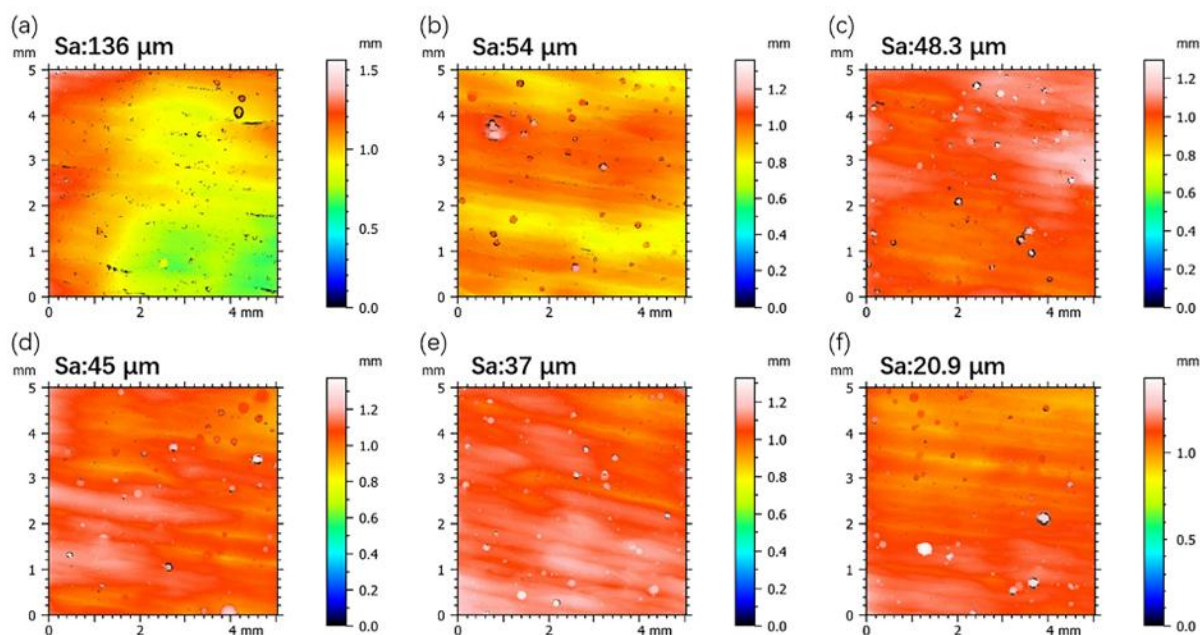
2.3.13 Remelting

Jednou z možností, jak pro větší tloušťky vrstvy dosáhnout vysoké relativní hustoty, je remelting, neboli opětovné přetavení již vytvořené vrstvy. Jedním z hlavních efektů remeltingu je právě snížení porozity. Ve studii autorů Yasa et al. [52] použití remeltingu vedlo ke snížení velikosti a počtu pórů díky opětovnému natavení a homogenizaci materiálu. Z porozity 0,77 % se dokázali pomocí remeltingu dostat až na hodnotu 0,036 % (Obr. 2-37).



Obr. 2-37 Porozita vzorku a) bez remeltingu, b) s remeltingem

Remelting také zlepšuje drsnost povrchu. Ta hraje klíčovou roli při nanášení nových vrstev prášku. Hladší povrch umožňuje lepší rozprostření prášku, čímž se snižuje pravděpodobnost lokálních defektů a nehomogenit. Autoři Shi et al. [53] vyráběli vzorky, u kterých použili remelting na různý počet posledních vrstev a ukázali, že použití remeltingu ve všech vrstvách může snížit plošnou drsnost povrchu až o 80 % (Obr. 2-38).



Obr. 2-38 Vliv remeltingu na drsnost. (a) vzorek bez remeltingu, (b) vzorek s remeltingem poslední vrstvy, (c) vzorek s dvojitým remeltingem poslední vrstvy, (d) vzorek s remeltingem posledních dvou vrstev, (e) vzorek s dvojitým remeltingem posledních dvou vrstev, (f) vzorek s remeltingem všech vrstev.

2.3.14 Odpařování materiálu

Kvůli vysoké působící energii a vysokým teplotám tavné lázně dochází k odpařování legujících prvků s nižší teplotou varu, čímž se částečně mění složení a mechanické vlastnosti materiálu. Materiál v tavné lázni je homogenní, k odpařování dochází na povrchu. Odpařování legujících prvků je tak silně nelineární a závisí na velikosti návarů. Čím větší návary jsou, tím větší mají povrch a tím více je odpařování materiálu podporováno. [30]

Na Tab. 2-2 je zobrazena změna chemického složení materiálu před a po dokončení stavby autorů Hou et al. [35], kteří pracovali s ocelí 304L při výkonu laseru 220 W, skenovací rychlosti $1100 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$, vzdálenosti drah $80 \mu\text{m}$ a tloušťce vrstvy $40 \mu\text{m}$.

Sample	C	N	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Co	O
Powder	0.006	0.013	0.056	0.016	0.027	0.001	0.033	18.95	9.48	0.87	0.01	0.029
SLMed	0.014	0.013	0.065	0.054	0.027	0.003	0.032	19.07	9.62	0.83	0.016	0.031

Tab. 2-2 Změna chemického složení materiálu po dokončení stavby [35]

2.4 Shrnutí hlavních zjištění

Výše uvedená rešerše poskytuje přehled současných nejdůležitějších poznatků o problematice z pohledu materiálových vlastností i aditivních technologií. Nyní je nutné nabyté informace dát do souvislostí a vytvořit tak ucelený pohled na zkoumanou problematiku, což umožní přesněji vymezit řešený problém a specifikovat dílčí cíle této diplomové práce.

Z kapitol 2.3.1 až 2.3.7 je zřejmé, že TRIP efekt u oceli 304L hraje kvůli jeho vlivu na mechanické vlastnosti opravdu velkou roli. Nejdůležitějším zdrojem pro pochopení martenzitické transformace byl článek autorů Sohrabi et al. [17]. Z něj vyplívá, že TRIP efekt nejvíce závisí na velikosti zrn v mikrostruktuře, a to jak kvůli vlivu energie vrstevných chyb, tak kvůli různým nukleačním mechanismům α' martenzitu. V kapitole 2.3.8 se totiž dozvídáme, že ocel 304L vyrobená metodou SLM má velmi jemnozrnnou mikrostrukturu, která je právě na hranici mezi dvěma mechanismy nukleace určených Sohrabi et al. [17]. V mikrostruktuře vzorků vyrobených metodou SLM tak lze očekávat, že martenzit bude nukleovat spíše na hranicích zrn než vhodněji na průsečících skluzných rovin. To bylo potvrzeno i v kapitole 2.3.10.

Právě v kapitole 2.3.10 je uveden článek [39], který se problematice TRIP efektu u oceli 304L vyrobené metodou SLM věnuje nejvíce. Autoři dosáhli ideální krystalografické orientaci, při které jsou austenitická zrna natočena tak, že nejspíše dochází k martenzitické přeměně. Avšak i v tomto případě na martenzit transformuje pouze 13 % austenitu, což je při porovnání s výsledky ze článku Sohrabi et al. [17] velmi málo, a tak není v plné míře dosahováno potenciálu oceli 304L.

Ze článku Sohrabi et al. [17] dále vyplívá, že pro dosažení výraznější martenzitické přeměny, výraznějšího deformačního zpevnění a lepších mechanických vlastností je žádoucí větší velikost zrn.

Malá zrna v mikrostruktuře jsou podle [30] z kapitoly 2.3.8 způsobena extrémním ochlazováním při stavbě. Je tedy nutné ochlazování zpomalit, a to pomocí zvětšení tloušťky vrstvy. S větší tloušťkou vrstvy budou zrna v tavné lázni růst delší dobu a budou větší. S většími zrny bude snadné dosáhnout výraznější martenzitické přeměny a budou ovlivněny mechanické vlastnosti.

Je nutné navrhnout procesní parametry pro výrobu s velkou tloušťkou vrstvy. Podle kapitoly 2.3.11 bude potřeba použít větší objemovou energii, než je obvyklé. Je pravděpodobné, že kvůli tomu bude nutné se potýkat s problémy jako je výraznější rozstřík natavených částic a obecně vyšší výskyt různých dalších defektů. Pro vyřešení těchto problémů by mohl přispět remelting. Také je nutné brát v potaz, že vlivem použití větší energie může docházet k výraznějšímu odpařování legujících prvků rozebranému v kapitole 2.3.14, což může mít vliv na finální mechanické vlastnosti, avšak složení vyrobené oceli nebude v práci dále zkoumáno.

Co se týče ostatních hlavních procesních parametrů, ty bude potřeba navrhnout tak, aby vyrobené návary měly tvar těsně před přechodem do kritického keyhole režimu. Pro dané tloušťky vrstvy bude nutné navrhnout správnou kombinaci výkonu laseru, skenovací rychlosti a vzdálenosti drah. Tím bude dosaženo bezdefektní výroby a jedině tak bude možné pokračovat s mechanickými experimenty.

Kapitoly 2.3.6 a 2.3.10 se shodují v tom, že pro martenzitickou transformaci a deformační zpevnění je nejvhodnější natočení zrn do krystalografické roviny (1 1 1) vůči směru zatěžování. Toho lze u aditivní technologie SLM dosáhnout vytvořením textury pomocí vhodně zvolené skenovací strategie.

Co se týče tahových zkoušek, tak ze článků v kapitole 2.3.10 vyplývá, že je nejlepší, jsou-li vzorky vyráběny ve vodorovné poloze vůči stavební platformě. Tímto způsobem se nejvíce projeví vliv různých skenovacích strategií. Nakonec podle [29] z kapitoly 2.3.7 je pro martenzitickou přeměnu nejvhodnější malá rychlost deformace.

2.5 Mezera v poznání

Existují různé studie, které se zabývají vlivem tloušťky vrstvy na různé faktory výrobků technologie SLM jako je velikost návarů, relativní hustota nebo mechanické vlastnosti. Avšak většina těchto studií používá pro různé tloušťky vrstev konstantní hodnoty zbylých procesních parametrů, a tak dochází k závěru, že vyšší tloušťka vrstvy znamená nežádoucí efekt ve formě zvýšené porozity, protože dodaná energie laseru nestačí pro spečení většího objemu prášku. Veškeré mechanické zkoušky v těchto studiích jsou tímto faktorem znehodnocené a nelze z nich vyvozovat závěry týkající se právě vlivu různých mikrostruktur na mechanické vlastnosti.

Z rešerše je zřejmé, že různé tloušťky vrstvy mají různé teplotní gradienty a různou velikost návarů. Ovšem zatím neexistuje mnoho konkrétních informací, jaký vliv má větší tloušťka vrstvy na velikost zrn u austenitických ocelí. Právě velikost zrn u austenitických ocelí se jeví jako zcela zásadní faktor pro dosažení různých mechanických vlastností, a to hlavně kvůli možné přeměně austenitu na martenzit vlivem plastické deformace neboli TRIP efektu.

Dalším způsobem, jak projev TRIP efektu podpořit, je využít skenovací strategie tak, aby docházelo ke vzniku preferované krystalografické orientace (1 1 1) vůči směru zatěžování.

Výzkum vlivu větší tloušťky vrstvy spojené s vývojem konkrétních ostatních procesních parametrů pro danou tloušťku za účelem dosažení dostatečně kvalitního výrobku pro provedení relevantních mechanických zkoušek se proto jeví jako bílé místo. Tyto mechanické zkoušky spolu s metalografickými analýzami, jako je měření velikosti zrn a měření obsahu jednotlivých fází před a po zkoušce, pomohou prokázat základní vztahy mezi tloušťkou vrstvy, větší velikosti zrn, respektive projevu TRIP efektu.

Ve vědeckých člancích také chybí jasné propojení mezi použitou skenovací strategií a projevem deformačního zpevnění, a to i přes to, že tento vztah má zřejmě důležitý význam.

Téma práce proto otevírá detailnější výzkum vlivu bezdefektní výroby s různými tloušťkami vrstev na deformační zpevnění a martenzitickou transformaci oceli 304L za podpory využití různých skenovacích strategií.

3 CÍL PRÁCE

Jedná se o základní výzkum, jehož cílem je stanovit vliv změn tloušťky vrstvy a směru skenování technologie SLM na deformační zpevnění oceli 304L.

Dílčí cíle

- Vyvinout procesní parametry pro objemová tělesa s tloušťkou vrstev 80 a 100 μm dosahující relativní hustoty nejméně 99,9 %.
- Analyzovat vztah mezi procesními parametry a velikostí zrn mikrostruktury
- Analyzovat deformační zpevnění a fázové přeměny mikrostruktur v souvislosti s tloušťkami vrstev 80 a 100 μm a různých skenovacích strategií.

3.1 Výzkumné otázky a hypotézy

3.1.1 Otázka č. 1

Jakým způsobem lze dosáhnout vysoké rel. hustoty s velkými tloušťkami vrstev?

Hypotéza k otázce č. 1

Je nutné správně nastavit působící energii tak, aby vyrobené návary měly tvar těsně před přechodem do kritického keyhole režimu. Potřebná energie poroste zároveň s tloušťkou vrstev.

3.1.2 Otázka č. 2

Jak se projeví větší tloušťka vrstev na mikrostruktuře a mechanických vlastnostech při zachování vysoké relativní hustoty a stejné geometrie výrobku?

Hypotéza č. 1 k otázce č. 2

Zvětšením tloušťky vrstvy bude kvůli zpomalení ochlazování dosaženo větších zrn. Díky tomu se více projeví deformační zpevnění materiálu.

Hypotéza č. 2 k otázce č. 2

V souvislosti s většími zrny bude mít na projev deformačního zpevnění vliv také řízené natočení zrn a tvorba textury pomocí různých skenovacích strategií. Rotace směru skenování po sobě následujících vrstev má vliv na natočení zrn v krystalografických rovinách. Při nastavení pouze jednoho směru skenování po celém objemu vzorku, tj. při vypnutí rotace, bude směr krystalografického natočení zrn téměř homogenní. V závislosti na nastavení daného směru budou nastávat největší rozdíly mechanických vlastností.

V případě, že směr skenování bude rovnoběžný s osou zatěžování při tahové zkoušce, budou zrna natočena do krystalografické roviny (0 0 1) vůči ose zatěžování. Tato orientace není pro deformační zpevnění vhodná, a tak bude mít materiál nízkou tažnost

V případě, že směr skenování bude kolmý na osu zatěžování, budou zrna natočena do krystalografické roviny (0 1 1). Tato orientace je vhodnější a tak lze očekávat lepší mechanické vlastnosti.

V případě, že směr skenování bude s osou zatěžování svírat úhel 35° , tzn. s rovinou kolmou na směr zatěžování svírat úhel 55° , budou zrna natočena do krystalografické roviny (1 1 1). Při této orientaci běžně dochází k nejvýraznější martenzitické transformaci a tak lze očekávat nejvyšší tažnost a nejvyšší modul pružnosti v tahu. Toto nastavení bylo zvoleno na základě výsledků souběžného výzkumu s jiným materiálem.

4 MATERIÁL A METODY

4.1 Metodika

Jádrem práce je adaptace výrobního procesu technologie SLM za účelem dosažení vyšší velikosti zrn, než je běžné u předchozích studií z kapitoly 2.3.8. Dle první hypotézy otázky č. 2 toho může být dosaženo zvětšením tloušťky vrstvy. Na Ústavu konstruování ve výzkumné laboratoři Odboru reverzního inženýrství a aditivních technologií jsou známe parametry pro tloušťku vrstev 50 μm . Tato tloušťka se běžně používá i v jiných studiích ([54–56]). Pro návrh nových hodnot je vhodné použít celočíselný násobek již optimalizované tloušťky vrstvy, vedoucí ke snadnému budoucímu zavedení vícero různých tlouštěk vrstvy v rámci jedné stavby. Z tohoto důvodu byla pro práci vybrána tloušťka vrstvy 100 μm . Použitím větší tloušťky vrstev lze zefektivnit výrobu, protože se sníží počet cyklů nanášení prášku.

Pro dosažení relevantních výsledků mechanických zkoušek je nutné eliminovat vznik pórů a jiných vad materiálu. Z toho důvodu je jedním z dílčích cílů dosáhnout přes 99,9 % relativní hustoty. Navrhování optimální kombinace zbylých procesních parametrů s tloušťkou vrstvy 100 μm pro dosažení takto vysoké relativní hustoty může být velmi náročné. Bude nutné použít vysoký výkon laseru, který s sebou přináší nevýhody jako například vznik nestabilních návarů a velký rozptyl prášku a natavených částic. Z těchto důvodů je možné, že za použité technologie nebude možné vyrobit optimální vzorky s tloušťkou vrstvy 100 μm a z toho důvodu proto bude v experimentech pracováno také s nižší tloušťkou, konkrétně s hodnotou 80 μm .

Obě hodnoty jsou velmi vzdálené od běžně používaných, a tak pro ně zatím neexistují konkrétní podklady pro vývoj zbylých hlavních parametrů výroby. Tomu byla věnována první fáze experimentů. Nejdříve bylo nutné nalézt správnou kombinaci výkonu laseru a skenovací rychlosti pomocí jednoduchých návarů neboli single tracků.

Dalším krokem bylo pro vybrané kombinace optimalizovat vzdálenost drah pro dosažení správného překrytí návarů a minimalizovat tak vznik nežádoucích defektů při výrobě objemových těles. Vyrobené vzorky proto byly hodnoceny podle jejich relativní hustoty. Návrh vzdálenosti drah probíhal za použití běžně užívané skenovací strategie s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev o 67 ° a 90 °. Následně byly navržené parametry použity i pro výrobu se konstantním směrem skenování.

Po optimalizaci procesních parametrů bylo zásadním krokem vyhodnocení velikosti zrn. Poté následovala výroba těles pro mechanické zkoušky a jejich testování. Pro použité skenovací strategie byla vyhodnocena mikrostruktura z pohledu velikosti zrn a jejich krystalografického natočení. Dále proběhla analýza a diskuze dosažených výsledků z tahových diagramů, včetně určení míry deformačního zpevnění a materiálových konstant Hollomonova modelu. Nakonec byly tyto výsledky podpořeny vyhodnocením obsahu martenzitu po tahové zkoušce jednotlivých těles. V rámci diskuze poté byla provedena fázová analýza mikrostruktury vybraných vzorků pro bližší pochopení charakteru dosažené martenzitické přeměny.

Na základě cíle a výzkumné otázky byl řešený výzkumný problém označen za relační, kdy byl hledán vztah mezi tloušťkou vrstvy a velikostí zrn mikrostruktury. Nedílnou součástí byl vývoj procesních parametrů pro velké tloušťky vrstvy, který byl proveden empirickou metodou pomocí experimentů.

4.2 Experimentální zařízení a přístrojové vybavení

4.2.1 Výrobní zařízení

Na výrobu všech vzorků byla použita 3D tiskárna SLM 280 HL od společnosti SLM Solutions AG (Lübeck, Německo) vybavena laserem YLR 700 WC o maximálním výkonu 700 W s vlnovou délkou 1 070 nm a maximální rychlostí skenování $10 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ od společnosti IPG Photonics (Oxford, Massachusetts, USA). Tiskárna funguje na principu selektivního laserového tavení (Selective Laser Melting). Pracovní prostor 3D tiskárny má rozměry $280 \times 280 \times 325 \text{ mm}$. Při menších stavbách byl pro ušetření použitého materiálu nasazen redukční rámeček a byla použita menší stavební platforma o velikosti $100 \times 100 \text{ mm}$. Teplota předehřevu platformy činila $100 \text{ }^\circ\text{C}$. K odvodu spalin vzniklých působením laseru a k zabránění oxidace byly použity venkovní filtry s inertní atmosférou argonu, kdy koncentrace kyslíku v průběhu stavby nepřesáhla hodnotu 0,2 %. Veškerá výrobní data byla připravena v softwaru Magics 24.01 (Materialise, Leuven, Belgie).

4.2.2 Metalografické výbrusy

V průběhu experimentů bylo využito metalografických výbrusů. Jedná se o základní metodou pro vyhodnocování vnitřní struktury materiálu a lze při nich dosáhnout velmi přesných výsledků. Nevýhodami je časová náročnost, destruktivní charakter a možnost analýzy pouze v jedné rovině vzorku.

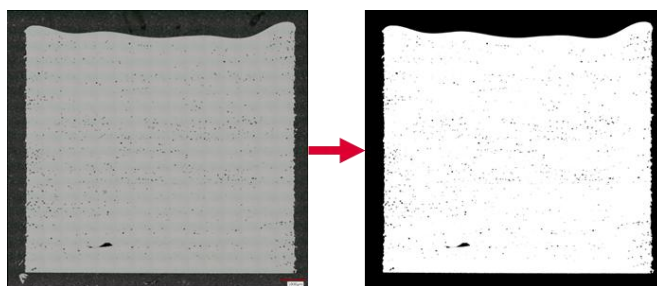
Po odstranění ze stavební platformy a očištění od usazeného prášku byly vzorky vždy pomocí zalévacího lisu PR4X (LECO Corporation, St. Joseph, Michigan, USA) zality do fenolické pryskyřice s dřevěným práškem se střední tvrdostí od společnosti ATM Qness GmbH (Mammelzen, Německo). Samotné metalografické výbrusy byly poté provedeny na brusce Saphir 250 A2-ECO (ATM Qness GmbH). Postupně byly použity brusné papíry s brusným materiálem SiC (ATM Qness GmbH) se zrnitostí P120, P320, P600, P1000, P2500 a P4000. Po vybroušení byly vzorky vyleštěny na leštícím syntetickém plátně Galaxy IOTA (ATM Qness GmbH) za použití polykrystalické diamantové suspenze se zrnitostí 3 a 1 μm a odpovídajícího alkoholového smáčedla (ATM Qness GmbH). Pro zvýraznění hranic zrn a návarů byly vzorky ve spolupráci s Ústavem materiálových věd a inženýrství následně leptány chlorovodíkovým leptadlem Marble (ES Laboratory, LLC, Glendora, Kalifornie, USA).

4.2.3 Pořizování snímků

Pro pořizování snímků byl použit digitální mikroskop Keyence VHX-6000 (Keyence, Osaka, Japonsko) vybaven objektivem Z250R. Tento mikroskop dokáže pořizovat plně zaostřené snímky ve 2D i ve 3D. Kvůli velkému množství vzorků jednoduchých návarů bylo pro pořizování snímků použito nejnižší zvětšení 250, kterým bylo možné získat dostatečně detailní snímky vícero návarů najednou. Pomocí softwaru mikroskopu poté byly měřeny základní rozměry návarů.

4.2.4 Vyhodnocování porozity

Pomocí skriptu v programu Matlab R2024b (The MathWorks, Inc., Portola Valley, USA) byla na snímcích pořízených mikroskopem Keyence vyhodnocena porozita. Nejdříve je originální snímek binarizován, následně jsou odstraněny všechny částice, které nejsou spojeny s hlavním povrchem vzorku a je odstraněn šum vzniklý leštěním a povrchovými nečistotami v podobě drobných shluků černých pixelů v binarizovaném snímku (Obr. 4-1). Poté jsou lokalizovány černé póry a na základě porovnání snímku s póry a snímku bez pórů je určena relativní hustota vzorku. Výhoda tohoto způsobu vyhodnocování spočívá v tom, že do výpočtu relativní hustoty nejsou mylně započítávány částice prášku a jiných nečistot uzavřeny ve vnitřních pórech tak jako u jiných metod.



Obr. 4-1 Proces binarizace snímků pro vyhodnocení porozity.

4.2.5 EBSD analýza

Ve spolupráci s Ústavem fyziky materiálů Akademie věd České republiky (Brno, Česká republika) byla provedena podrobná analýza mikrostruktur objemových vzorků pomocí skenovacího elektronového mikroskopu (SEM) TESCAN LYRA3 XMU od společnosti TESCAN ORSAY HOLDING, a. s. (Brno, Česká republika). Zařízení bylo navíc vybaveno detektorem Ultim Max100 EDS a detektorem zpětného rozptylu elektronů Symmetry (Oxford Instruments, Abingdon, Anglie).

Pomocí této analýzy byly určeny statistické charakteristiky velikosti zrn a také byly vytvořeny IPF mapy krystalografické orientace zrn.

4.2.6 Zkoušky mechanických vlastností

Zkoušky mechanických vlastností byly provedeny opět ve spolupráci s Ústavem fyziky materiálů Akademie věd České republiky, konkrétně na zařízení ZwickRoell Z250 (Zwick Roell Group, Ulm, Německo). Maximální silová kapacita stroje je do ± 250 kN. Tahové zkoušky byly provedeny dle normy ČSN EN ISO 6892-1 při teplotě 22 °C a rychlost zatěžování byla nastavena na $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Při výpočtu teoretické deformační rychlosti e_{L_0} pomocí rovnice:

$$e_{L_0} = \frac{v}{L_0} (\text{mm}^{-1}) \quad (11),$$

kde v je rychlost zatěžování ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1}$) a L_0 je zkoušená délka vzorku, dostáváme hodnotu $0,0005 \text{ s}^{-1}$, což je méně než nejnižší měřená hodnota v článku autorů Qin et al. [29] z kapitoly 2.3.7. Tak byl zamezen jakýkoliv negativní vliv rychlosti zatěžování na očekávané deformační zpevnění.

Veškerá data byla dále zpracována v programu Microsoft Excel (Microsoft Corporation, Redmond, USA)

4.2.7 Měření obsahu martenzitu

Martenzit byl měřen po tahové zkoušce pomocí feritoskopu Fischer FMP 30 (Helmut Fischer GmbH, Sindelfingen, Německo) na Ústavu fyziky materiálů Akademie věd České republiky. Měření obsahu martenzitu je založeno na principu magnetické indukce. Oproti austenitu je díky změně krystalové struktury martenzit feromagnetický.

4.2.8 Fázová analýza mikrostruktury

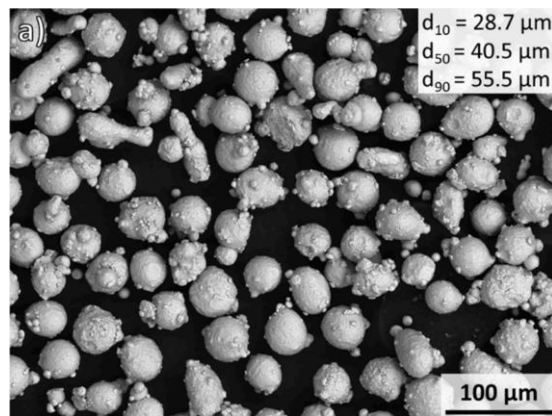
Na vybraných vzorcích proběhla také fázová analýza mikrostruktury. Po vytvoření metalografických výbrusů následovalo elektrolytické leštění, které bylo provedeno na zařízení Struers LectroPol-5 (Struers, Kodaň, Dánsko). Použitý elektrolyt obsahoval směs methanolu, 2-butoxyethanolu a kyseliny chloristé v objemovém poměru 10:6:1. Elektrolytické leštění probíhalo po dobu 40 sekund při napětí 35 V a teplotě elektrolytu 10 °C. Metalografické vzorky získané z deformovaných částí vybraných tahových zkušebních těles byly po elektrolytickém leštění naleptány barevným leptadlem Beraha, které je schopné barevně zvýraznit jednotlivá austenitická zrna a také veškerou martenzitickou fází. Pro jednoduchost byly pořízeny snímky ze světelné mikroskopie v monochromatickém režimu, neboť předmětem tohoto konkrétního pozorování bylo zmapovat množství a distribuci deformačně indukované martenzitické fáze.

4.3 Materiál a testovací podmínky

V práci byl použit plynem atomizovaný prášek austenitické nerezové oceli 304L SS (Obr. 4-2) (Sandvik Osprey Ltd., Neath, Velká Británie) s chemickým složením dle Tab. 3. Před začátkem každé stavby byla měřena relativní vlhkost prášku, hodnoty nepřesáhly 5 %. Atomizace proběhla v ochranné atmosféře dusíku. Výrobce udává velikost částic mezi 15 až 45 μm .

Tab. 3 Chemické složení použitého materiálu

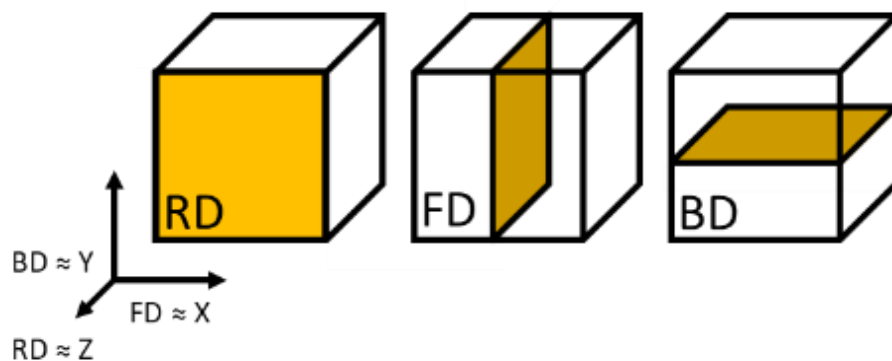
	Fe	C	Cr	Ni	N	Si	Mn	P	S
Hmot. %	Zbytek	0,02	18,70	8,30	0,14	0,73	1,50	0,02	0,006



Obr. 4-2 SEM mikrograf použitého materiálu s distribucí velikosti zrn prášku. [55]

4.4 Metody

Pro větší přehlednost při navrhování a vyhodnocování všech experimentů bylo použito etablované označení rozměrů souřadného systému, které ve své práci použil mimo jiné i Fábry [46]. Jsou definovány tři hlavní roviny, jejichž názvy odpovídají normálám hlavních směrů výroby vzorků. K názvům jednotlivých rovin je přiřazen směrový vektor odpovídající globální souřadnicové soustavě výrobního zařízení. Konkrétně se jedná o Recoating Direction RD (směr nanášení prášku) odpovídající směru Z, Flow Direction FD (směr proudění atmosféry) odpovídající směru X a Build Direction BD (směr stavby) odpovídající směru Y.

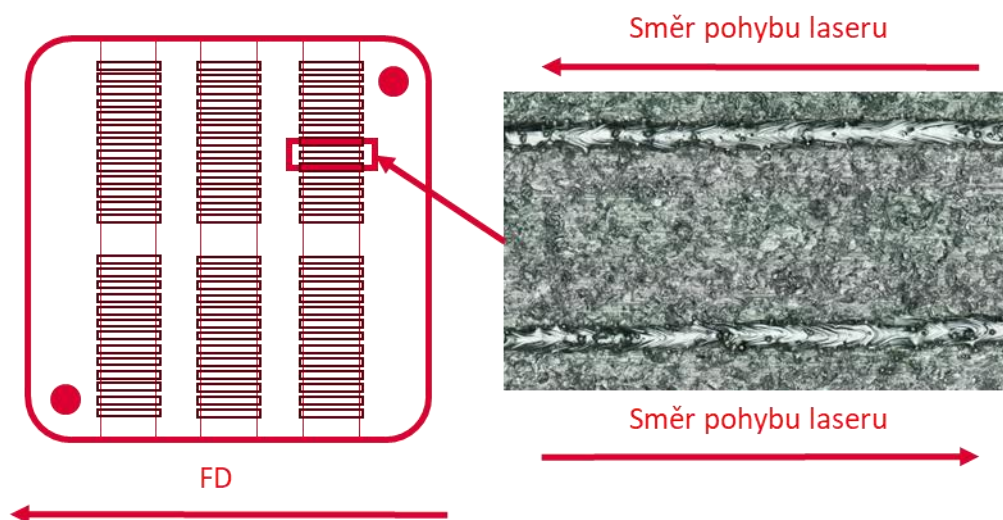


Obr. 4-3 Hlavní roviny vyrobených vzorků

4.4.1 Návrh skenovací rychlosti a výkonu laseru

Lineární energie E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$), neboli poměr výkonu laseru LP (W) a skenovací rychlosti LS ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$) byla navržena experimentální metodou pomocí samotných přímých návarů o výšce jedné vrstvy neboli single tracků.

Software Magics 24.01. neumožňuje nastavení výroby osamocených návarů, proto byly single tracky vyráběny pomocí kvádrů o rozměrech $15 \times 1 \times 0,1$ mm, u kterých bylo vypnuté vnitřní šrafování a byla tak skenována pouze obvodová textura vzorku. Tímto způsobem byly pro každou dvojici *LP* a *LS* vyrobeny dva podlouhlé single tracky. Při správném natočení vyráběných kvádrů tak bylo možné ověřit vliv proudící atmosféry vyrobením dvou single tracků se stejnými parametry. U prvního single tracku byl směr pohybu laseru totožný se směrem proudění atmosféry, u druhého byl směr opačný (viz Obr. 4-4).



Obr. 4-4 Rozložení single tracků na stavební platformě, směr pohybu laseru vůči směru proudění atmosféry.

První dva experimenty probíhaly na drobných, konvenčně vyrobených destičkách z oceli 304L, připevněných pomocí šroubů na malou hliníkovou platformu. Kvůli omezení výrobního stroje musela být vrstva vždy manuálně přesně nanášena pomocí zařízení z laboratoře Ústavu konstruování. Tato konfigurace umožňovala tisk až 90 dvojic single tracků na jedné platformě (viz Obr. 4-4).

V prvním experimentu byly pro obě tloušťky vrstev navrženy kombinace výkonu laseru a skenovací rychlosti v téměř celém rozmezí výrobního stroje. Bylo použito 85 kombinací *LS* a *LP* pro tloušťku vrstvy $80 \mu\text{m}$ a 73 kombinací *LS* a *LP* pro tloušťku vrstvy $100 \mu\text{m}$. Zbýlý prostor na platformách byl věnován jinému experimentu v rámci řešeného projektu. Jedná se o výchozí hodnoty provádějící celý postup práce. Použité kombinace jsou zobrazeny na Obr. 4-5 pro tloušťku vrstvy $80 \mu\text{m}$, respektive na Obr. 4-6 pro tloušťku vrstvy $100 \mu\text{m}$. Zvláštní pozornost byla věnována vysoké E_{lin} , proto byly testovány i velmi malé skenovací rychlosti *LS*.

Obr. 4-5 Rozložení vzorků s tloušťkou vrstvy 80 μm v prvním experimentu s odpovídající E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$)

LT 80 μm - 1	LP (W)											
	600	550	500	450	400	350	300	250	200	150	100	50
1600	0,38											
1400	0,43	0,39	0,36									
1200	0,5	0,46	0,42	0,38								
1000	0,6	0,55	0,5	0,45	0,4							
800	0,75	0,69	0,63	0,56	0,5	0,44	0,38					
600	1	0,92	0,83	0,75	0,67	0,58	0,5	0,42				
400	1,5	1,38	1,25	1,13	1	0,88	0,75	0,63	0,5	0,38		
200	3	2,75	2,5	2,25	2	1,75	1,5	1,25	1	0,75	0,5	
100	6	5,5	5	4,5	4	3,5	3	2,5	2	1,5	1	0,5
50	12	11	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1
25	24	22	20	18	16	14	12	10	8	6	4	2

Obr. 4-6 Rozložení vzorků s tloušťkou vrstvy 100 μm v prvním experimentu s odpovídající E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$)

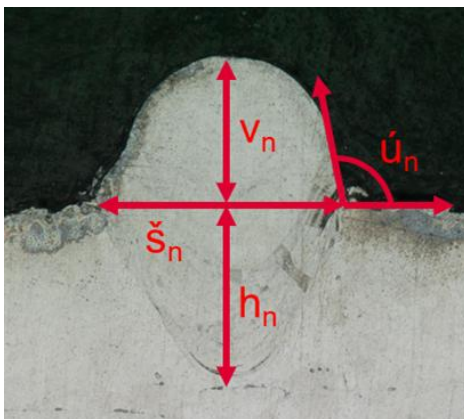
LT 100 μm - 1	LP (W)											
	600	550	500	450	400	350	300	250	200	150	100	50
1200	0,5	0,46										
1000	0,6	0,55	0,5									
800	0,75	0,69	0,63	0,56	0,5							
600	1	0,92	0,83	0,75	0,67	0,58	0,5					
400	1,5	1,38	1,25	1,13	1	0,88	0,75	0,63	0,5			
200	3	2,75	2,5	2,25	2	1,75	1,5	1,25	1	0,75	0,5	
100	6	5,5	5	4,5	4	3,5	3	2,5	2	1,5	1	0,5
50	12	11	10	9	8	7	6	5	4	3	2	1
25	24	22	20	18	16	14	12	10	8	6	4	2

Druhý experiment vycházel z výsledků prvního a sloužil k rozšíření zkoumaného pole, respektive ke snížení kroku vzorkování LP a LS pro dosažení přesnějších výsledků ve výhledových oblastech. Poslední ověřovací experiment s perspektivními kombinacemi LP a LS již probíhal na tištěném podkladu. Na malé ocelové platformě byly nejdříve vyrobeny destičky pomocí běžně používané sady procesních parametrů s tloušťkou vrstvy 50 μm . Při výrobě těchto destiček byl použit remelting pro připravení rovného povrchu pro výrobu single tracků (viz kapitola 2.3.13). Tento experiment byl navrhnut pro potvrzení navržených parametrů za vlivu rozdílu šíření tepla do tištěného podkladu, který více odpovídá výrobnímu procesu SLM.

Single tracky byly vyhodnocovány dvěma způsoby za použití digitálního mikroskopu. Při pohledu shora a při pohledu v řezu pomocí metalografického výbrusu. V každém single tracku byly změřeny jeho základní rozměry. Jedná se o výšku návaru, šířku návaru, hloubku návaru a kontaktní úhel návaru (viz Obr. 4-7). Jednotlivé vzorky byly binárně hodnoceny pomocí faktorů vycházejících ze článků [44, 45] z kapitoly 2.3.11:

- Při pohledu shora musí mít návar souvislý a jednotný tvar a také konstantní šířku. Nesmí být znatelné známky balling efektu.
- Při pohledu v řezu je určeno, zdali se jedná o keyhole režim, režim kondukce, nebo režim balling efektu.

- Hloubka návaru musí přibližně odpovídat jeho výšce, tj. při budoucí stavbě objemových vzorků musí dojít k provaření alespoň jedné předchozí vrstvy.
- Výška návaru by měla být přibližně polovinou šířky.
- Kontaktní úhel by měl být kolem 90°. Nižší úhel znamená, že dochází ke balling efektu, vyšší úhel vyžaduje výrazný překryv drah pro stavbu objemových vzorků.
- Poměr hloubky návaru k polovině jeho šířky by měl být mezi hodnotami 1 až 2,5. Je-li poměr větší, návar se dostává do kritického keyhole režimu.



Obr. 4-7 Základní rozměry single tracku v řezu, (v_n) výška návaru, (\check{s}_n) šířka návaru, (h_n) hloubka návaru, (\acute{u}_n) kontaktní úhel návaru.

4.4.2 Návrh vzdálenosti drah

Pro výrobu objemových vzorků je nutné optimalizovat tzv. objemovou energii VED z kapitoly 2.3.11:

$$VED = \frac{LP}{LS \cdot HD \cdot LT} \left(\frac{J}{\text{mm}^3} \right) \quad (8),$$

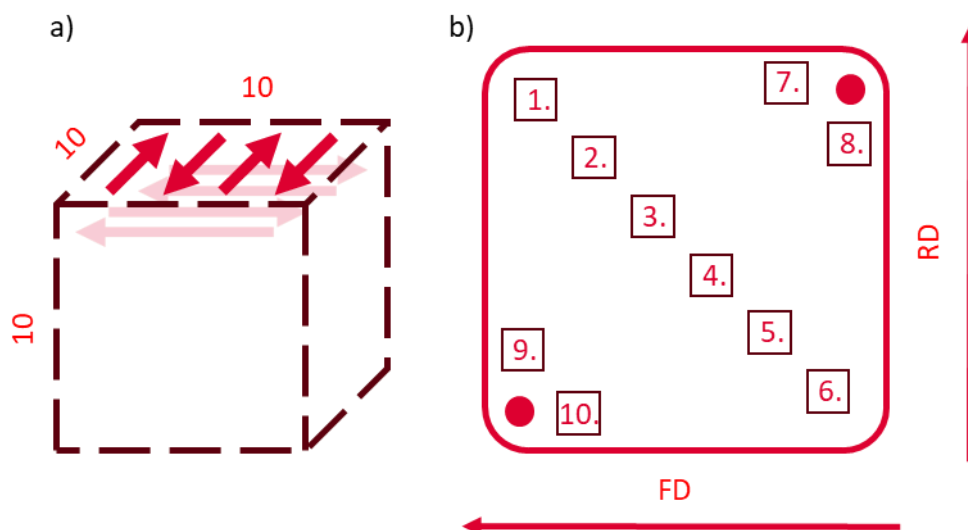
kde LP je výkon laseru (W), LS je skenovací rychlost ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$), HD je vzdálenost drah laseru (μm) a LT je tloušťka vrstvy (μm).

Hodnoty LP a LS vycházely ze single track experimentů, hodnota LT nabývá hodnot 80 nebo 100 μm , zbývalo tedy navrhnout vhodné hodnoty parametru vzdálenosti drah HD .

Na vzdálenosti drah závisí překryv sousedících návarů (OL). Běžně se používá hodnota překryvu mezi 40 až 50 % naměřené hodnoty šířky návaru (viz kapitola 2.3.11). V první sadě vzorků pro návrh vzdálenosti drah byly použity čtyři kombinace LS a LP pro tloušťku vrstvy 80 μm a pět kombinací pro 100 μm . Pro každou kombinaci byly navrženy různé vzdálenosti drah, odpovídající překryvu naměřených návarů přibližně 40, 45 a 50 %. Příloha 3 obsahuje podrobný rozpis použitých parametrů první sady vzorků.

Pomocí daných parametrů byly stavěny kostky o rozměrech $10 \times 10 \times 10$ mm. Vzorky byly stavěny pomocí upravené skenovací strategie meander, podobně jako v kapitole 2.3.10. Vnější a výplňová kontura byly deaktivovány, a tak stavba probíhala pouze za použití šrafování. Rotace směru skenování po sobě následujících vrstev pro první sadu vzorků byla nastavena na 67° .

Stavby probíhaly na malé ocelové stavební platformě, kde byly kostky diagonálně rozloženy s velkými mezerami tak, aby bylo co nejvíce zamezeno vlivu rozstříku natavených částic na ostatní kostky a také aby se nanášený prášek správně rozprostřel (viz Obr. 4-8 b)).



Obr. 4-8 a) Vyšrafovaný objemový vzorek, b) Rozprostření vzorků na malé stavební platformě.

Pro ověření vlivu rotace směru skenování po sobě následujících vrstev byly pro jednotlivé tloušťky vrstev vybrány perspektivní kombinace *LS*, *LP* a *HD* z první sady vzorků a byla navržena druhá sada s rotací směru skenování nastavenou na 90° tak, aby dráhy laseru vždy směřovaly rovnoběžně se stěnami krychle. Rozložení a geometrie vzorků zůstaly stejné. Příloha 3 obsahuje podrobný rozpis použitých parametrů i druhé sady vzorků.

Ve všech kostkách byla měřena relativní hustota pomocí metody metalurgických výbrusů za účelem dosažení hodnoty nad 99,9 %. V počátečních experimentech byly kladně hodnoceny všechny navržené procesní parametry, které dosáhly relativní hustoty nad 99,5 %. Ostatní kombinace byly označeny za nevhodné.

4.4.3 Návrh vzorků pro zkoušky mechanických vlastností

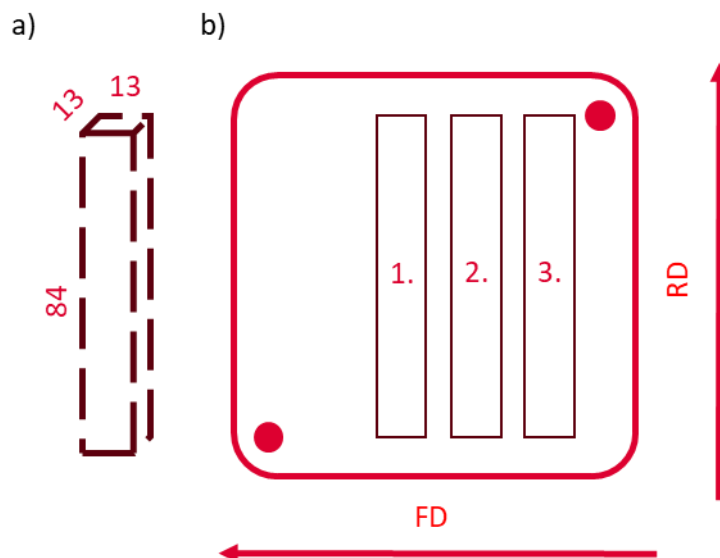
Návrh vzorků pro zkoušky mechanických vlastností probíhal na základě výsledků z předchozích experimentů. Pro obě testované tloušťky vrstvy 80 a 100 μm byly vybrány dvě konkrétní kombinace výkonu laseru, skenovací rychlosti a vzdálenosti drah. Pro porovnání byl vyroben také referenční vzorek s tloušťkou vrstvy 50 μm s ověřenými parametry odpovídající práci Šmída et al. [55] Výroba vzorků ve zmíněné práci probíhala na Ústavu konstruování.

Pro všechny tahové vzorky byl nejprve vyroben kvádrový polotovár o rozměrech 13 \times 13 \times 84 mm. Po odřezání ze stavební platformy byla z každého vzorku odřezána malá část o rozměrech přibližně 13 \times 13 \times 5 mm určena pro metalografickou analýzu, tj. vyhodnocení porozity a EBSD analýzu. Zbylá část polotovaru byla následně ve StrojLabu Ústavu konstruování obrobena do podoby testovacího vzorku dle normy DIN 50125 typ B (viz Obr. 4-9, Příloha 1 obsahuje technický výkres). Tímto způsobem do tahové zkoušky nevstupuje rozměrová nepřesnost, vysoká povrchová drsnost, praskliny a jiné vnější defekty vzniklé při výrobě.



Obr. 4-9 Tahový vzorek DIN 50125 typ B

Pro zamezení negativního vlivu rozstříku částic ve směru proudění atmosféry byly vzorky vyráběny maximálně po třech horizontálních vzorcích při jedné stavbě s rozložením dle Obr. 4-10 b). Následný směr osy zatěžování byl tak totožný se směrem RD.



Obr. 4-10 a) Rozměry polotovaru pro tahové vzorky, b) Rozložení horizontálních vzorků na stavební platformě

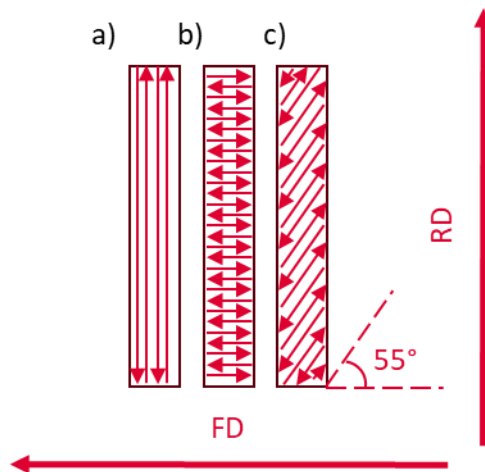
Nejdříve byla testována různá rotace směru skenování po sobě následujících vrstev. Na základě kapitoly 2.3.10 byla testována rotace 90° a 67° .

Pro možné zlepšení výsledků parametrů pro tloušťku vrstvy $100\ \mu\text{m}$ byl dále testován remelting (viz kapitola 2.3.12). Zde byl očekáván pozitivní vliv na míru porozity, protože remelting vyrovnává povrch pro nanášení následujících vrstev, což se po vyrobení první sady ukázalo jako rozhodující. Byly navrženy dvě sady parametrů remeltingu. V prvním případě se jednalo o stejné parametry jako u prvního skenu laseru, v druhém případě se parametry lišily dvojnásobnou vzdáleností drah.

Po drobných úpravách vycházejících z vyhodnocení výsledků z prvních experimentů byl navržen poslední experiment. Zde byla zamezena rotace směru skenování po sobě následujících vrstev. Pro obě tloušťky vrstev 80 a $100\ \mu\text{m}$ byly testovány tři varianty, bylo tedy vyrobeno 6 vzorků. První varianta s konstantním směrem skenování rovnoběžně s osou zatěžování při tahové zkoušce, tedy rovnoběžně se směrem RD (viz Obr. 4-11 a)). V této variantě byla očekávána výrazná intenzita natočení zrn do krystalografické roviny $(0\ 0\ 1)$ vůči rovině RD.

Druhá varianta s konstantním směrem skenování kolmo na osu zatěžování, tedy rovnoběžně se směrem FD (viz Obr. 4-11 b)). V této variantě byla očekávána výrazná intenzita natočení zrn do krystalografické roviny $(0\ 1\ 1)$ vůči rovině RD.

Třetí varianta s konstantním nakloněním směru skenování o 55° vůči rovině RD, ve které byla očekávána výrazná intenzita natočení zrn do krystalografické roviny $(1\ 1\ 1)$ vůči rovině RD (viz Obr. 4-11 c)).



Obr. 4-11 Schéma posledního experimentu

Všechny ostatní podmínky při průběhu jednotlivých experimentů byly konstantní, viz kapitoly 4.2.1 a 4.3 a to včetně rychlosti proudu atmosféry a minimálního času skenování. V práci tak bylo vyrobeno a testováno dohromady 15 vzorků pro tahové zkoušky se systematickým výběrem sledování různých faktorů, které mohou mít větší či menší vliv na porozitu, velikost zrn, mikrostrukturu a případně následnou deformačně indukovanou martenzitickou transformaci.

4.5 Testované predikce

Testovanou predikcí hypotézy k otázce č. 1 je, že pro zvýšení relativní hustoty vzorku s vyšší tloušťkou vrstev LT je nutné použít vyšší objemovou energii laseru VED . Minimální hodnota VED pro výrobu vzorků s rel. hustotou alespoň 99,9 % je přímo úměrná hodnotě LT . Vyrobením vzorků s kontrolovanými proměnnými v podobě různých tlouštěk vrstvy (konkrétně 50, 80 a 100 μm) a zbylých procesních parametrů, zajišťujících dostatečnou relativní hustotu materiálu, je ověřena závislá proměnná v podobě relativní hustoty materiálu.

Testovanou predikcí hypotézy č. 1 k otázce č. 2 je, že vlivem zvýšení tloušťky vrstvy se zvýší také velikost zrn, což bude mít za následek výraznější projev deformačního zpevnění. Pomocí analýzy mikrostruktury vybraných vzorků s různými LT bude ověřena závislá proměnná v podobě velikosti zrn. Dále pomocí mechanické zkoušky bude ověřena druhá závislá proměnná v podobě míry deformačního zpevnění.

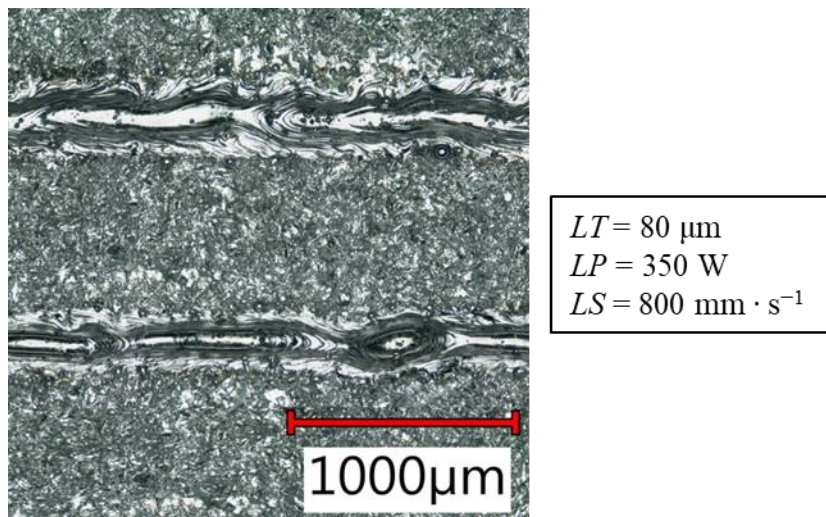
Testovanou predikcí hypotézy č. 2 k otázce č. 2 je, že použití různých skenovacích strategií v souvislosti s očekávanou zvýšenou velikostí zrn má kvůli vlivu na krystalografické natočení zrn velký dopad na projev deformačního zpevnění. Pomocí tahových zkoušek vzorků s běžně používanými hodnotami rotace směru skenování po sobě následujících vrstev a vzorků s krystalografickou orientací zrn řízenou pomocí výroby s konstantním směrem skenování bude dopad ověřen.

5 VÝSLEDKY

5.1 Single tracky

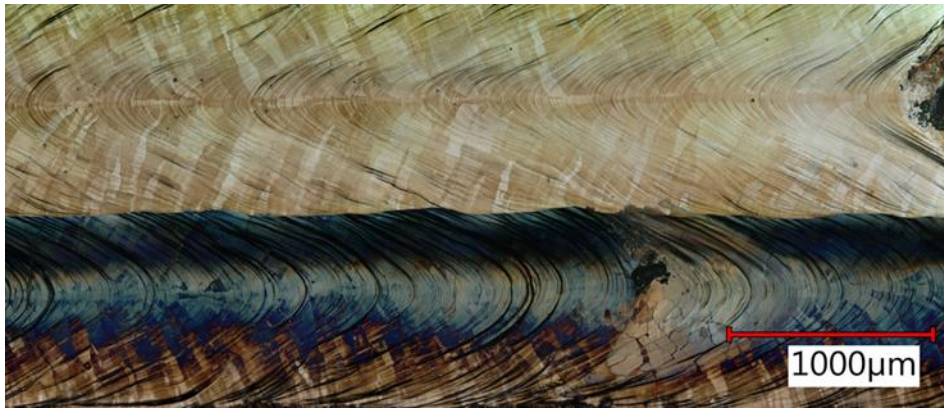
5.1.1 Hodnocení vnější geometrie návarů

Při pohledu shora na jednotlivé návary bylo možné hodnotit jejich stabilita a rovnoměrnost. U každé kombinace byla ze dvou vyrobených návarů určena průměrná šířka. V případě obou zkoumaných tloušťek vrstvy na stejné úrovni výkonu LP bylo pozorováno, že se zvyšující se rychlostí laseru LS postupně dochází k nestabilitě a nepravidelностям. V obou případech bylo při LS vyšší než $700 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ pozorováno značné zhoršení stability. Návary zde byly nepravidelné, docházelo ke vzniku balling efektu (viz Obr. 5-1).



Obr. 5-1 Balling efekt při rychlostech vyšších než $700 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

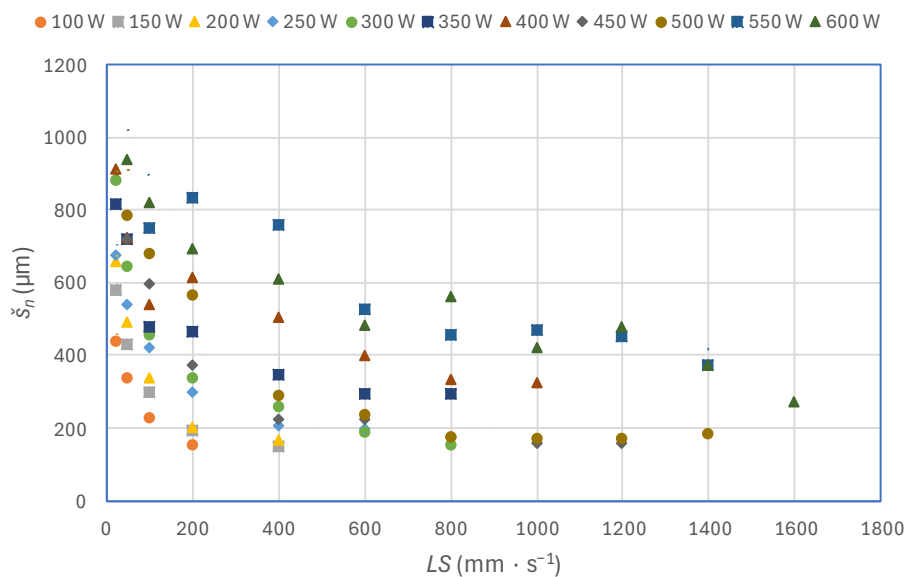
Naopak při velmi malé LS se při postupném zvětšování LP velmi zvětšovala také šířka návarů a ty tak začaly připomínat tupé svary. Kritické byly hodnoty LS pod $100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, které byly testovány v prvním experimentu. Na Obr. 5-2 můžeme vidět, že šířka návarů překonala $1000 \mu\text{m}$ a došlo k jejich překrytí. Vlivem vysoké působící energie už na samotných návarech docházelo k odpařování částic a popraskání povrchu. Zajímavostí je, že u extrémních návarů lze při pohledu shora pod mikroskopem bez naleptání nebo jiných úprav pozorovat jednotlivá zrna mikrostruktury (viz Obr. 5-2).



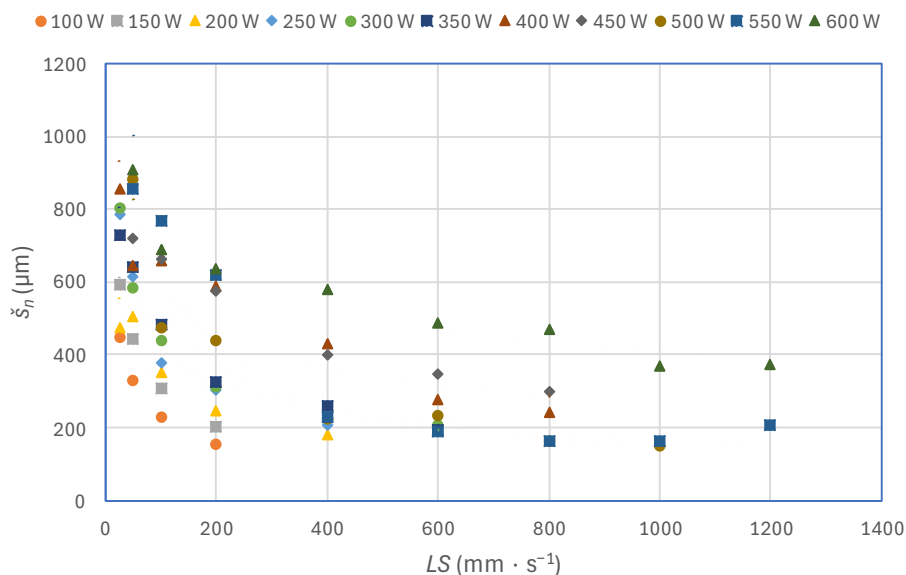
Obr. 5-2 Extrémní návary při LS menší než $100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

Díky vysokému objemu vyrobených kombinací bylo možné stanovit závislost parametrů na šířku návaru. Na Obr. 5-3 je zobrazena tato závislost pro LT $80 \text{ }\mu\text{m}$ a na Obr. 5-4 pro LT $100 \text{ }\mu\text{m}$. Vzdálenost jednotlivých návary při výrobě byla $1000 \text{ }\mu\text{m}$. Návary, jež dosáhly větší šířky nebylo kvůli jejich překryvu možné přesně změřit, a proto nebyly zahrnuty. Naměřené hodnoty byly proloženy mocninnými křivkami se spolehlivostí nad $0,9$.

Tloušťka vrstvy $80 \text{ }\mu\text{m}$ obecně dosahovala větších šířek. U stejných kombinací LP a LS byl průměrný rozdíl šířek $13,7 \%$. U obou tlouštěk platí, že při nízké LS začíná šířka návaru velmi rychle stoupat se zvětšujícím se výkonem.



Obr. 5-3 Vliv LP a LS na průměrnou šířku návaru \bar{s}_n pro LT $80 \text{ }\mu\text{m}$

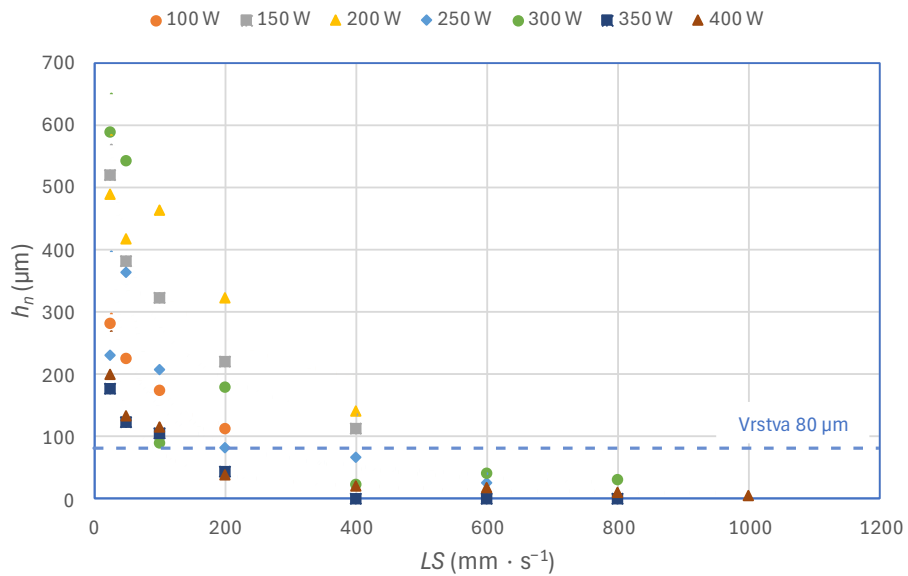


Obr. 5-4 Vliv LP a LS na průměrnou šířku návaru \bar{s}_n pro LT 100 μm

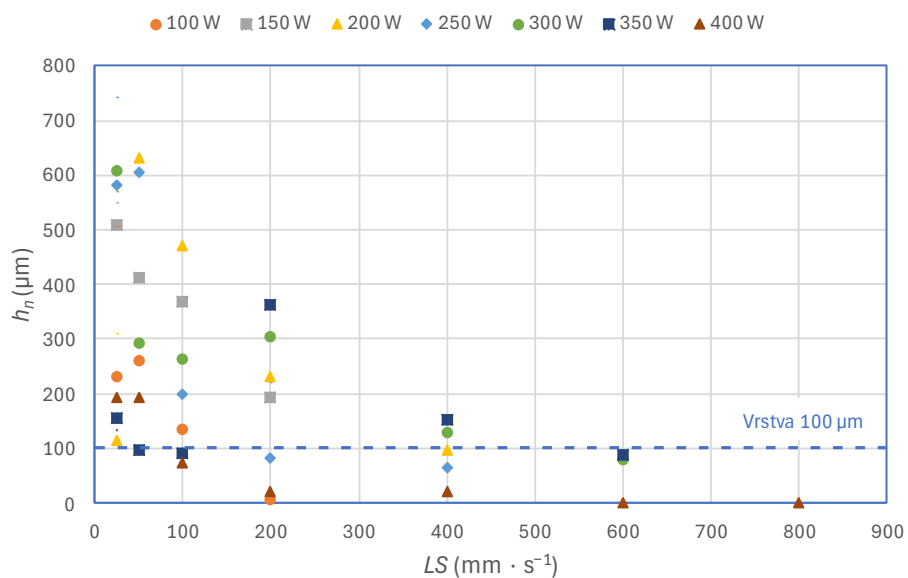
5.1.2 Hodnocení vnitřní geometrie návarů

Vnitřní geometrie návarů byla velmi různorodá. Při obou tloušťkách platí, že při LP nad 400 W začínají být návary velmi nestabilní. Při malých změnách LS nebo LP nad touto hodnotou docházelo k extrémním rozdílům tvaru návarů. Některé byly velmi plytké, ale široké. Některé naopak dosáhly extrémních hloubek. Nejvyšší dosažená hloubka návaru byla 1779 μm při procesních parametrech LT 80 μm , LP 450 W a LS 25 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$. Tato kombinace by tedy mohla protavit až 23 vrstev najednou a je tedy s praxí neslučitelná. Z těchto důvodů kombinace s LP nad 400 W nebyly ve vyhodnocování dále uvažovány.

Na Obr. 5-5, respektive Obr. 5-6 je zobrazeno vyhodnocení šířky návaru pro jednotlivé tloušťky ve stabilní oblasti výkonu mezi 100 až 400 W. V obou případech v tomto rozmezí dosahují návary největší šířky kolem 200 až 300 W, potom začíná šířka opět klesat. V obou případech platí, že při rychlosti 200 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a méně návary díky své hloubce mohou ovlivňovat dvě a více předchozích vrstev.

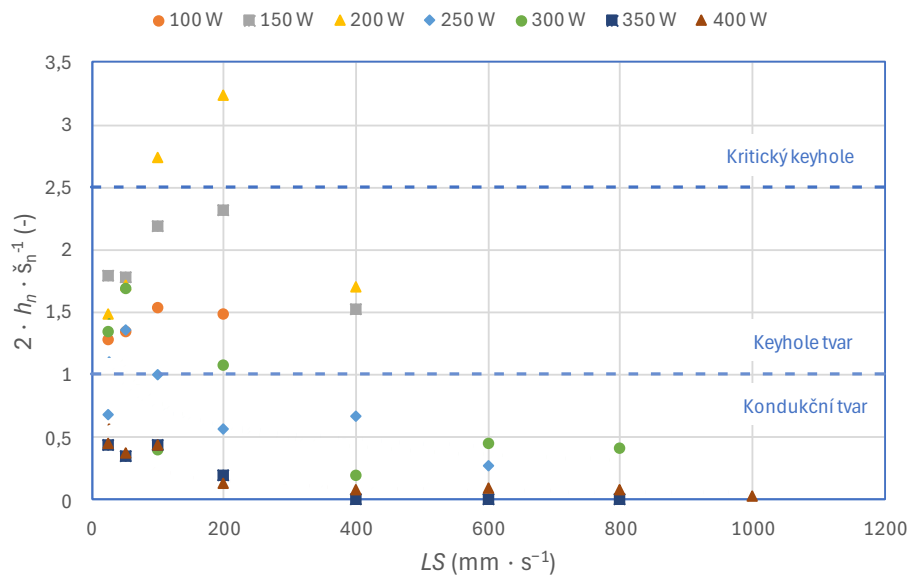


Obr. 5-5 Vliv LP a LS na průměrnou hloubku návaru h_n pro LT 80 μm

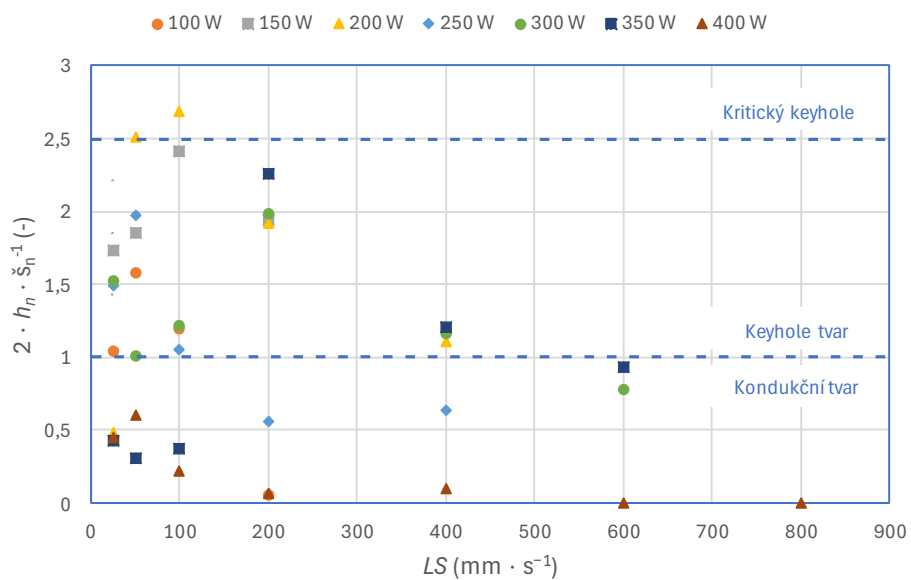


Obr. 5-6 Vliv LP a LS na průměrnou hloubku návaru h_n pro LT 100 μm

Byl hodnocen také tvar návarů podle kritéria od autorů King et al. [44] z kapitoly 2.3.11. Když je poměr hloubky návaru ku polovině jeho šířky větší než 1, je tvar označen jako přechodný keyhole. Při poměru větším než 2,5 se návar dostává do kritického keyhole režimu. Návary v tomto režimu byly hodnoceny jako nevhodné.



Obr. 5-7 Vliv LP a LS na tvar návaru pro LT 80 μm

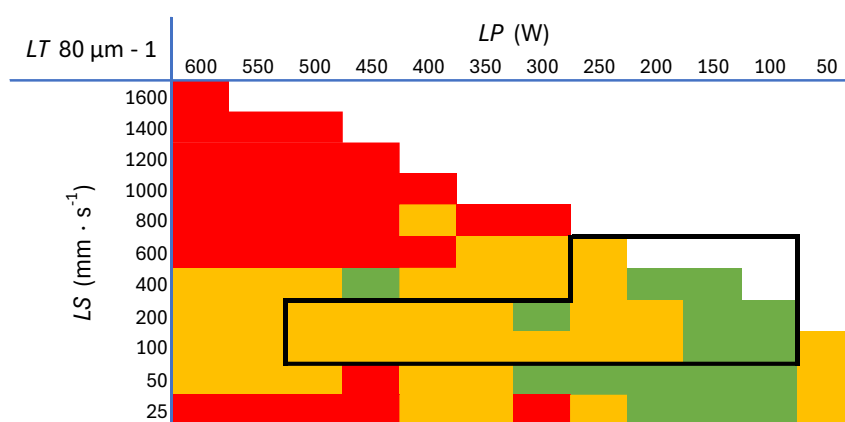


Obr. 5-8 Vliv LP a LS na tvar návaru pro LT 100 μm

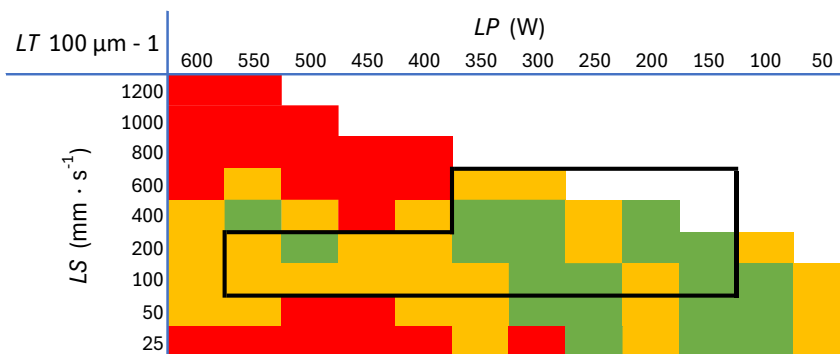
5.1.3 Experimenty

Pro obě tloušťky vrstvy byly postupně provedeny tři experimenty (viz kapitola 4.4.1). Použité kombinace byly hodnoceny dle vnější stability a vnitřního tvaru návarů. Na Obr. 5-9, respektive Obr. 5-10 jsou zobrazeny mapy hodnocení prvního experimentu. Červeně jsou označeny návary, které při pohledu shora nejsou souvislé, nebo nemají konstantní šířku. U těchto návarů docházelo buď k balling efektu vlivem nízké E_{lin} , nebo naopak k extrémnímu protavení. Žlutě jsou označeny návary, které zvnějšku byly stabilní, ale nesplňovaly kritérium autorů King et al. [44]. Zeleně jsou označeny návary, které splňují obě podmínky. Z obrázků je zřejmé, že pro vyrobení těchto návarů s kladným hodnocením při tloušťce vrstvy 100 μm je potřeba větší výkon oproti tloušťce 80 μm .

V černém rámečku jsou označeny oblasti, které byly dále rozšířeny ve druhém experimentu.

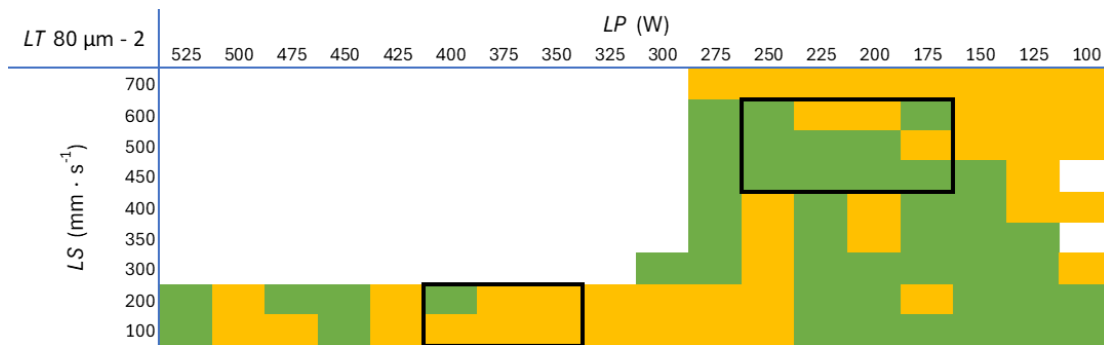


Obr. 5-9 Hodnocení prvního experimentu pro LT 80 μm

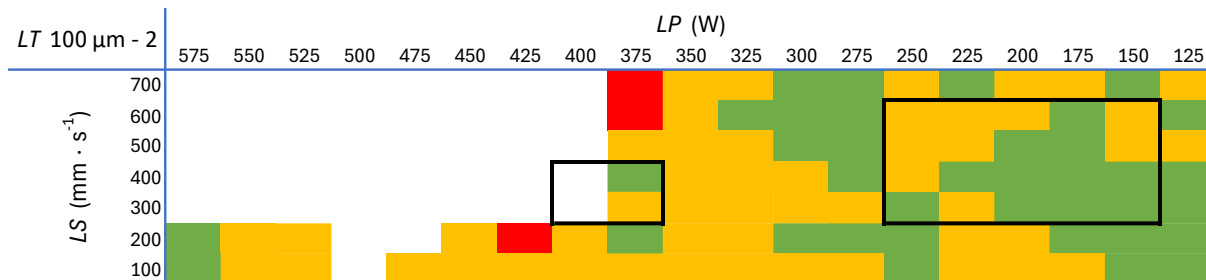


Obr. 5-10 Hodnocení prvního experimentu pro LT 100 μm

Na Obr. 5-11, respektive Obr. 5-12 jsou zobrazeny mapy hodnocení druhého experimentu, ve kterém byly rozšířeny perspektivní oblasti a byl snížen krok vzorkování rozmezí parametrů. Návary byly hodnoceny totožným způsobem jako v prvním experimentu. V černém rámečku jsou označena pole, která byla vybrána pro poslední ověřovací experiment, který již probíhal na tisknutých podložkách. Pro obě tloušťky vrstvy byla vybrána dvě relativně stabilní pole s rozdílnými hodnotami E_{lin} .

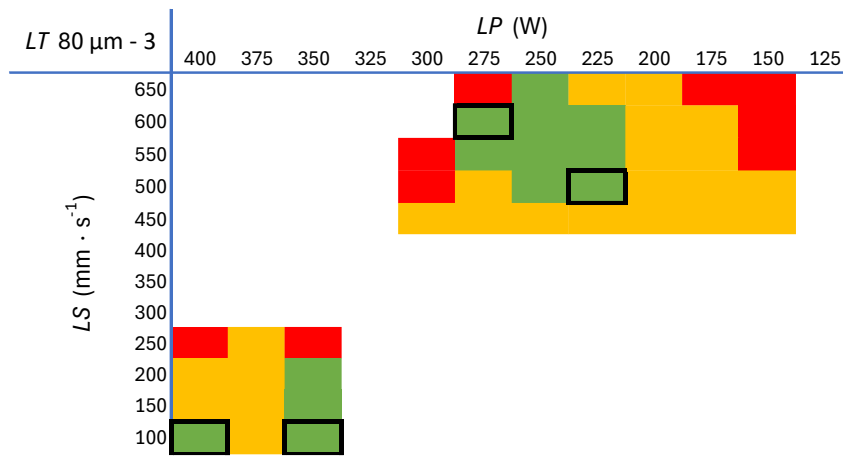


Obr. 5-11 Hodnocení druhého experimentu pro $LT\ 80\ \mu\text{m}$



Obr. 5-12 Hodnocení druhého experimentu pro $LT\ 100\ \mu\text{m}$

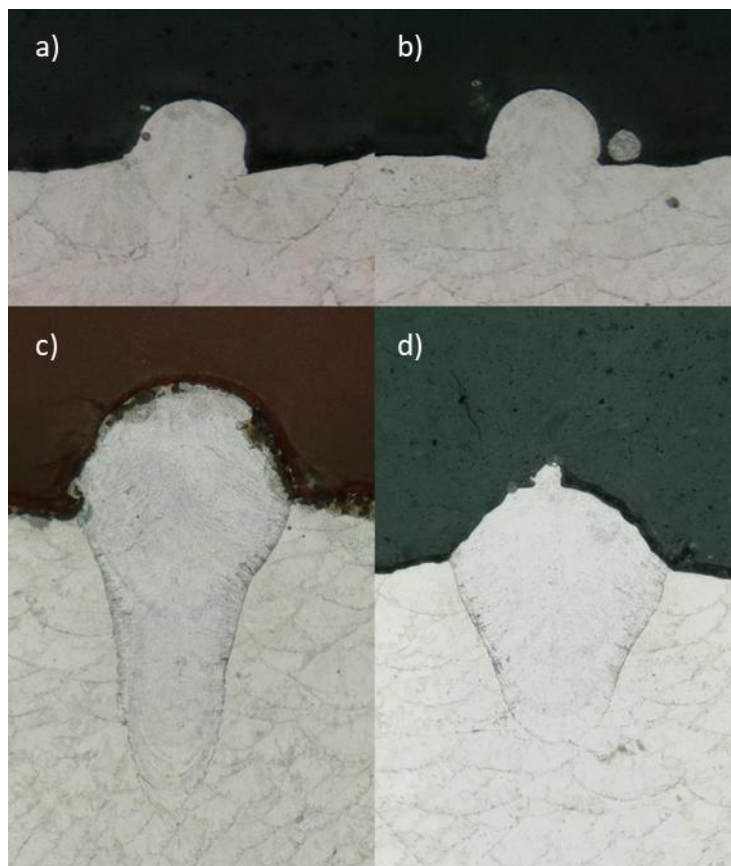
Na Obr. 5-13, respektive Obr. 5-14 jsou zobrazeny mapy hodnocení třetího ověřovacího experimentu, který byl svým provedením navržen tak, aby více odpovídal objemové výrobě. Způsob hodnocení zůstal stejný. Při porovnání s výsledky druhého experimentu ve stejných oblastech došlo k relativnímu zhoršení stavu návarů. V černých rámečcích jsou označeny kombinace, které budou dále využity pro návrh výroby objemových dílů. Tvar a základní rozměry návarů vybraných kombinací jsou uvedeny v Tab. 4, respektive Tab. 5. Uvedené rozměry odpovídají průměrné hodnotě dvou měřených návarů pro každou kombinaci.



Obr. 5-13 Hodnocení třetího experimentu pro $LT\ 80\ \mu\text{m}$

Tab. 4 Návary vybraných kombinací pro návrh výroby objemových dílů pro $LT\ 80\ \mu\text{m}$

$LT\ 80\ \mu\text{m}$	$LP\ (W)$	$LS\ (\text{mm/s})$	$E_{in}\ (\text{J/mm}^1)$	$h_n\ (\mu\text{m})$	$\check{s}_n\ (\mu\text{m})$	$v_n\ (\mu\text{m})$
a)	225	500	0,45	115	130	104
b)	275	600	0,46	101	151	121
c)	350	100	3,5	508	363	179
d)	400	100	4	334	378	113

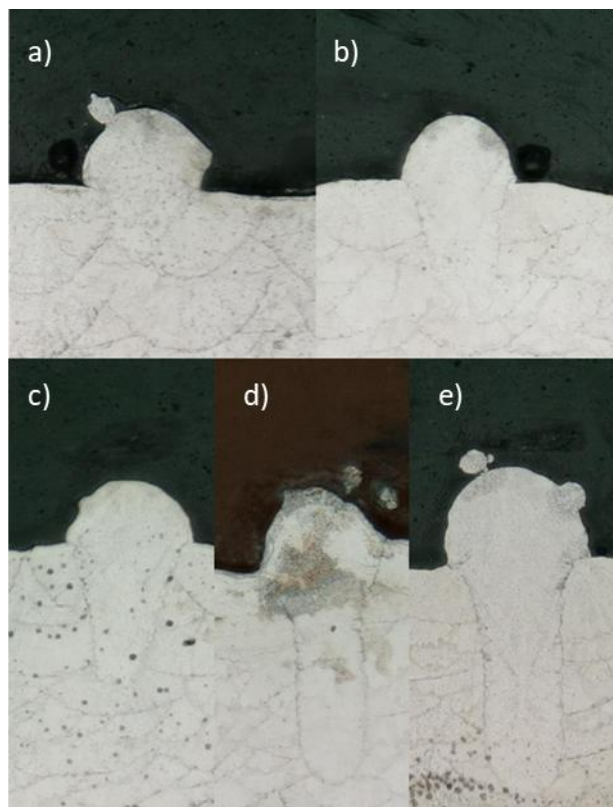




Obr. 5-14 Hodnocení třetího experimentu pro $LT\ 100\ \mu\text{m}$

Tab. 5 Návary vybraných kombinací pro návrh výroby objemových dílů pro $LT\ 100\ \mu\text{m}$

$LT\ 100\ \mu\text{m}$	$LP\ (\text{W})$	$LS\ (\text{mm/s})$	$E_{lin}\ (\text{J/mm}^2)$	$h_n\ (\mu\text{m})$	$\xi_n\ (\mu\text{m})$	$v_n\ (\mu\text{m})$
a)	150	300	0,5	62	145	80
b)	225	450	0,5	141	172	102
c)	250	300	0,83	199	162	100
d)	375	300	1,25	334	177	119
e)	400	300	1,33	468	199	146



5.1.4 Pokročilá analýza návarů

Pro vyhodnocení vlivu výkonu laseru (LP) a rychlosti skenování (LS) na hloubku a šířku jednotlivých návarů byla použita metoda Gaussian Process Regression (GPR). Jedná se o pokročilou metodu strojového učení, která se používá pro aproximaci nelineárních vztahů mezi vstupními a výstupními daty. Tato metoda byla zvolena pro svou schopnost modelovat složité nelineární vztahy mezi více proměnnými bez nutnosti explicitního určení funkčního tvaru závislosti, a navíc poskytuje nejen predikce hodnot, ale také kvantifikaci nejistoty těchto predikcí. Metoda je založena na předpokladu, že každá dvojice vstupních hodnot (LP , LS) má společné pravděpodobnostní rozdělení, které lze reprezentovat kovarianční maticí. Celá pokročilá analýza proběhla v programu Matlab R2024b. Příloha 2 obsahuje navržený Matlab skript.

Pro aproximaci hloubky a šířky single tracků byl použit model s jádrem typu squared exponential. Toto jádro bylo zvoleno pro svou schopnost modelovat hladké a spojité povrchy, což je v souladu s očekávaným chováním hloubky a šířky svarových stop a je definováno pomocí trénovacích bodů x_i a x_j následující kovarianční maticí $K(x_i, x_j)$:

$$K(x_i, x_j) = \sigma_f^2 \cdot \exp\left(-\frac{(LP_i - LP_j)^2 + (LS_i - LS_j)^2}{2 \cdot l^2}\right) \quad (12),$$

kde l je parametr Length Scale, σ_f^2 je parametr Signal Variance a LP_i a LS_i , respektive LP_j a LS_j jsou souřadnice jednotlivých bodů.

Parametry modelu, Length Scale a Signal Variance, byly automaticky optimalizovány během tréninku modelu pomocí bayesovské optimalizace. Tento postup umožňuje nalezení optimálních hodnot, které zajišťují přesnost modelu bez přetrénování. Optimalizace je řízena parametrem 'MaxObjectiveEvaluations', který byl v tomto případě nastaven na 50 iterací. Tyto parametry jsou klíčové pro správnou funkci modelu a jejich hodnoty lze použít pro přímý odhad hloubky a šířky single tracků bez nutnosti znovu trénovat model.

Po optimalizaci parametrů lze odhadovat rozměry návarů neznámých kombinací se souřadnicí „*“ pomocí kovariančního vektoru k_* :

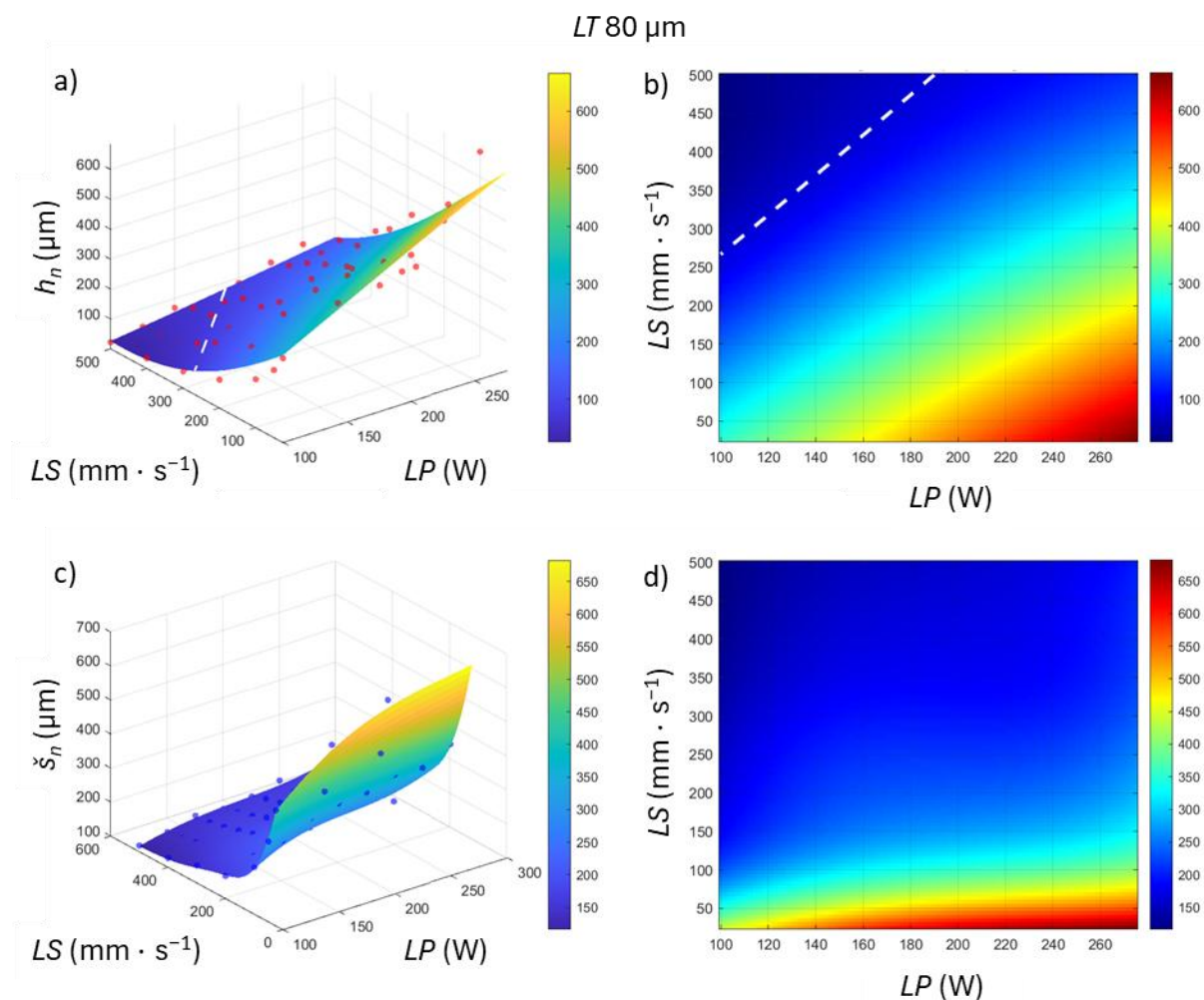
$$k_*(x_*) = \sigma_f^2 \cdot \exp\left(-\frac{(LP_* - LP_j)^2 + (LS_* - LS_j)^2}{2 \cdot l^2}\right) \quad (13),$$

Po dosažení lze tak například šířka návaru odhadnout jako:

$$\check{s}_n(x_*) = k_*^T \cdot K^{-1} \cdot \check{s}_n \quad (14),$$

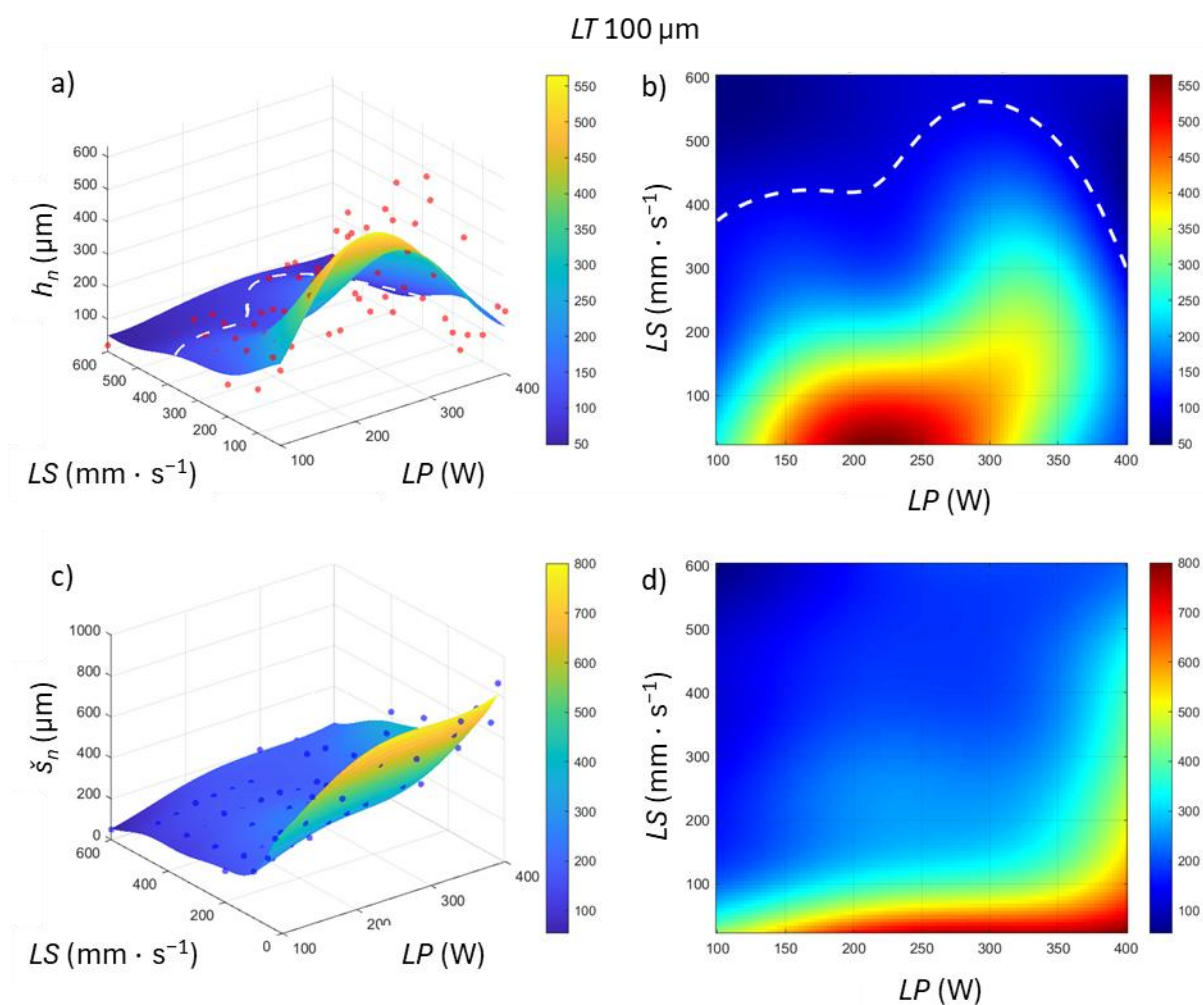
kde k_* je kovarianční vektor LP a LS odhadovaného návaru, K je kovarianční matice všech trénovacích bodů a \check{s}_n je vektor příslušných šířek návaru.

Tréninkové množiny pro hloubku a šířku byly vytvořeny ze stabilních oblastí dat prvního a druhého experimentu, výsledky duplicitních kombinací byly zprůměrovány. Modely byly následně použity k predikci hloubky a šířky v rozsahu hodnot LP a LS , přičemž výsledky jsou prezentovány ve formě 3D povrchových grafů a 2D barevných map (viz Obr. 5-15, respektive Obr. 5-16). Mapy hloubek byly doplněny o kontury pro lepší znázornění hloubky přesahující danou tloušťku vrstvy.



Obr. 5-15 Predikční mapy hloubky a šířky návarů pro tloušťku vrstvy $80\ \mu\text{m}$. a) 3D mapa hloubky, b) 2D mapa hloubky, c) 3D mapa šířky, d) 2D mapa šířky

Na mapách pro $LT\ 80\ \mu\text{m}$ lze pozorovat, že hloubka návarů v tomto rozmezí velmi rychle stoupá spolu s klesající LS a stoupající LP , což odpovídá zvětšující se lineární energii laseru E_{lin} . Pro provaření alespoň jedné předchozí vrstvy stačí relativně malá energie, naopak při vysoké působící energii lze provařit teoreticky až 10 i více vrstev. Šířka je více stabilní, pohybuje se většinou kolem hodnot 100 až 250 μm a začíná se zvětšovat až při velmi nízkých rychlostech, konkrétně pod hodnotou $150\ \text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ dochází k výraznému zlomu a šířka zde při zvyšujícím se výkonu dosahuje extrémních hodnot. To napovídá, že se u velmi malých rychlostí mění charakter proudění tepla v tavné lázni.



Obr. 5-16 Predikční mapy hloubky a šířky návarů pro tloušťku vrstvy 100 μm . a) 3D mapa hloubky, b) 2D mapa hloubky, c) 3D mapa šířky, d) 2D mapa šířky

Na mapách pro LT 100 μm lze pozorovat rozdíly oproti LT 80 μm . Závislost hloubky návarů na zvětšující se lineární energii laseru E_{lin} není zdaleka přímá. Po překonání určitého maxima při malých LS a LP kolem 150 až 300 W dohází ke snížení hloubky návarů. Po analýze závislosti šířky se zdá, že i zde se zásadně změnil charakter proudění tepla v tavných lázních. U vyšších rychlostí je charakter závislosti velmi podobný LT 80 μm .

V Tab. 6 jsou ukázány výstupní hodnoty parametrů Length Scale l a Signal Variance σ_f^2 jednotlivých modelů. Tyto hodnoty lze po vložení do programu a další optimalizaci použít pro odhadování rozměrů návarů neznámých kombinací LP a LS .

Tab. 6 Výstupní parametry Length Scale l a Signal Variance σ_f^2 jednotlivých modelů

<i>LT</i> 80 μm	l	σ_f^2	<i>LT</i> 100 μm	l	σ_f^2
Hloubka	470,0185	523,2031	Hloubka	0,7341	149,9424
Šířka	109,6923	291,7815	Šířka	175,1744	629,1868

Pro jednotlivé modely byly stanoveny rozptyly chyb pro 95% interval spolehlivosti. Hodnoty dolní meze intervalu *LCI* (Lower Confidence Interval) a horní meze intervalu *UCI* (Upper Confidence Interval) jednotlivých modelů jsou zobrazeny na Tab. 7. Výsledky analýzy intervalů spolehlivosti pro predikci hloubky a šířky single tracků obou testovaných tloušťek ukazují, že modely pro hloubku dosahují relativně širokého rozptylu chyb, zatímco modely pro šířku jsou výrazně přesnější. Konkrétně byl 95% interval spolehlivosti pro hloubku návaru tloušťky vrstvy 80 μm stanoven v rozsahu od 1,41 % do 306,22 %; což naznačuje, že odchylky predikcí mohou být velmi výrazné, zejména směrem k vyšším hodnotám. To může být způsobeno nelineárními efekty v procesu tavení prášků, které jsou modelem obtížněji zachytitelné. Naopak, 95% interval spolehlivosti pro šířku tloušťky vrstvy 80 μm má podstatně užší rozsah, konkrétně od 0,06 % do 7,24 %; což svědčí o výrazně stabilnějších a přesnějších predikcích. Tento rozdíl může být způsoben tím, že šířka svarových stop je méně citlivá na drobné změny v parametrech laserového procesu než hloubka, což modelu umožňuje lépe zachytit její variabilitu. Podobných výsledků dosahovaly i 95% intervaly spolehlivosti tloušťky vrstvy 100 μm .

Tab. 7 Analýza intervalů spolehlivosti

LT 80 μm	LCI	UCI	LT 100 μm	LCI	UCI
Hloubka	1,41 %	306,22 %	Hloubka	0,69 %	203,77 %
Šířka	0,06 %	7,24 %	Šířka	0,51 %	18,57 %

5.2 Objemové vzorky

Pomocí navržených kombinací a rotace směru skenování po sobě následujících vrstev 67° byly vyrobeny kostky s variací vzdálenosti drah *HD* podle překryvu návarů 40 až 50 % naměřené šířky návaru. U obou tloušťek vrstvy bylo použito několik sad s různými hodnotami E_{lin} (viz Tab. 4 a Tab. 5 z kapitoly 5.1.3). Použitá objemová energie *VED* se tak pohybovala mezi hodnotami 76,39 až 102,27 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ a 263,16 až 301,72 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ pro *LT* 80 μm a mezi hodnotami 55,56 až 83,33 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ a 104,17 až 178,57 $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ pro *LT* 100 μm . Příloha 3 obsahuje informace ke všem vyrobeným vzorkům.

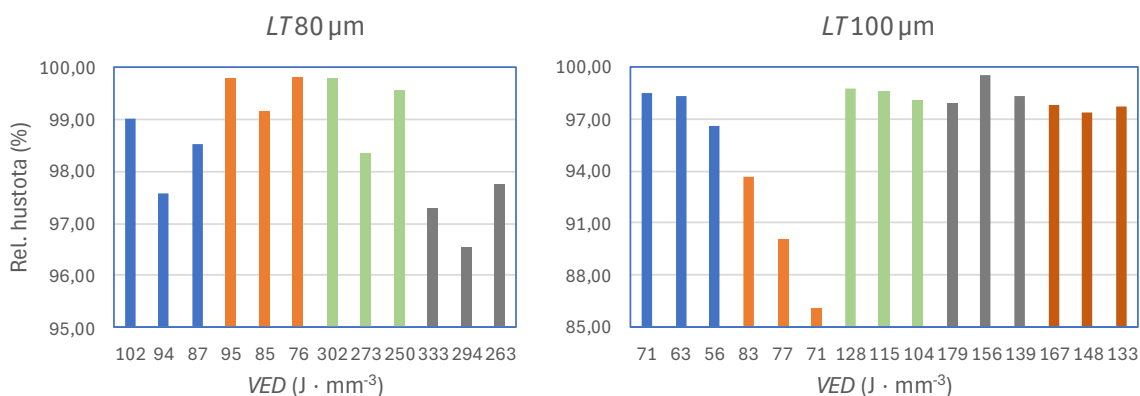
5.2.1 Tvarová přesnost vzorků

Při výrobě vzorků docházelo vlivem působení velké energie k deformaci vrstev v rovinách RD a FD. Vlivem rotace vrstev a způsobu skenování docházelo k akumulaci energie a tepla v rozích vzorků. V těchto místech tak vytvořená vrstva nestihla zchladnout a další prášek byl pravděpodobně nanesen na taveninu v polotuhém stavu. V průběhu nanášení dalších vrstev tak byl problém stále více signifikantní. Deformace vrstev vedla mimo jiné k poškození nanášecího břítu. Z tohoto důvodu se prášek špatně nanášel a vzorky měly velmi nízkou tvarovou přesnost. Pro obě LT byla kritická hodnota nad $100 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$, vzorky s odpovídající VED je možné vidět na Obr. 5-17 vepředu a vzadu.



Obr. 5-17 Vyrobené vzorky pro $LT 100 \mu\text{m}$

5.2.2 Relativní hustota při rotaci směru skenování 67°

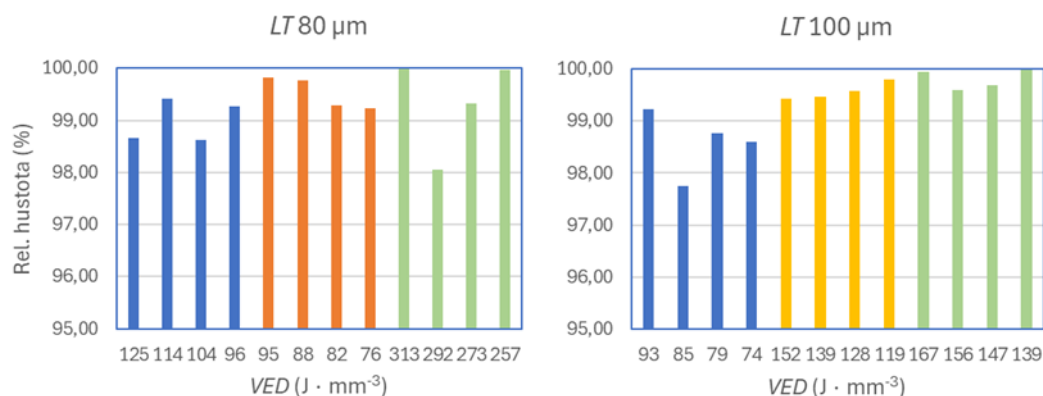


Obr. 5-18 Relativní hustota vzorků při rotaci směru skenování 67°

U $LT\ 80\ \mu\text{m}$ dosáhlo při řezu rovinou RD pět vzorků relativní hustotu nad 99 %. Nejnižší relativní hustoty dosáhly vzorky s největší VED . Dvě nejméně úspěšné sady byly vyrobeny s výrazně rozdílnými VED . Avšak kvůli náhlému skoku u relativní hustoty druhého vzorku ze třetí sady se zdá, že takto vysoká VED je méně stabilní. U $LT\ 100\ \mu\text{m}$ bylo dosaženo horších výsledků. U vzorků s VED nižší než $100\ \text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$ se začíná relativní hustota zhoršovat. U takto nízké VED nebyly sousedící návarů spojeny a docházelo tak ke vzniku výrazných „lack of fusion“ pórů. Nelze tedy potvrdit, jestli deformace vrstev z kapitoly 5.2.1 přímo koresponduje s výslednou relativní hustotou. Pouze jeden vzorek dosáhl rel. hustoty nad 99 %.

5.2.3 Relativní hustota při rotaci směru skenování 90°

Pomocí upravených perspektivních kombinací z minulé kapitoly byly navrženy vzorky s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90° , kdy jednotlivé dráhy laseru vždy směřovaly rovnoběžně se stěnami krychle. Bylo očekáváno, že toto provedení bude mít lepší výsledky, protože už nebude docházet k přehřívání rohů vzorků. Opět byly vyrobeny kostky s variací vzdálenosti drah HD podle překryvu návarů kolem 40 až 50 % naměřené šířky návaru. Příloha 3 obsahuje informace ke všem vyrobeným vzorkům.



Obr. 5-19 Relativní hustota vzorků při rotaci směru skenování 90°

K deformaci vrstev již nedocházelo a vzorky dosáhly lepších výsledků než u předchozího experimentu. U $LT\ 80\ \mu\text{m}$ dosáhlo devět vzorků z dvanácti rel. hustoty nad 99 %, z čehož dva dosáhly nad hodnotu 99,9 %. Při největší VED sice bylo dosaženo nejvyšší hodnoty rel. hustoty, avšak výsledky nejsou konzistentní. Při malých rozdílech ve vzdálenosti drah se výsledky porozity liší.

U $LT\ 100\ \mu\text{m}$ dosáhlo devět vzorků z dvanácti rel. hustoty nad 99 %, z čehož opět dva dosáhly nad hodnotu 99,9 %. Zde se zdají být velmi perspektivní kombinace v rozmezí VED mezi 119 až $167\ \text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$.

5.2.4 Velikost zrn

V Tab. 8 jsou vybrané vzorky objemových kostek, na kterých byly provedeny EBSD analýzy. Jedná se o dva vzorky s LT 80 μm a velmi rozdílnými VED a dva vzorky s LT 100 μm . Vzorky jsou dále označeny LE jako Low Energy a HE jako High Energy, toto označení je použito i v dalších kapitolách. Výsledky analýz byly porovnány také s mikrostrukturou referenčního vzorku s LT 50 μm . Detailní snímky v řezu rovinou RD jsou zobrazeny na Obr. 5-20, Tab. 9 dále obsahuje základní statistická data vybraných vzorků. Příloha 4 obsahuje snímky celých měřených ploch a také rozšiřující statistická data.

Tab. 8 Procesní parametry vybraných vzorků a referenčního vzorku při rotaci směru skenování 90°

Vzorek	LP (W)	LS (mm/s)	HD (μm)	VED (J/mm^3)	Rel. hustota (%)
LT 80 μm LE	275	600	75	76	99,84
LT 80 μm HE	350	100	170	257	99,97
LT 100 μm LE	250	300	70	119	99,80
LT 100 μm HE	375	300	90	139	99,97
LT 50 μm	235	790	120	50	99,96

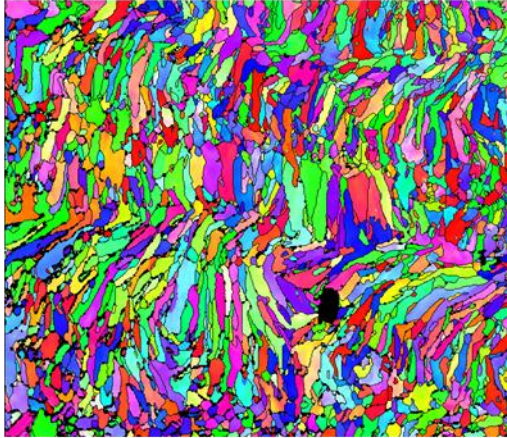
Tab. 9 Základní statistická data vybraných vzorků

Vzorek	Průměrná velikost zrna (μm)	Směrodatná odchylka (μm)
LT 80 μm LE	15,83	12,28
LT 80 μm HE	14,04	11,6
LT 100 μm LE	14,83	11,46
LT 100 μm HE	14,13	11,04
LT 50 μm	15,17	11,57

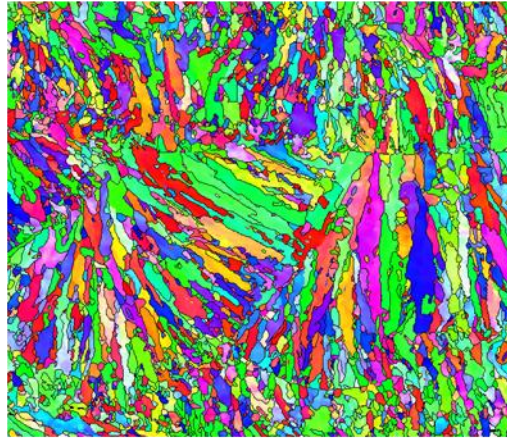
Průměrný počet měřených zrn pro všechny vzorky byl 14775. Oproti referenčnímu vzorku jsou změny velikosti nepatrné. Řádově jsou veškeré rozdíly zanedbatelné a jsou téměř na úrovni statistické chyby.

Samotný tvar a rozložení zrn v mikrostruktuře jednotlivých vzorků není určující, protože záleží na poloze daného řezu vzorkem vůči jednotlivým návarům ve vrstvách. Jeli řez proveden mezi dvěma překrytými sousedícími návary, zdá se být mikrostruktura více homogenní. Tak tomu je například u vzorku LT 50 μm . Jeli řez proveden prostředkem jednoho návaru, tvar zrn se v mikrostruktuře střídá po jednotlivých vrstvách z dlouhých protáhlých zrn v jedné vrstvě na malá rovnoosá zrna ve vrstvě druhé. Tak tomu je například u vzorku LT 80 μm HE.

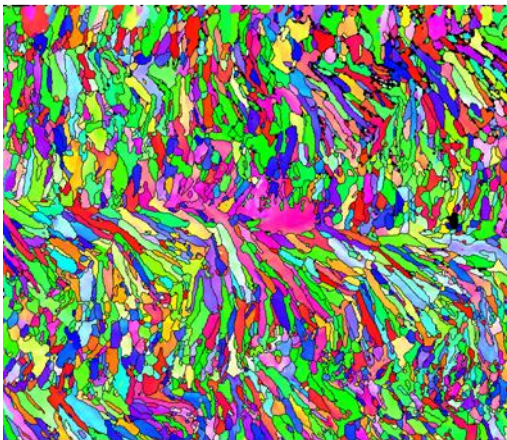
LT 80 μm LE Rotace 90°



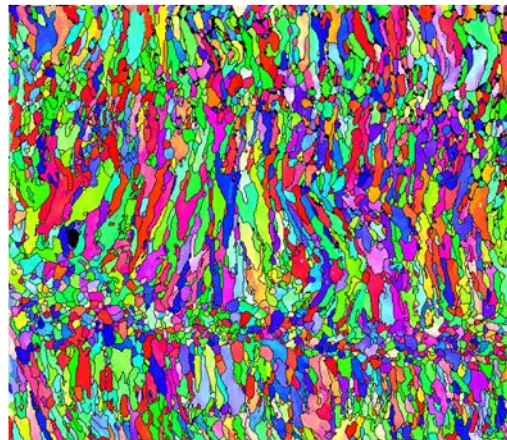
LT 80 μm HE Rotace 90°



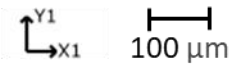
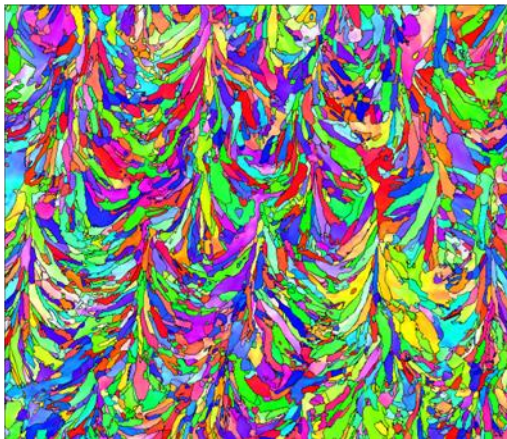
LT 100 μm LE Rotace 90°



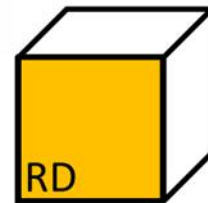
LT 100 μm HE Rotace 90°



LT 50 μm Rotace 90°



IPF Coloring || Y0
Iron fcc
001
101 111
Step Size: 1 μm



Obr. 5-20 Mikrostruktura vybraných vzorků

5.2.5 Tahové vzorky

Kombinace procesních parametrů z Tab. 8 byly použity také na výrobu polotovarů tahových vzorků s rotací směru skenování 90°, která se u objemových dílů nejdříve ukázala jako vhodnější. I zde byla měřena relativní hustota v řezu RD, výsledky jednotlivých měření jsou uvedeny v Tab. 10.

Tab. 10 První sada tahových vzorků

Vzorek	Rotace	LP (W)	LS (mm/s)	HD (μm)	VED (J/mm ³)	Rel. hustota (%)
LT 80 μm LE	90°	275	600	75	76	99,96
LT 80 μm HE	90°	350	100	170	257	98,75
LT 100 μm LE	90°	250	300	70	119	99,25
LT 100 μm HE	90°	375	300	90	139	98,45
LT 50 μm	90°	235	790	120	50	99,96

Při výrobě tahových polotovarů bylo nutné skenovat rozsáhlejší plochu v každé vrstvě, čímž byla prodloužena doba expozice laserem a tím i celkový čas potřebný k nanesení následné vrstvy prášku. Toto prodloužení vedlo k odlišnému tepelnému profilu během výroby, kdy došlo k nerovnoměrnému chlazení jednotlivých oblastí, což může ovlivnit dynamiku tuhnutí taveniny. Z tohoto důvodu došlo ke zhoršení výsledků relativní hustoty, a to zejména u vzorků s velkou VED.

Remelting

Zhoršení relativní hustoty vedlo k navržení experimentu, kde byl testován remelting, který by podle kapitoly 2.3.13 mohl přispět k vyrovnání porozity. Pro test byly vybrány procesní parametry LT 100 μm LE. Byly testovány dvě sady remelting parametrů, které vycházejí z původních parametrů a jsou zobrazeny na Tab. 11. Směr primárního skenu každé vrstvy byl rovnoběžný se směrem RD, směr remeltingu byl otočen o 90°. Důležitým prvkem remeltingu bylo rozostření laseru, které bylo nastaveno na běžně užívanou hodnotu -8 mm.

Tab. 11 Procesní parametry remeltingu

Vzorek	LP (W)	LS (mm/s)	HD (μm)	VED (J/mm ³)	Rozostření (mm)
Remelting 1	250	300	70	119	-8
Remelting 2	250	300	140	60	-8

Při porovnání s výsledkem původního vzorku *LT* 100 μm LE z Tab. 10 remelting přispěl k relativní hustotě v obou případech. Výsledky jsou uvedeny v Tab. 12, kde je uvedena také použitá *VED* při primárním skenu. Mezi relativní hustotou obou sad remeltingu téměř nebyl rozdíl, zdá se tedy, že kvůli vysokému rozostření laseru nemá různá vzdálenost drah remeltingu výrazný vliv.

Tab. 12 Výsledky vzorků s remeltingem

Vzorek	Remelting	Rotace	<i>VED</i> (J/mm ³)	Rel. hustota (%)
<i>LT</i> 100 μm LE	Remelting 1	90°	119	99,72
<i>LT</i> 100 μm LE	Remelting 2	90°	119	99,70

Rotace směru skenování o 67°

Dalším faktorem, který byl testován, byla opět rotace směru skenování po sobě následujících vrstev o 67°. Byly vyrobeny dva vzorky s *LT* 100 μm , jejich naměřená relativní hustota je uvedena v Tab. 13.

Tab. 13 Výsledky vzorků s rotací směru skenování 67°

Vzorek	Rotace	<i>LP</i> (W)	<i>LS</i> (mm/s)	<i>HD</i> (μm)	<i>VED</i> (J/mm ³)	Rel. hustota (%)
<i>LT</i> 100 μm LE	67°	250	300	70	119	99,67
<i>LT</i> 100 μm HE	67°	375	300	90	139	98,83

Při porovnání s výsledky původních vzorků *LT* 100 μm LE a *LT* 100 μm HE z Tab. 10 v obou případech došlo ke zlepšení, což může být způsobeno odlišnému tepelnému profilu oproti výrobě malých kostek. U výroby kvádrových polotovarů pro tahové vzorky totiž při rotaci 90° docházelo k přehřívání hran, které tak byly deformovány. Naopak při rotaci 67° byly vzorky od pohledu více pravidelné.

Řízení textury

Nakonec byly vyrobeny horizontální vzorky se zamezenou rotací směru skenování. Pro obě zkoumané tloušťky vrstvy byly navrženy tři varianty podle Obr. 4-11 z kapitoly 4.4.3. Varianty byly pojmenovány 90°, 0° a 55° podle natočení konstantního směru skenování vůči rovině RD. Pro tloušťku vrstvy 80 μm byla vybrána sada procesních parametrů *LT* 80 μm LE, která v minulých experimentech dosáhla vysoké relativní hustoty. Pro tloušťku vrstvy 100 μm byla vybrána sada procesních parametrů *LT* 100 μm LE s využitím remeltingu. Konkrétně byla použita sada Remelting 1, jejíž parametry přímo odpovídají primárnímu skenu (viz Tab. 11). Výsledky relativní hustoty jsou uvedeny v Tab. 14.

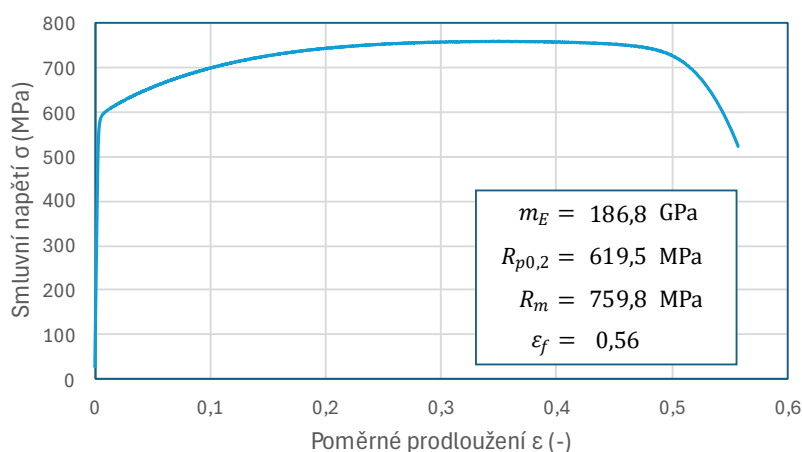
Tab. 14 Výsledky vzorků se zamezenou rotací směru skenování

Vzorek	Směr vůči rovině RD	Remelting	VED (J/mm ³)	Rel. hustota (%)
LT 100 μm LE	90°	Ano	119	99,44
LT 100 μm LE	0°	Ano	119	99,29
LT 100 μm LE	55°	Ano	119	99,50
LT 80 μm LE	90°	Ne	76	99,71
LT 80 μm LE	0°	Ne	76	99,97
LT 80 μm LE	55°	Ne	76	99,98

5.2.6 Mechanické vlastnosti

Všech 15 vyrobených polotovarů bylo následně obrobeno a byla provedena jejich tahová zkouška. U mnoha nebylo dosaženo dostatečně vysoké relativní hustoty anebo se v nich nacházely defekty, které pomocí metalografického výbrusu nebyly odhaleny. Defekty mají výrazný negativní vliv na mechanické vlastnosti, proto u osmi vzorků došlo k předčasnému porušení. Tím jsou jejich výsledky znehodnoceny.

Pro každý vzorek byla určena směrnice lineárně elastické části křivky, která přibližně odpovídá Youngovu modulu v tahu m_E , smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$; mez pevnosti R_m a poměrné prodloužení při přetržení ϵ_f (Při převedení na % odpovídá tažnosti). Na Obr. 5-21 lze vidět výsledný graf pro vzorek LT 50 μm, který dosáhl nejvyšších hodnot $R_{p0,2}$; R_m i ϵ_f .

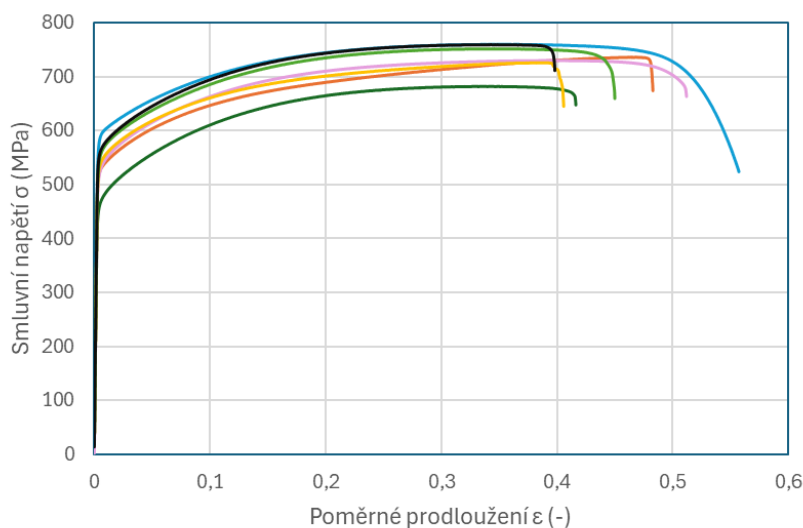


Obr. 5-21 Tahový diagram pro LT 50

Ostatní vzorky s většími LT dosáhly srovnatelných, avšak celkově nižších hodnot (viz Tab. 15 a Obr. 5-22). U vzorků s tloušťkou vrstvy 80 μm bylo dosaženo vyšších hodnot m_E a to v případě LE i HE.

Tab. 15 Výsledky mechanických zkoušek vzorků bez předčasného porušení

Vzorek	Rotace	Směr vůči rovině RD	Remelting	m_E (GPa)	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	ϵ_f (-)
● <i>LT</i> 50 μm	90°	-	Ne	186,8	619,5	759,8	0,56
● <i>LT</i> 80 μm HE	90°	-	Ne	193,7	561,5	735,9	0,48
● <i>LT</i> 100 μm HE	90°	-	Ne	172,6	508,7	681,8	0,42
● <i>LT</i> 100 μm HE	67°	-	Ne	183,3	570,9	729,9	0,51
● <i>LT</i> 100 μm LE	-	55°	Ano	185,9	577,1	725,7	0,41
● <i>LT</i> 80 μm LE	-	0°	Ne	191,3	595,6	751,5	0,45
● <i>LT</i> 80 μm LE	-	55°	Ne	192,6	600,8	759,1	0,40



Obr. 5-22 Srovnání tahových křivek vzorků bez předčasného porušení

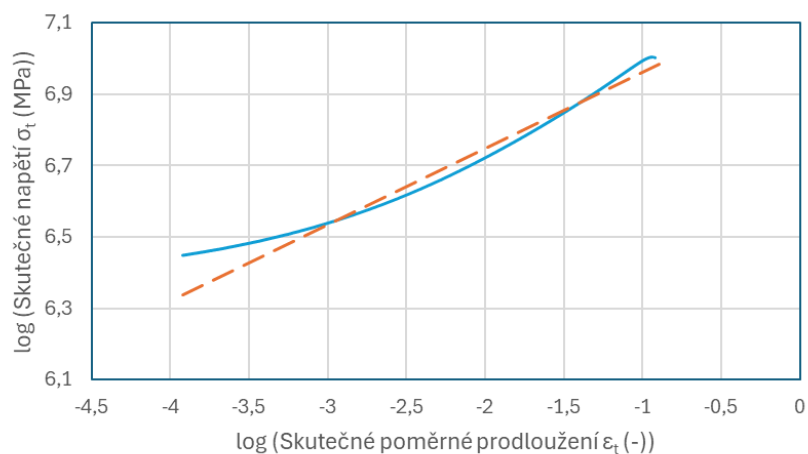
Deformační zpevnění

Pro určení konstant Hollomonova modelu bylo stanoveno skutečné napětí a skutečné prodloužení jako:

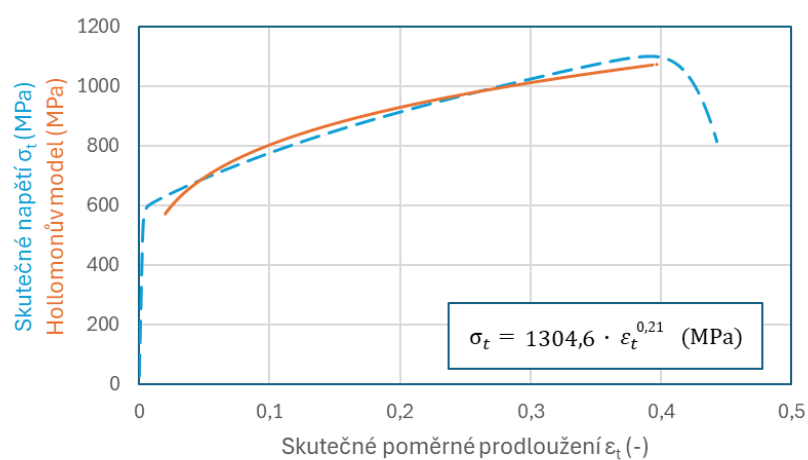
$$\epsilon_t = \ln(1 + \epsilon) \quad (15),$$

$$\sigma_t = \sigma \cdot (1 + \epsilon) \quad (16).$$

Po logaritmické transformaci hodnot byla určena lineární křivka závislosti s koeficientem determinace R^2 nad 0,99 (viz Obr. 5-23). Rovnice křivky nakonec byla zpátky transformována a tím byly určeny hodnoty K a n Hollomonova modelu (viz Obr. 5-24).



Obr. 5-23 Určení lineární křivky závislosti po logaritmické transformaci pro $LT\ 50\ \mu\text{m}$



Obr. 5-24 Srovnání Hollomonova modelu se stanoveným skutečným napětím pro $LT\ 50\ \mu\text{m}$

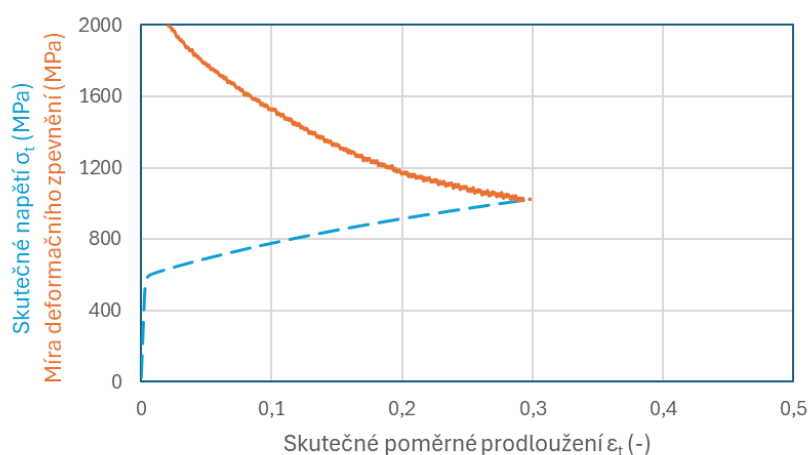
Tab. 16 ukazuje, že hodnoty koeficientů jsou u všech vzorků velmi podobné. Nejvyšší hodnotu koeficientu K má vzorek $LT\ 50\ \mu\text{m}$, což odpovídá jeho nejvyšší R_m . Hodnoty n , které určují deformační zpevnění jsou téměř konstantní.

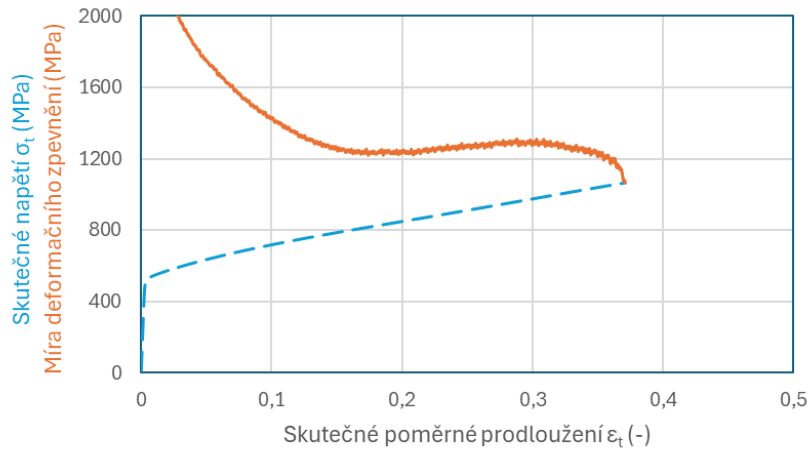
Tab. 16 Hodnoty koeficientů Hollomonova modelu

Vzorek	Rotace	Směr vůči rovině RD	Remelting	K	n
<i>LT</i> 50 μm	90°	-	Ne	1304,6	0,21
<i>LT</i> 80 μm HE	90°	-	Ne	1280,6	0,24
<i>LT</i> 100 μm HE	90°	-	Ne	1202,2	0,24
<i>LT</i> 100 μm HE	67°	-	Ne	1274,0	0,23
<i>LT</i> 100 μm LE	-	55°	Ano	1227,7	0,21
<i>LT</i> 80 μm LE	-	0°	Ne	1291,8	0,22
<i>LT</i> 80 μm LE	-	55°	Ne	1293,6	0,21

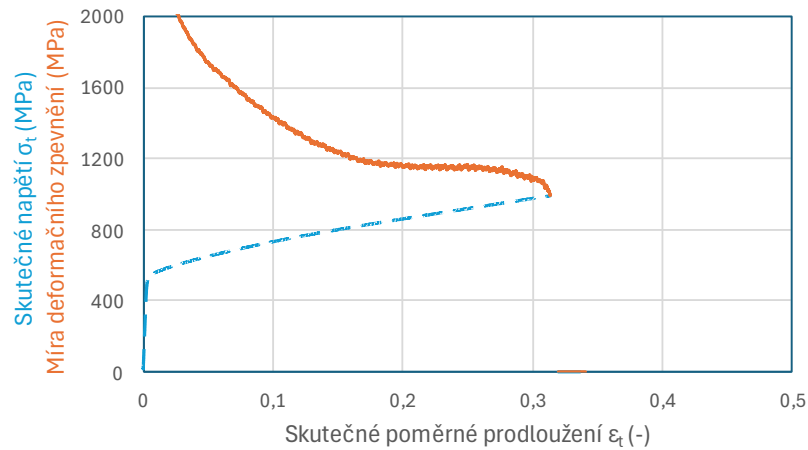
Druhým zvoleným parametrem pro analýzu plastické části křivky byla míra deformačního zpevnění. Ta byla určena pomocí (5) z kapitoly 2.3.4.

U referenčního vzorku *LT* 50 μm nebylo pozorováno žádné sekundární deformační zpevnění (viz Obr. 5-25). Nejvýraznější sekundární deformační zpevnění bylo dosaženo u vzorku *LT* 80 μm HE s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90° (viz Obr. 5-26). Mírné sekundární zpevnění bylo také detekováno u vzorku *LT* 100 μm LE s konstantním směrem skenování nakloněným o 55° vůči rovině RD (viz Obr. 5-27). U ostatních vzorků žádné sekundární zpevnění neproběhlo, jejich křivky vypadaly podobně jako u *LT* 50 μm .

Obr. 5-25 Míra deformačního zpevnění vzorku *LT* 50 μm



Obr. 5-26 Míra deformačního zpevnění vzorku LT 80 μm HE s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90°



Obr. 5-27 Míra deformačního zpevnění vzorku LT 100 μm LE s konstantním směrem skenování nakloněným o 55° vůči rovině RD

Příloha 5 obsahuje shrnutí veškerých dalších podkladů k mechanickým vlastnostem všech testovaných vzorků.

5.2.7 Fázové složení

Pomocí feritoskopu byl měřen obsah martenzitu po tahové zkoušce. Výsledky vzorků bez předčasného porušení jsou uvedeny v Tab. 17. Jedinými vzorky s větším obsahem jsou LT 80 μm HE s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90° a LT 100 μm LE s konstantním směrem skenování nakloněným o 55° vůči rovině RD a remeltingem což odpovídá i pozorovanému sekundárnímu zpevnění v Obr. 5-26 a Obr. 5-27 v předchozí kapitole. Zdá se tedy, že sekundární zpevnění opravdu způsobila martenzitická transformace. Vzorky, které byly přetrženy předčasně, obsahovaly po zkoušce pouze 0 až 3,5 % martenzitu.

Tab. 17 Obsah martenzitu jednotlivých vzorků

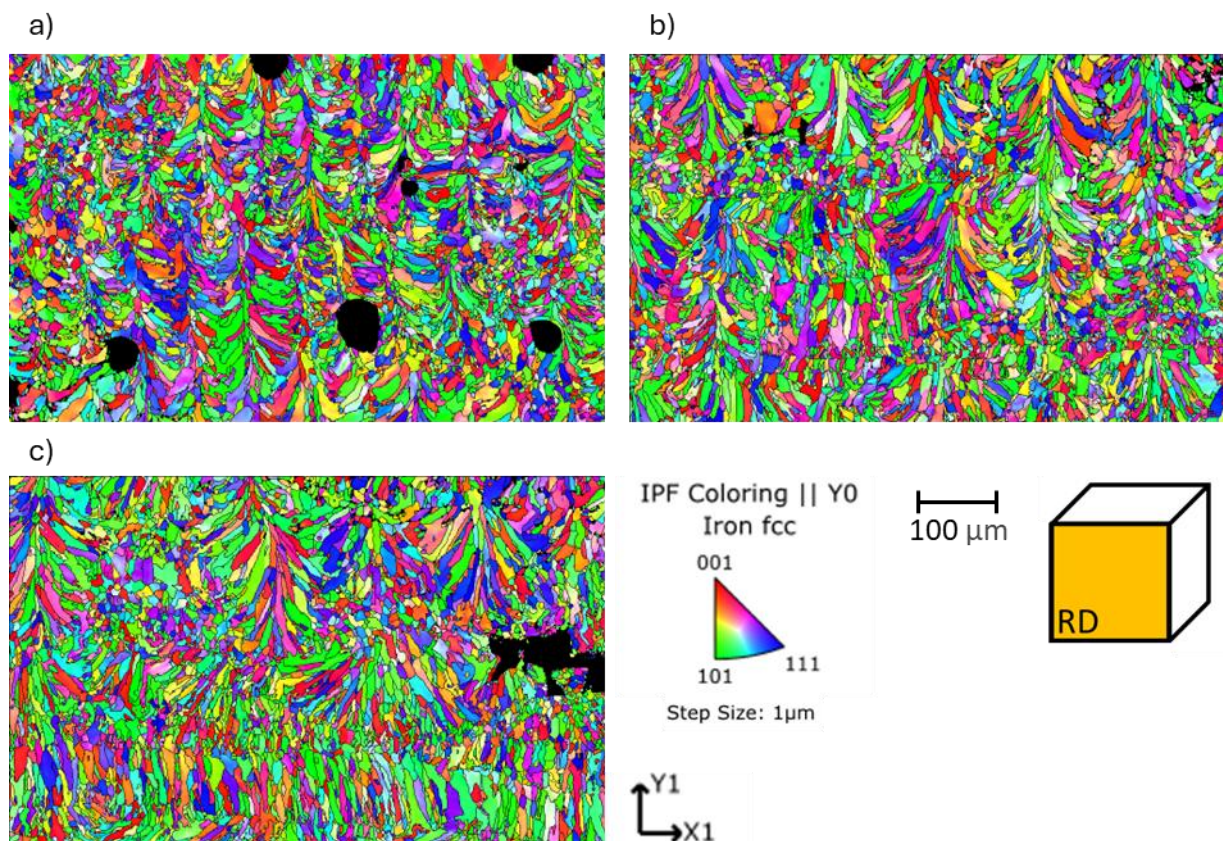
Vzorek	Rotace	Směr vůči rovině RD	Remelting	Obsah martenzitu
<i>LT</i> 50 μm	90°	-	Ne	8,4
<i>LT</i> 80 μm HE	90°	-	Ne	27,9
<i>LT</i> 100 μm HE	90°	-	Ne	5,5
<i>LT</i> 100 μm HE	67°	-	Ne	8,5
<i>LT</i> 100 μm LE	-	55°	Ano	15,0
<i>LT</i> 80 μm LE	-	0°	Ne	5,8
<i>LT</i> 80 μm LE	-	55°	Ne	5,3

5.2.8 Mikrostruktura vzorků s remeltingem

Remelting byl testován na vzorcích *LT* 100 μm LE. V Tab. 18 jsou zobrazeny procesní parametry primárního skenu. Sekundární sken Remeltingu 1 měl stejné parametry, u Remeltingu 2 byl použit dvojnásobek vzdálenosti drah laseru *HD*. Využití remeltingu nemělo žádný vliv na velikost, tvar či krystalografické natočení zrn (viz Obr. 5-28).

Tab. 18 Srovnání velikosti zrn vzorku bez remeltingu a s remeltingem

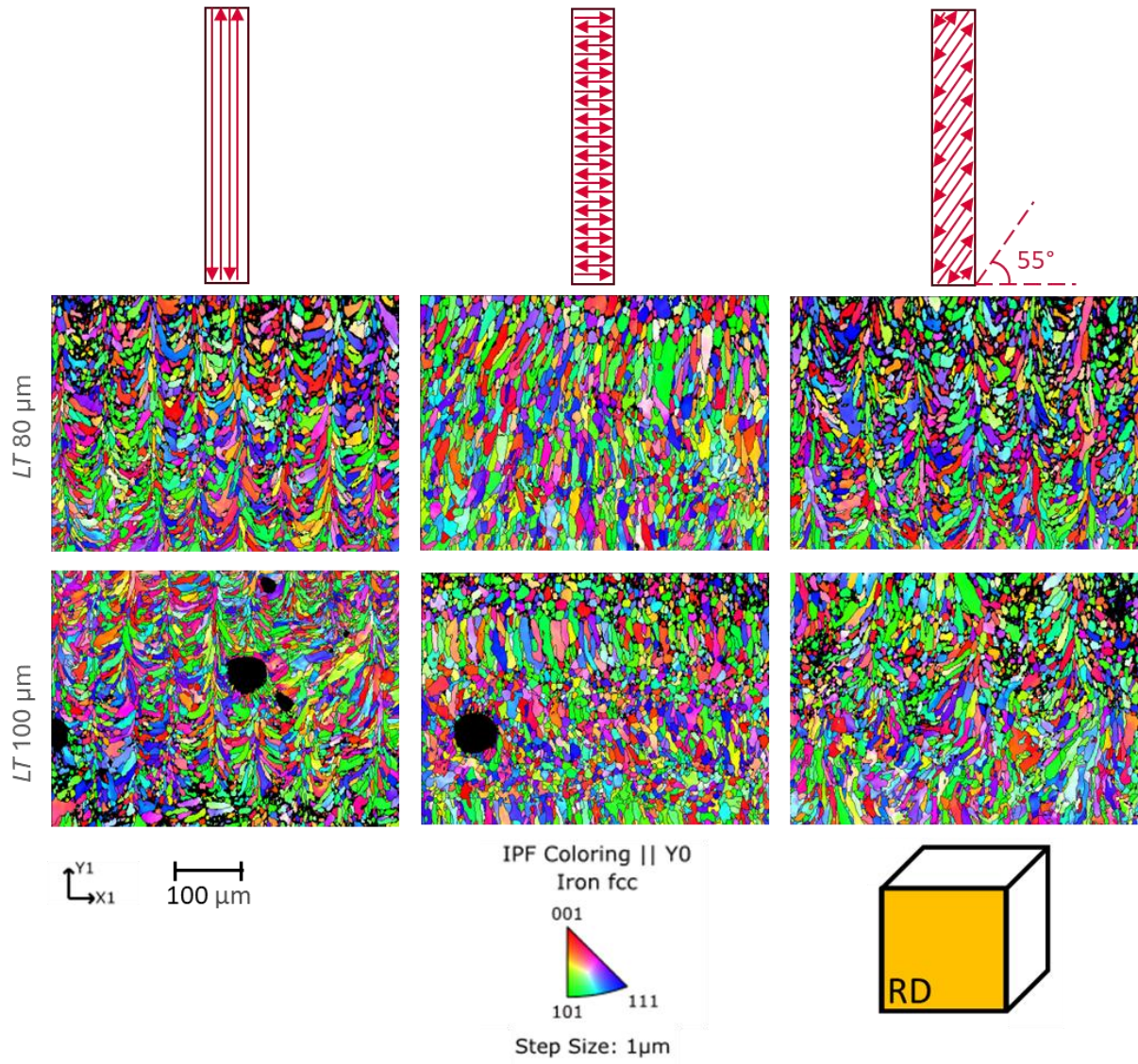
Vzorek	Rotace	Remelting	<i>LP</i> (W)	<i>LS</i> (mm/s)	<i>HD</i> (μm)	Průměrná velikost zrna (μm)
<i>LT</i> 100 μm LE	90°	Ne	250	300	70	14,86
<i>LT</i> 100 μm LE	90°	Remelting 1	250	300	70	14,85
<i>LT</i> 100 μm LE	90°	Remelting 2	250	300	70	14,93



Obr. 5-28 Srovnání mikrostruktur bez remeltingu a s remeltingem. a) LT 100 μm LE bez remeltingem, b) LT 100 μm LE s Remeltingem 1, c) LT 100 μm LE s Remeltingem 2

5.2.9 Textura tahových vzorků se zamezenou rotací

Poslední sada tahových vzorků byla vyráběna za účelem vytvoření textury s preferovanou orientací zrn. Na Obr. 5-29 jsou zobrazeny výsledné mikrostruktury. Trojce vzorků pro jednotlivé tloušťky vrstvy jsou vyrobeny stejnými parametry, jediným rozdílem je odlišné natočení směru konstantního směrování. Na snímcích tak můžeme rozeznat návary z různých pohledů v závislosti na konkrétním natočení. Ovšem k očekávanému vzniku krystalografické textury s dominantní intenzitou různých krystalografických natočení nedošlo. Obě trojce vzorků mají krystalografickou orientaci náhodnou, z toho důvodu je možné označit vliv zamezení rotace na mechanické vlastnosti materiálu 304L pro použité kombinace procesních parametrů za zanedbatelný.



Obr. 5-29 Mikrostruktura vzorků se zamezenou rotací

6 DISKUZE

6.1 Predikce rozměrů návarů

Návary byly analyzovány pomocí modelu strojového učení jako jednoho z možných nástrojů pro predikci rozměrů u zatím nezkoušených kombinací procesních parametrů. Byl navržen základní programový kód, který po optimalizaci a rozšíření může sloužit jako platforma pro další výzkum s odlišnými vstupními parametry nebo materiály. V našem případě je model pro predikci šířky spolehlivější než pro predikci hloubky, což je třeba zohlednit při interpretaci výsledků.

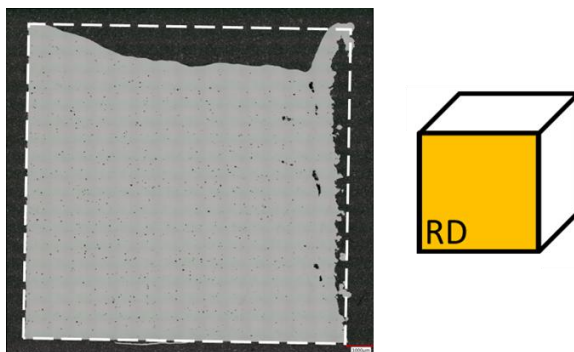
Hloubka návarů není přímo úměrná výkonu laseru. U LT 100 μm osahuje určitého maxima při 200 až 250 W a nízké rychlosti, poté se ovšem pravděpodobně změní kinetika natavování a tuhnutí prášku a hloubka se začne rapidně snižovat. Podobných výsledků dosáhla i práce autora Fábry [46], kde při použití materiálu X30Mn22 a tloušťky vrstvy 50 μm měla plocha závislosti h_n na LP a LS stejný tvar jako v této práci a největší hloubky bylo obdobně docíleno při výkonu laseru 250 W.

6.2 Výzvy výroby s velkou tloušťkou vrstev

I přes to, že v rámci práce proběhl podrobný vývoj jednotlivých procesních parametrů, nepodařilo se najít takové kombinace, které by umožňovaly výrobu s dostatečnou spolehlivostí, a proto je nutné navržené procesní parametry dále optimalizovat.

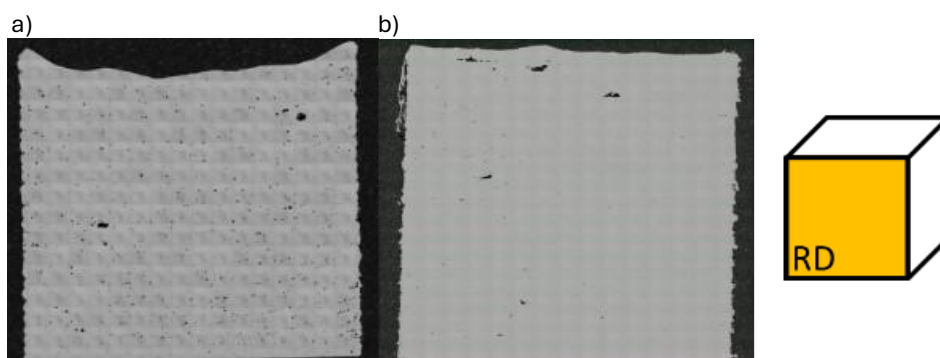
Jedním z klíčových úskalí výroby s velkou tloušťkou vrstev je vysoká citlivost na obsah skenované plochy vrstev. Při skenování větších ploch v jednotlivých vrstvách dochází k prodloužení expozice, čímž dochází k delším prodlevám mezi skenováními stejného místa na vzorku. Větší ochlazení vzorků mezi skenováními stejného místa dále tepelný profil procesu. Nerovnoměrné chlazení následně ovlivňuje tuhnutí taveniny a může přispívat ke zhoršení relativní hustoty, zvláště u vzorků s vysokou VED . Tímto vlivem dochází v rámci geometrie výrobků k přehřívání kritických oblastí. Jisté zlepšení může přinést změna skenovací strategie, avšak nepodařilo se najít univerzální řešení. Při výrobě malých kostek se zdála být lepší rotace směru skenování po sobě následujících vrstev 90° , avšak při výrobě větších tahových polotovarů při této rotaci naopak docházelo k přehřívání hran kvádrů a byla lepší rotace směru skenování 67° .

Nejvíce se faktor přehřívání projevil u vzorků s konstantním směrem skenování kolmým na rovinu RD. Zde již během začátku výroby došlo k úplnému propadnutí a deformaci střední části vzorků, což vyústilo v poškození nanášecího břitu a v následnou úplnou degradaci vzorku (viz Obr. 6-1). Kombinace *LT*, *LP*, *LS* a *HD*, které se při výrobě malých kostek jeví jako perspektivní a měly relativní hustotu nad 99,9 % tak najednou ztratily svou opakovatelnost a spolehlivost a vedly k selhání procesu při výrobě větších tahových polotovarů.



Obr. 6-1 Řez degradovaným vzorkem s konstantním směrem skenování kolmým na rovinu RD s naznačenou nominální geometrií

Testovaný remelting sice stabilitu nanášení vrstev zlepšil a zvýšil tak i tvarovou přesnost vzorků (viz Obr. 6-2), ale z vyhodnocení tahových zkoušek je zřejmé, že spolehlivost procesu se příliš nezlepšila. Při použití remeltingu se navíc významně zvyšuje čas výroby.



Obr. 6-2 Porovnání tvarové přesnosti vzorku *LT* 100 µm HE v řezu. a) bez remeltingu, b) s remeltingem

Tepelnou stabilitu během procesu lze zlepšit optimalizací minimálního času skenování, který ovlivňuje akumulaci tepla v jednotlivých vrstvách. Příliš krátká prodleva mezi jednotlivými skenovacími drahami může vést k nadměrnému přehřívání materiálu, což má za následek nežádoucí změny v mikrostruktuře nebo selhání procesu. Další možností, jak snížit teplotní přetížení, je úprava teploty stavební platformy, která může pomoci zajistit rovnoměrnější odvod tepla a stabilnější podmínky tuhnutí napříč celým objemem součásti. Tyto faktory v práci nebyly testovány a lze se jim tak věnovat v navazujícím výzkumu.

6.3 Interpretace dosažených výsledků

6.3.1 Porovnání s dalšími studii

V

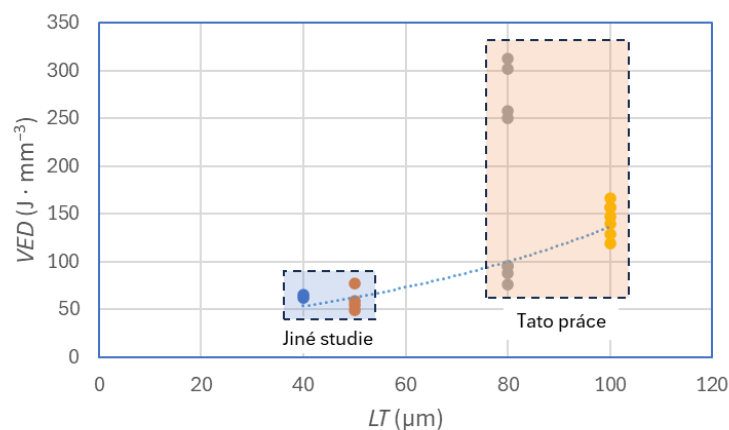
Tab. 19 jsou uvedeny procesní parametry z jiných studií; jak již bylo zmíněno, pro běžnou výrobu se nejčastěji volí tloušťka vrstvy 40 nebo 50 μm . Ostatní parametry se však mezi jednotlivými pracemi výrazně liší, včetně objemové energie *VED*, která se pohybuje přibližně mezi 50 a 80 J/mm^3 . Hypotéza k otázce č. 1 uvažovala, že *VED* potřebná pro bezdefektní výrobu stoupá zároveň s tloušťkou vrstev. Obr. 6-3 znázorňuje *VED* jednotlivých studií z

Tab. 19 a objemových kostek této práce u kterých bylo dosaženo relativní hustoty nad 99,5 %. U vrstvy 80 μm byly dosaženy téměř bezdefektní kostky i při velmi vysokých hodnotách *VED* mezi 250 a 312,5 $\text{J}\cdot\text{mm}^{-3}$; pokud tyto extrémní body vynecháme, zbývající data přibližně odpovídají nejnižší nutné energii pro jednotlivé tloušťky vrstev.

Tab. 19 Procesní parametry jiných studií

Studie	<i>LT</i> (μm)	<i>LP</i> (W)	<i>LS</i> (mm/s)	<i>HD</i> (μm)	<i>VED</i> (J/mm^3)
[54]	50	200	800	85	58,8
[36]	50	200	800	65	76,9
[55]	50	235	790	120	49,6
[57]	50	260	80	120	54,2
[33]	40	200	1400	55	64,9
[35]	40	220	1100	80	62,5

Pro přesné vymezení závislosti minimální potřebné energie na tloušťce vrstev by bylo nutné stanovit *VED* pro širší škálu tlouštěk. Dosavadní data však již ukazují strmý nárůst s akcelerujícím sklonem; na Obr. 6-3 je tento trend pro přehlednost znázorněn exponenciální křivkou.



Obr. 6-3 Závislost potřebné VED na tloušťce vrstev

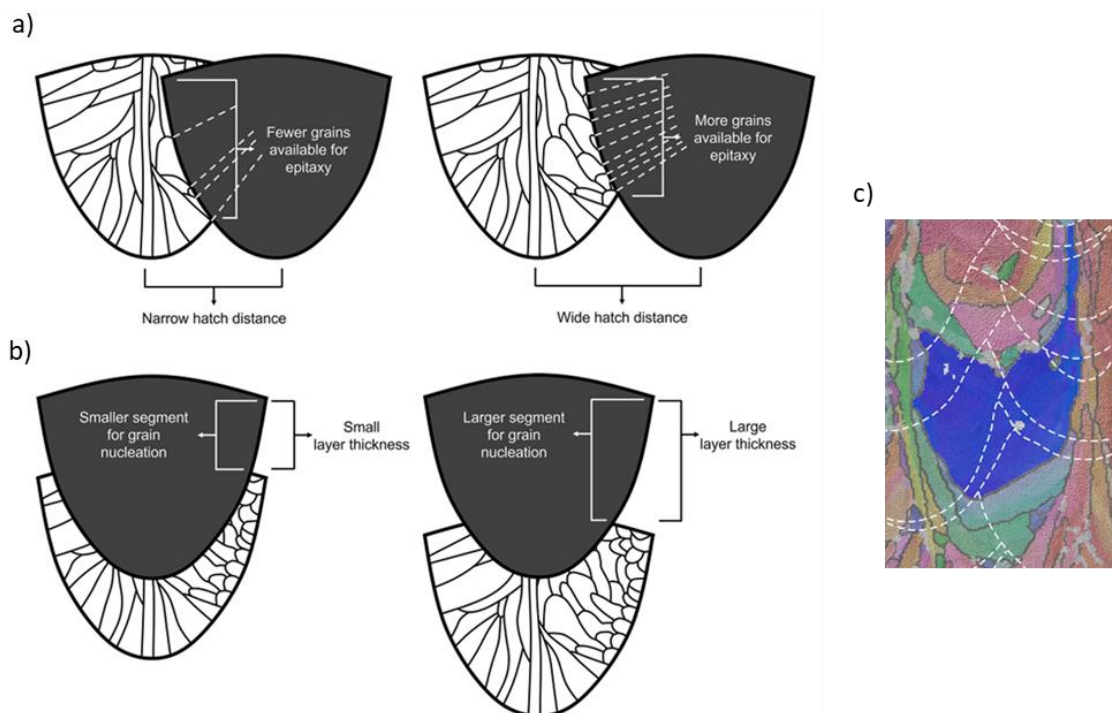
6.3.2 Velikost zrn

Dle dosažených výsledků nedošlo k očekávanému zvětšení zrn ani při aplikaci extrémní hodnoty VED 257 J/mm³ u vzorků LT 80 μm HE, a hypotézu č. 1 k otázce č. 2 v původním znění je proto nutné zamítnout. Zvýšení tloušťky vrstvy, a tím i schopnosti absorbovat více energie za účelem zpomalení ochlazování a výrazné modifikace teplotního gradientu, nevede k hrubší primární mikrostruktuře.

Tento závěr koresponduje s prací Lyu et al. [58], publikovanou v dubnu 2025, která se zabývala modifikací velikosti zrn u oceli 316L. Autoři naopak aplikovali velmi nízkou tloušťku vrstev 20 μm.

Jejich zásadní poznatek spočívá v tom, že nukleace a růst nových zrn je silně ovlivněn tím, zda dochází k přetavení již existujících zrn, nebo zda je zcela natavena nová vrstva prášku. Když je tloušťka vrstvy malá, natavuje se pouze tenká vrstva nového materiálu, a laser zároveň významně zasahuje i do předchozí vrstvy. Tím pádem nedochází k rozsáhlé nukleaci nových zrn, ale růst pokračuje epitaxně z existujících zrn, což vede k větším, protáhlejším zrnům, zejména ve středu tavné lázně. Tento jev je výraznější při vysokém překryvu návarů neboli nízké vzdálenosti drah HD, kdy laser zasahuje více do boků již vyrobených návarů a starší zrna jsou přetavována nebo využita jako zárodek pro nová zrna. Výsledkem je zachování orientace a růst do stran, tedy epitaxní růst, místo tvorby nové jemnozrné struktury.

Při zvýšení tloušťky vrstvy roste objem nově natavovaného prášku natolik, že nukleace malých zrn probíhá rozsáhle a často izotropně, což vede k jemnozrné mikrostruktuře (viz Obr. 6-4 b). Lyu et al. [58] pak demonstrovali, že kombinací těchto jevů lze dosáhnout zrnitosti, kde průměrná šířka zrn přesahuje velikost jednotlivých návarů (Obr. 6-4 c), s průměrem až 54 μm a výškou až 91 μm.



Obr. 6-4 a) – b) Mechanismy přetavování zrn, c) detail zrna [58]

Jedná se o nový koncept, jemuž je nutné se dále věnovat. Ovšem při porovnání dosažených velikostí zrn dané studie a výsledků této práce je zřejmé, že přístup přetavování malých tlouštěk vrstev je pro hrubší mikrostrukturu a případnou martenzickou transformaci daleko více perspektivní.

6.3.3 Vliv způsobu výroby prášku

Dalším důvodem pro stálou velikost zrn i přes použití široké škály procesních parametrů může být inertní atmosféra použitá při výrobě prášku. Wang et al. [59] popsali, že dusík jako intersticiální legující prvek sehrává v mikrostrukturním vývoji ocelí významnou roli, zejména z hlediska velikosti krystalických zrn. Mechanismus spočívá v interakci dusíku s hranicemi zrn. Dusík se může segregovat na hranice zrn, čímž snižuje jejich pohyblivost a brání jejich migraci. Dále může tvořit jemné precipitáty nitridů, např. CrN, které se nukleují na hranicích zrn a působí jako bariéra proti jejich růstu. Tím se stabilizuje jemnozrná mikrostruktura, a to i za zvýšených teplot během rekrystalizace.

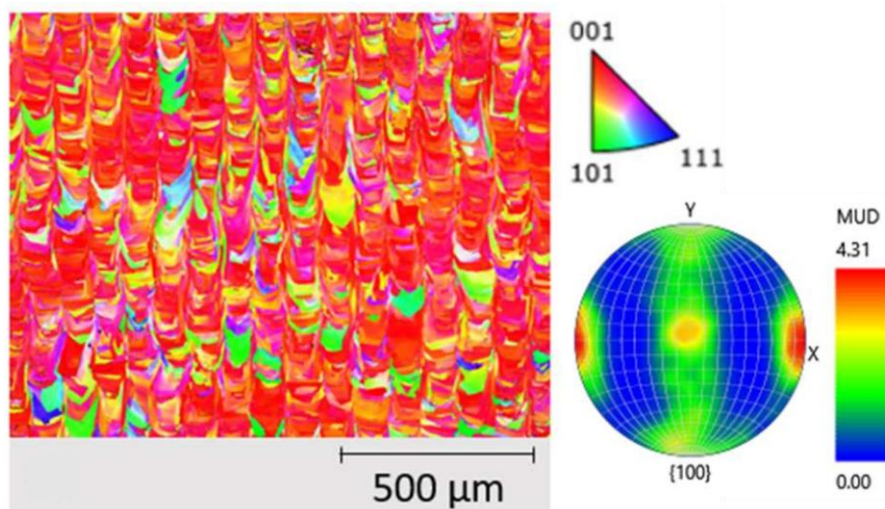
Zbytkový dusík se může částečně podílet také na fázovém chování materiálu, protože zvyšuje austenitickou stabilitu. Ta vyjadřuje odolnost austenitické fáze vůči fázovým přeměnám, přičemž s rostoucí stabilitou klesá pravděpodobnost jejich vzniku [12]. Dusík tento efekt podporuje mimo jiné tím, že zvyšuje energii vrstevných chyb (γ_{SFE}), čímž zpomaluje kinetiku deformační transformace austenitu na martenzit během mechanického zatěžování [36].

Pro eliminaci vlivu dusíku byly v této práci všechny vzorky vyrobeny v ochranné atmosféře argonu. Nicméně, samotný prášek byl vyroben v inertní atmosféře dusíku, takže vyrobený materiál může obsahovat stopové množství tohoto prvku. Pravděpodobně z tohoto důvodu nebylo u většiny vzorků dosaženo vyššího obsahu martenzitu ani očekávaného sekundárního zpevnění.

Tento vliv může být ověřen použitím jiného plynu k atomizaci prášku. Nabízí se například inertní argon. Bylo by tak nutné provést klíčové experimenty znovu s novým práškem. Použitý plyn by neměl mít vliv na velikost návarů, tudíž by bylo možné použít stejné procesní parametry pro výrobu objemových kostek a opět provést EBSD analýzu pro ověření velikosti zrn.

6.3.4 Řízená mikrostruktura

Při použití konstantního směru skenování se nepodařilo vytvořit mikrostrukturu s výraznou texturou – orientace zrn zůstala nahodilá, tj. nedocházelo k epitaxiálnímu růstu nových zrn v souladu s krystalografickou orientací těch původních. Pro srovnání lze uvést práci Fábry [46] z Ústavu konstruování (2024), která pro návrh procesních parametrů používala obdobný postup, avšak u materiálu X30Mn22 vedla ke vzniku silně texturované struktury (viz Obr. 6-5). Za rozdílné chování je pravděpodobně zodpovědné chemické složení oceli 304L, jež omezuje vznik zrn s preferovanou orientací při skenování v konstantním směru.



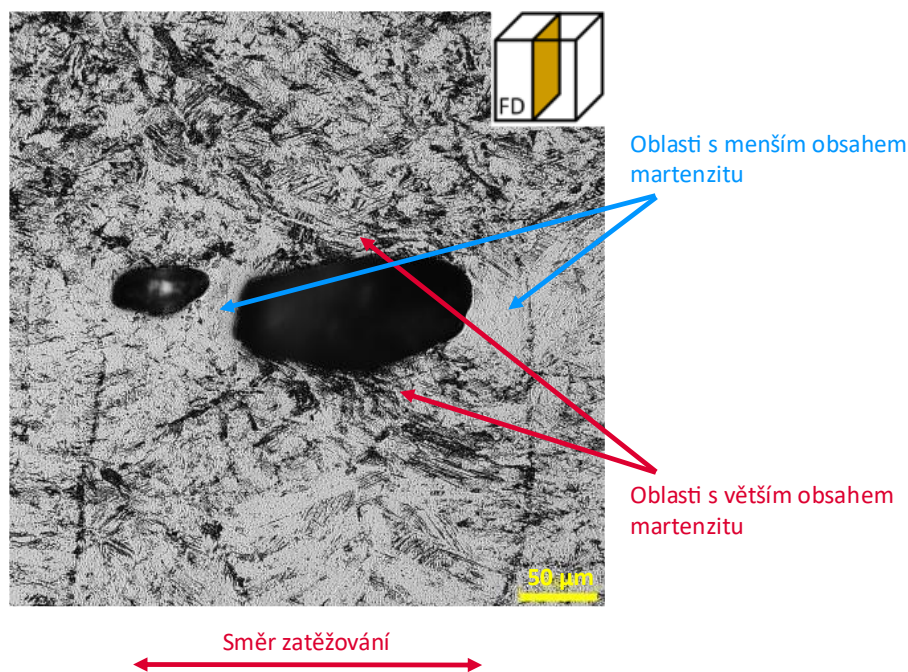
Obr. 6-5 Příklad výsledků práce Fábry [46]

6.3.5 Deformační zpevnění a martenzitická transformace

Martenzitická přeměna proběhla v určité míře u všech vzorků s dostatečnou tažností, avšak u většiny z nich byla tato transformace přítomna pouze ve velmi omezeném rozsahu. Nejdříve byl pro vyhodnocení deformačního zpevnění použit Hollomonův model pro plastickou část křivky tahové zkoušky. Jeho výsledky však neprokázaly rozdílné chování vzorků – vypočtené koeficienty se mezi jednotlivými vzorky prakticky nelišily, takže model neposkytl žádnou smysluplnou diferenciaci ani hlubší vhled do skutečného průběhu deformačního zpevnění. Ovšem při určení míry deformačního zpevnění byly odhaleny dva vzorky, které dosáhly sekundárního zpevnění. Tyto vzorky po tahové zkoušce obsahovaly větší množství martenzitu, takže je možné tvrdit, že sekundární zpevnění způsobil právě TRIP efekt.

Po detailnější pochopení průběhu martenzitické transformace bylo využito metalografické analýzy za využití leptadla, které chemicky působí rozdílně na jednotlivé fáze, čímž je možné je od sebe rozlišit. Na následujících snímcích je tak austenit v mikrostruktuře zvýrazněn světlou barvou, naopak martenzit je černý. Vzorky byly vyhodnoceny v původní rovině FD, přičemž osa zatěžování na snímcích odpovídá horizontálnímu směru.

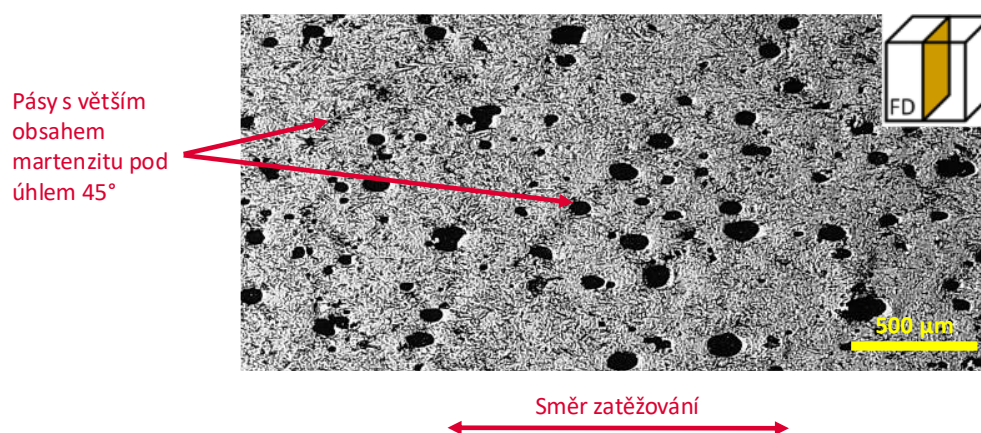
Referenční vzorek *LT* 50 μm obsahoval po zkoušce 8,4 % martenzitu. V tomto vzorku byla pozorována nerovnoměrná martenzitická transformace v okolí pórů – transformace byla výraznější v oblastech nad a pod póry, tedy ve směru kolmém na hlavní tahové napětí, zatímco ve směru rovnoběžném se zatížením, tj. po stranách póru, byla transformace méně intenzivní (viz Obr. 6-6). Tento jev odpovídá klasickému chování napěťového pole v okolí vnitřní vady, jakou je pór, a lze jej vysvětlit pomocí základních principů teorie pružnosti. Pór působí jako koncentrátor napětí, přičemž maximální napěťové intenzity vznikají v rovinách kolmých na směr hlavního tahového napětí. V těchto místech dochází k zesílení lokálního napětí, což zvyšuje pravděpodobnost napěťově indukované martenzitické transformace. Naopak ve směru zatěžování je napěťové pole deformováno minimálně, a tedy i podnět k fázové transformaci je zde slabší. Tento rozdíl v rozložení napětí vede k anisotropii transformace v bezprostředním okolí póru.



Obr. 6-6 Nerovnoměrná martenzitická transformace v okolí pórů vzorku LT 50 μm

V okolí některých pórů bylo dále pozorováno, že martenzitická transformace neprobíhala pouze v bezprostřední blízkosti vad, ale také ve formě úzkých pásů, které byly orientovány přibližně pod úhlem 45° vůči směru zatěžování. Tento jev opět vysvětluje teorie pružnosti a pevnosti, podle níž maximální smykové napětí při jednoosém tahovém zatížení vzniká právě v rovinách nakloněných pod úhlem 45° k ose zatěžování.

Vznik martenzitu v těchto pásmech lze interpretovat jako důsledek lokalizace plastické deformace v oblastech s nejvyšším smykovým napětím. Martenzitická transformace je v případě metastabilního austenitu napětově indukovaná, a proto je její iniciace silně vázaná na velikost a orientaci napětí. Vznik šikmých martenzitických pásů tedy indikuje, že transformace probíhá především v oblastech, kde došlo k aktivaci skluzových systémů v důsledku dosažení mezního smykového napětí.



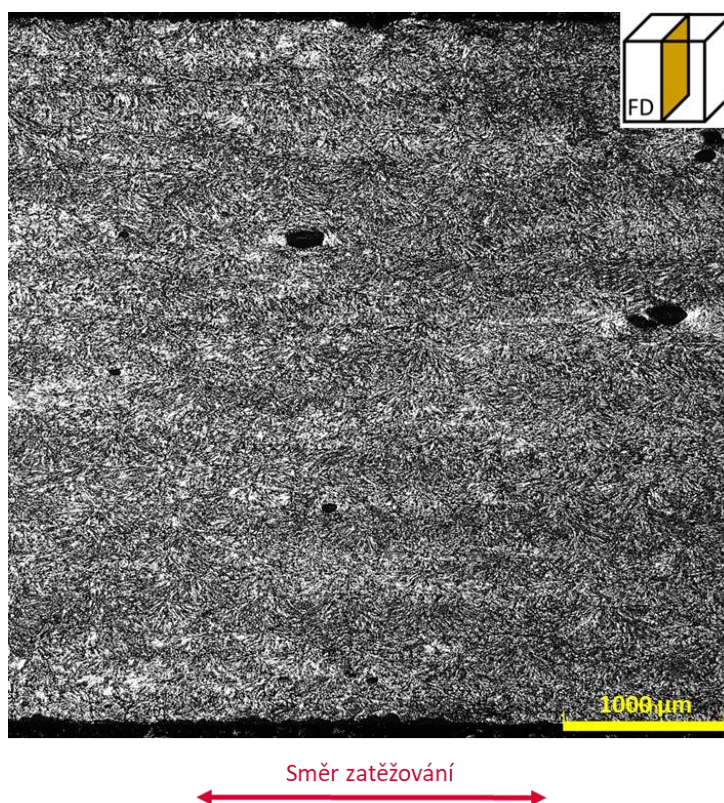
Obr. 6-7 Vyšší obsah martenzitu v páscech podle maximálního smykového napětí

Vzorky s největší naměřenou martenzitickou transformací měly jeden společný rys. U obou byla při výrobě použita velká objemová energie *VED*. Konkrétně se jednalo o vzorky *LT 80 μm HE* s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90° a *LT 100 μm LE* s konstantním směrem skenování nakloněným o 55° vůči rovině RD a remeltingem.

První zmíněný vzorek byl vyroben *VED* $257 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ a dosáhl obsahu martenzitu 27,9 %. Tato hodnota se zcela vymyká dosavadnímu výzkumu.

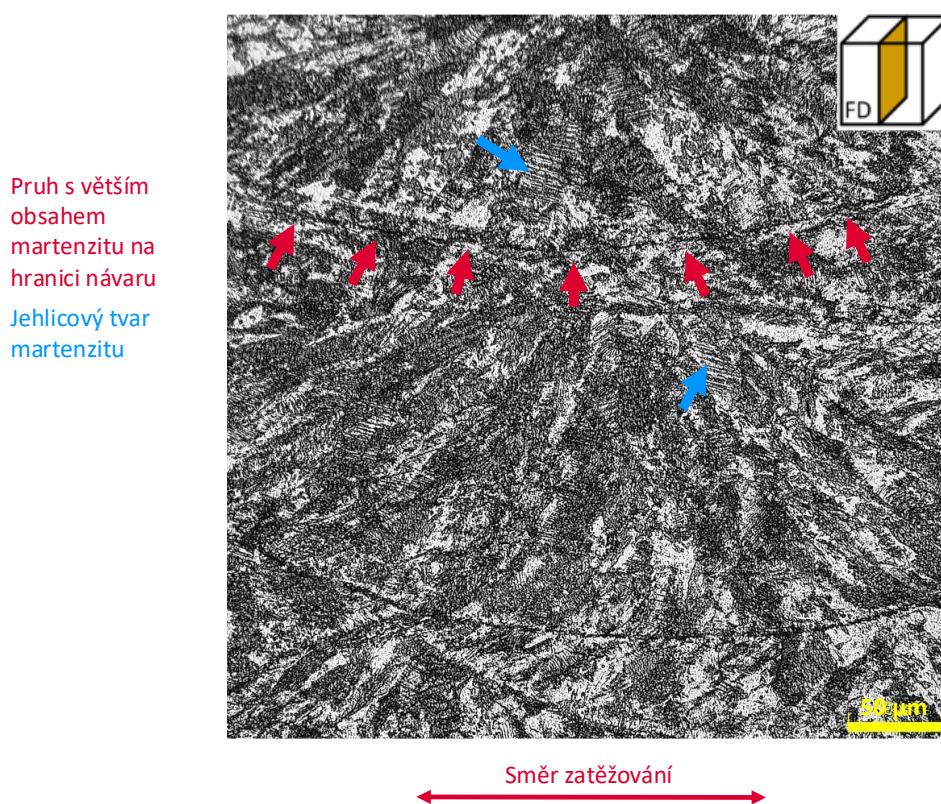
Vrstvy druhého zmíněného vzorku byly skenovány dvakrát. Nejdříve primárním skenem o hodnotě *VED* $119 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$ a poté ještě sekundárním skenem remeltingu o stejné energii s rozostřením laseru o -8 mm. Cílem tohoto vzorku bylo testovat konstantní směr skenování, u kterého bylo ovšem ověřeno, že u oceli 304L nemá vliv. Díky relativně vysoké tažnosti i přesto došlo k fázové přeměně a obsah martenzitu po zkoušce byl 15,0 %.

U vzorku *LT 80 μm HE* byl martenzit v mikrostruktuře rozložen relativně homogenně, bez výrazného vlivu koncentrátorů napětí jako u jiných vzorků (viz Obr. 6-8).



Obr. 6-8 Homogenní rozložení martenzitu u vzorku *LT 80 μm HE*

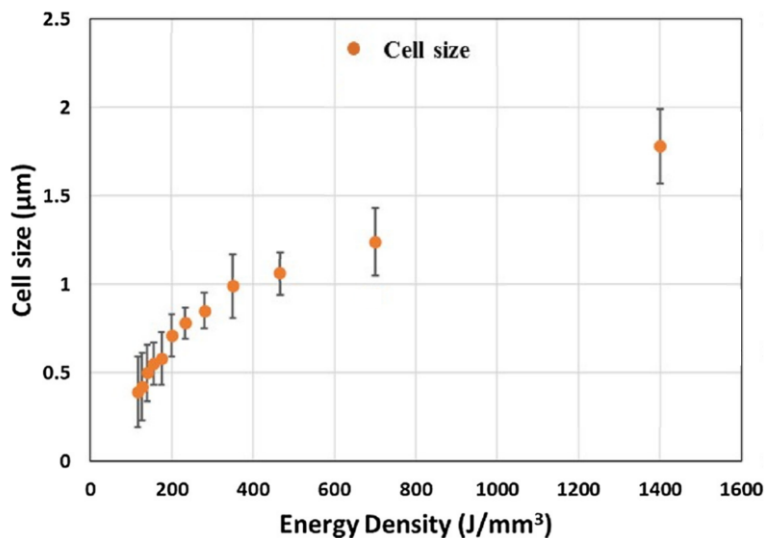
Při detailní analýze vzorku byly podél hranic některých návarů zřetelně pozorovány pruhy s vyšším obsahem martenzitu než v okolní matici (viz Obr. 6-9). Tento jev lze pravděpodobně vysvětlit lokální segregací legujících prvků během procesu tavení a tuhnutí, kdy některé prvky snižující stabilitu austenitu (například uhlík nebo chrom v určitých formách) se kumulují právě podél těchto hranic. Taková segregace může výrazně snížit austenitickou stabilitu a usnadnit martenzitickou transformaci při mechanickém zatěžování. Nelze však vyloučit ani další faktory, například zvýšenou hustotu dislokací nebo mikrodeformace soustředěné podél hranic návaru, které mohou také přispívat k iniciaci a šíření martenzitu. Podrobná analýza chemického složení a mikroskopických defektů by proto byla nutná k jednoznačnému objasnění příčin zvýšené martenzitické transformace v těchto pruzích. V některých austenitických zrnech byl pozorován další charakteristický jev – výskyt martenzitu ve formě jemných, protáhlých útvarů jehlicového tvaru (viz Obr. 6-9).



Obr. 6-9 Detail vzorku LT 80 HE

Je pravděpodobné, že právě vysoká *VED* u těchto vzorků výrazně přispěla k martenzitické přeměně. Přestože primární zrna mikrostruktury měla přibližně stejnou průměrnou velikost jako u ostatních vzorků, dle literatury lze předpokládat významné zvětšení subzrn, která jsou při zpracování oceli 304L pomocí technologie SLM typická. Zvýšená velikost těchto subzrn pravděpodobně ovlivnila aktivaci TRIP efektu, jelikož subzrna mohou modulovat lokální rozložení napětí a tím podporovat rovnoměrnější a efektivnější martenzitickou transformaci v celém objemu materiálu. Autoři Ghayoor et al. [2] z kapitoly 2.3.8 například uvádějí, že velikost subzrn oceli 304L je zásadně ovlivněna rychlostí skenování *LS*.

Při zachování ostatních procesních parametrů byly variovány hodnoty LS mezi 50 až $600 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a tím se nepřímě úměrně měnila použitá VED na hodnoty mezi 1400 až $117 \text{ J} \cdot \text{mm}^{-3}$. Se zvyšováním VED docházelo k postupnému nárůstu průměrné velikosti subzrn, a to z hodnot pod $0,5 \text{ } \mu\text{m}$ až na téměř $2 \text{ } \mu\text{m}$ při nejvyšší VED neboli nejvyšší rychlosti. Právě vzorek $LT 80 \text{ } \mu\text{m HE}$ měl ze všech testovaných vzorků nejnižší LS .



Obr. 6-10 Závislost velikosti subzrn na VED . Upraveno z [2]

V této práci bohužel z časových důvodů velikost subzrn měřena nebyla. Z dosažených výsledků lze ovšem usuzovat, že i když kvůli zvýšenému obsahu dusíku nedošlo ke zvětšení primárních zrn, došlo díky vysoké VED právě ke zvětšení subzrn. Pokud se tedy v budoucnu podaří jednoznačně ověřit závislost mezi objemovou energií a velikostí subzrn, může jít o klíčový poznatek pro další směřování výzkumu v oblasti řízené martenzitické transformace.

6.4 Verifikace hypotéz

První hypotéza se zaměřovala na nastavení působící energie tak, aby návary dosahovaly tvaru těsně před přechodem do kritického keyhole režimu, a poté na výrobu objemových těles. Ukazuje se, že minimální energie nezbytná pro bezdefektní proces výroby prudce roste se zvětšující se tloušťkou vrstev.

Další hypotézy se věnovaly zvětšení velikosti zrn a řízení mikrostruktury pomocí vytváření textur zavedením konstantního směru skenování. Hypotéza č. 1 k otázce č. 2, znějící „Zvětšením tloušťky vrstvy bude kvůli zpomalení ochlazování dosaženo větších zrn. Díky tomu se více projeví deformační zpevnění materiálu,“ byla nejdříve zamítnuta, avšak po širší analýze ji lze upravit pro další výzkum. Zvětšením tloušťky vrstvy se zvyšuje hodnota objemové energie *VED*, kterou je vrstva schopná absorbovat bez vzniku defektů. Výsledky napovídají, že s vyšší *VED* dochází ke zvětšení velikosti subzrn, které mají na deformační zpevnění vliv. Nová navržená verze hypotézy tedy zní „Zvětšením tloušťky vrstvy bude kvůli zpomalení ochlazování a možnosti absorbovat větší množství energie dosaženo větších subzrn. Díky tomu se více projeví deformační zpevnění materiálu“

Řízené mikrostruktury při konstantním směru skenování se nepodařilo dosáhnout, pravděpodobně kvůli chemickému složení oceli 304L, a nelze proto prokázat její vliv na deformační zpevnění ani potvrdit či vyvrátit hypotézu č. 2 k otázce č. 2.

7 ZÁVĚR

Diplomová práce se zabývala cílenou modifikací mikrostruktury a mechanických vlastností nerezové oceli 304L vyráběné technologií Selective Laser Melting (SLM). Hlavními cíli bylo navrhnout procesní parametry pro bezdefektní výrobu s tloušťkami vrstev 80 a 100 μm a ověřit, zda lze pomocí úpravy procesních parametrů, především právě velkého zvýšení tloušťky vrstvy a řízené skenovací strategie, dosáhnout zvětšení zrn a tím podpořit martenzitickou transformaci pomocí TRIP efektu (Transformation Induced Plasticity). Tato transformace je žádoucí z hlediska zvýšení pevnosti a je silně ovlivněna velikostí zrn, energií vrstevných chyb a krystalografickou orientací.

Metodika výzkumu zahrnovala návrh a realizaci experimentů s jednoduchými návarý (single tracky), jejichž cílem bylo definovat technologické okno vhodných kombinací výkonu laseru a skenovací rychlosti při velkých tloušťkách vrstvy 80 a 100 μm . Na základě těchto výsledků byly vyrobeny objemové a následně tahové vzorky. U každé výrobní sady byly sledovány geometrické parametry návarů, porozita, relativní hustota, mikrostruktura (pomocí EBSD), fázové složení a mechanické vlastnosti, zejména průběh deformačního zpevnění.

Rozměry jednotlivých návarů byly vyhodnoceny pomocí skriptu v prostředí MatLab, který využíval metody strojového učení k automatizované analýze. Tento přístup umožňuje vytvoření prediktivních modelů pro odhad rozměrů budoucích návarů na základě vstupních parametrů procesu. To představuje důležitý krok směrem k digitalizaci a optimalizaci aditivní výroby.

Výsledky práce ukázaly, že u obou velkých tlouštěk vrstvy lze pomocí dostatečně vysoké objemové energie dosáhnout relativní hustoty vyšší než 99,95 %. To se podařilo především při výrobě malých kostek.

V průběhu výroby větších kvádrů, jakožto polotovarů pro tahová tělesa, se objevily problémy se spolehlivostí a opakovatelností. U poloviny těchto vzorků byl odhalen zvýšený výskyt vnitřních pórů, který vedl k předčasnému porušení vzorku při tahové zkoušce. Při skenování větších ploch v jednotlivých vrstvách docházelo ke změně teplotního profilu, což vedlo k přehřívání a zvýšenému výskytu defektních oblastí. Tím se potvrdila vysoká citlivost procesu na geometrii a tepelnou setrvačnost výroby při velkých tloušťkách vrstev. Stabilní a reprodukovatelná výroba se tak ukázala jako technologicky velmi náročná. Navržené kombinace procesních parametrů je tedy nutné dále ověřit a zdokonalit. Pozitivní vliv může mít také optimalizace minimálního času skenování nebo úprava teploty stavební platformy.

Z hlediska mikrostruktury se nepotvrdila předpokládaná hypotéza o růstu primárních zrn. Namísto toho se při zvýšené tloušťce vrstvy zřejmě zintenzivnila nukleace, což vedlo k jemnozrnné mikrostruktuře s malými primárními zrny. Nicméně nelze vyloučit zvětšení subzrn – struktur uvnitř primárních zrn způsobené působením extrémních hodnot objemové energie, což napomáhá martenzitické transformaci a deformačnímu zpevnění. Z tohoto hlediska byl nejúspěšnější vzorek s tloušťkou vrstvy 80 μm , výkonem laseru 350 W, rychlostí skenování 100 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ a se vzdáleností drah 170 μm . U toho se podařilo dosáhnout relativní hustoty 99,7 %, dobrých mechanických vlastností a obsahu martenzitu po tahové zkoušce 27,9 %.

Navíc nebyl zjištěn žádný výrazný vliv skenovací strategie na preferenční krystalografickou orientaci – EBSD analýzy potvrdily náhodnou texturu. Při porovnání výsledků s jinými materiály zkoumanými na pracovišti, u kterých lze manipulovat s texturou mikrostruktury relativně snadno, je pravděpodobné, že důvodem je chemické složení použitého materiálu.

Lze konstatovat, že ačkoli nebylo potvrzeno, že zvýšením tloušťky vrstvy dojde k růstu zrn a zvýraznění TRIP efektu, práce poskytla cenný základ pro další výzkum. Byla potvrzena možnost výroby bezdefektních dílů s velkou tloušťkou vrstvy, byly identifikovány klíčové meze stability výroby a nastíněny souvislosti mezi substrukturou a deformačním zpevněním.

8 VÝSLEDEK VÝZKUMU PODLE RIV

Výsledky dosažené v této diplomové práci je možné publikovat v souhrnné formě ve článku. Byl zpracován manuskript, který slouží jako podklad pro publikační výstup.

Název článku: Effect of layer thickness on the microstructure and mechanical properties of LPBFed 304L stainless steel

Autoři: Štěpán Juránek, Miroslav Šmíd, Daniel Koutný

Abstrakt: This article focuses on targeted modification of the microstructure and mechanical properties of metastable austenitic stainless steel 304L produced by Selective Laser Melting (SLM). The aim was to investigate whether increasing the layer thickness could promote grain growth, thereby enhancing strain hardening and the martensitic transformation known as the TRIP effect.

The results indicate that grain growth was not achieved to an extent that would clearly enhance the TRIP effect. The microstructure remained ultrafine, although an increase in subgrain size is assumed, which may influence the mechanical behavior of the material.

The study highlights the limitations of achieving controlled grain coarsening through increased layer thickness in SLM and opens the door for further research, particularly focused on subgrain structures, their effect on strain hardening, and the optimization of parameters to promote martensitic transformation.

9 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] MARTIN, Preisler. *Přehled nerezových ocelí dle DIN, vlastnosti a chemické složení*. no date. Available at: <http://www.armat.cz>
- [2] GHAYOOR, Milad, Kijoon LEE, Yujuan HE, Chih hung CHANG, Brian K. PAUL and Somayeh PASEBANI. Selective laser melting of 304L stainless steel: Role of volumetric energy density on the microstructure, texture and mechanical properties. *Additive Manufacturing*. 2020, vol. 32. ISSN 22148604.
- [3] *1.4307 | AISI 304L | Nerezová ocel | AGST Drát*. [accessed. 17. April 2024]. Available at: <https://www.agst.de/4307?lang=cs>
- [4] ING, Doc and Oldřich AMBROŽ. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ SVAŘITELNOST MATERIÁLU UČEBNÍ TEXTY KOMBINOVANÉHO BAKALAŘSKÉHO STUDIA. no date.
- [5] *Schaeffler and Delong Diagrams for Predicting Ferrite Levels in Austenitic Stainless Steel Weld*. [accessed. 17. April 2024]. Available at: <https://tubingchina.com/Schaeffler-and-Delong-Diagrams-for-Predicting-Ferrite-Levels-in-Austenitic-Stainless-Steel-Weld.htm>
- [6] *Ferrite Content in Austenitic Stainless Steels - Rolled Alloys*. [accessed. 17. April 2024]. Available at: <https://www.rolledalloys.com/ferrite-content-in-austenitic-stainless-steels/>
- [7] BLECK, Wolfgang, Xiaofei GUO and Yan MA. The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels. *Steel Research International*. 2017, vol. 88, no. 10 [accessed. 17. April 2024]. ISSN 1869344X.
- [8] BENEDIKTOVÁ, Anna. Simulace deformace a studium dislokační struktury v FCC krystalu. 2021 [accessed. 28. April 2024].
- [9] HERTZBERG, Richard W., Richard Paul VINCI and Jason L. HERTZBERG. Deformation and fracture mechanics of engineering materials. no date, p. 763 [accessed. 28. April 2024].
- [10] KUMAR, Dinesh. *DESIGN OF HIGH MANGANESE STEELS: CALCULATION OF SFE AND Ms TEMPERATURE*. no date.
- [11] NOH, Han Seop, Jee Hyun KANG, Kwang Min KIM and Sung Joon KIM. Different Effects of Ni and Mn on Thermodynamic and Mechanical Stabilities in Cr-Ni-Mn Austenitic Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*. 2019, vol. 50, no. 2, pp. 616–624. ISSN 10735623.

- [12] SOHRABI, Mohammad Javad, Hamed MIRZADEH and Changiz DEHGHANIAN. Significance of Martensite Reversion and Austenite Stability to the Mechanical Properties and Transformation-Induced Plasticity Effect of Austenitic Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2020, vol. 29, no. 5, pp. 3233 – 3242.
- [13] SOHRABI, Mohammad Javad, Hamed MIRZADEH, Saeed SADEGHPOUR, Abdol Reza GERANMAYEH and Reza MAHMUDI. Tailoring the strength-ductility balance of a commercial austenitic stainless steel with combined TWIP and TRIP effects. *ARCHIVES OF CIVIL AND MECHANICAL ENGINEERING*. 2023, vol. 23, no. 3. ISSN 1644-9665.
- [14] MERIC DE BELLEFON, G, J C VAN DUYSSEN and K SRIDHARAN. Composition-dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels through linear regression with random intercepts. 2017 [accessed. 19. April 2024].
- [15] *Stabilita struktury austenitických ocelí během únavového zatěžování; Ing. Martin Kudelka (2013 - 72662) – VUT*. [accessed. 16. October 2023]. Available at: https://www.vut.cz/studenti/zav-prace?zp_id=72662
- [16] SOLEIMANI, Maryam, Alireza KALHOR and Hamed MIRZADEH. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. 2020 [accessed. 15. October 2023].
- [17] SOHRABI, Mohammad Javad, Hamed MIRZADEH, Saeed SADEGHPOUR and Reza MAHMUDI. Grain size dependent mechanical behavior and TRIP effect in a metastable austenitic stainless steel. *International Journal of Plasticity*. 2023, vol. 160. ISSN 07496419.
- [18] GALINDO-NAVA, E I and P E J RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. 2017 [accessed. 15. October 2023].
- [19] DAS, Arpan, S SIVAPRASAD, M GHOSH, P C CHAKRABORTI and S TARAFDER. Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel. *Materials Science and Engineering A*. 2008, vol. 486, pp. 283–286 [accessed. 17. April 2024].
- [20] OLSON, G. B. and Morris COHEN. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC → HCP transformation. *Metallurgical Transactions A*. 1976, vol. 7, no. 12, pp. 1897–1904 [accessed. 23. May 2025]. ISSN 03602133.
- [21] *Engineering Materials 1 | ScienceDirect*. [accessed. 1. May 2025]. Available at: <https://www.sciencedirect.com/book/9780080966656/engineering-materials-1>

- [22] *Zjišťování mechanických vlastností tvářených materiálů; Ing. David Zášková (FSI 2007 - 12084) – VUT.* [accessed. 1. May 2025]. Available at: <https://www.vut.cz/studenti/zav-prace/detail/12084>
- [23] LICHTENFELD, Joshua A, Martin C MATAYA and Chester J VAN TYNE. *Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel.* no date.
- [24] LOSERTO VÁ, Monika. *Vysoká škola báňská-Technická univerzita Ostrava PROGRESIVNÍ MATERIÁLY učební text Ostrava 2012.* no date.
- [25] FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING MIKROSTRUKTURA A MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELÍ MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEELS BAKALÁŘSKÁ PRÁCE. no date.
- [26] SUN, Guosheng, Miaomiao ZHAO, Linxiu DU and Hongyan WU. Significant effects of grain size on mechanical response characteristics and deformation mechanisms of metastable austenitic stainless steel. 2021 [accessed. 21. April 2024].
- [27] LI, Runguang, Qing TAN, Youkang WANG, Zhiran YAN, Zhiwei MA and Yan Dong WANG. Grain-orientation-dependent phase transformation kinetics in austenitic stainless steel under low-temperature uniaxial loading. *Materialia*. 2021, vol. 15, p. 101030 [accessed. 21. April 2025]. ISSN 2589-1529.
- [28] PUN, Lalit, Veera LANGI, Arturo Rubio RUIZ, Matti ISAKOV and Mikko HOKKA. In-situ synchrotron X-ray diffraction study of the effects of grain orientation on the martensitic phase transformations during tensile loading at different strain rates in metastable austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2024, vol. 900, p. 146481 [accessed. 22. April 2025]. ISSN 0921-5093.
- [29] QIN, Zihao and Yong XIA. Role of strain-induced martensitic phase transformation in mechanical response of 304L steel at different strain-rates and temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*. 2020, vol. 280.
- [30] DEBROY, T, H L WEI, J S ZUBACK, T MUKHERJEE, J. W ELMER, J O MILEWSKI, A M BEESE, A WILSON-HEID, A. DE and W ZHANG. Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties. *PROGRESS IN MATERIALS SCIENCE*. 2018, vol. 92, pp. 112–224. ISSN 0079-6425.
- [31] ZHAI, Wengang, Wei ZHOU, Zhiguang ZHU and Sharon Mui Ling NAI. Selective Laser Melting of 304L and 316L Stainless Steels: A Comparative Study of Microstructures and Mechanical Properties. *Steel Research International*. 2022, vol. 93, no. 7. ISSN 1869344X.

- [32] THIJS, Lore, Karolien KEMPEN, Jean Pierre KRUTH and Jan VAN HUMBEECK. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 5, pp. 1809–1819 [accessed. 4. May 2025]. ISSN 1359-6454.
- [33] NGUYEN, Q B, Z ZHU, F L NG, B W CHUA, S M. L. NAI and J WEI. High mechanical strengths and ductility of stainless steel 304L fabricated using selective laser melting. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE & TECHNOLOGY*. 2019, vol. 35, no. 2, pp. 388–394. ISSN 1005-0302.
- [34] MA, Yaxin, Yifei GAO, Lei ZHAO, Hong ZHANG, Dongling LI, Lixia YANG and Chuntang YU. Understanding of Excellent Mechanical Performance of 304L Manufactured by Optimal Selective Laser Melting (SLM) Conditions. *Materials*. 2023, vol. 16, no. 4. ISSN 19961944.
- [35] HOU, Juan, Wei CHEN, Zhuoer CHEN, Kai ZHANG and Aijun HUANG. Microstructure, tensile properties and mechanical anisotropy of selective laser melted 304L stainless steel. *Journal of Materials Science and Technology*. 2020, vol. 48, pp. 63–71. ISSN 10050302.
- [36] PAN, Tan, Xinchang ZHANG, Aaron FLOOD, Sreekar KARNATI, Wei LI, Joseph NEWKIRK and Frank LIOU. Effect of processing parameters and build orientation on microstructure and performance of AISI stainless steel 304L made with selective laser melting under different strain rates. *Materials Science and Engineering: A*. 2022, vol. 835, p. 142686 [accessed. 16. October 2023]. ISSN 0921-5093.
- [37] MARATTUKALAM, Jithin James, Dennis KARLSSON, Victor PACHECO, Přemysl BERAN, Urban WIKLUND, Ulf JANSSON, Björgvin HJÖRVARSSON and Martin SAHLBERG. The effect of laser scanning strategies on texture, mechanical properties, and site-specific grain orientation in selective laser melted 316L SS. *Materials & Design*. 2020, vol. 193, p. 108852 [accessed. 22. April 2025]. ISSN 0264-1275.
- [38] BÄRTL, Marko, Xiao XIAO, Jürgen BRILLO and Frank PALM. Influence of Surface Tension and Evaporation on Melt Dynamics of Aluminum Alloys for Laser Powder Bed Fusion. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022, vol. 31, no. 8, pp. 6221–6233 [accessed. 4. May 2025]. ISSN 15441024.
- [39] SOFRAS, C, J CAPEK, A ARABI-HASHEMI, C LEINENBACH, M FROST, K AN, R E LOGE, M STROBL and E POLATIDIS. Tailored deformation behavior of 304L stainless steel through control of the crystallographic texture with laser-powder bed fusion. *MATERIALS & DESIGN*. 2022, vol. 219. ISSN 0264-1275.
- [40] YAP, C. Y., C. K. CHUA, Z. L. DONG, Z. H. LIU, D. Q. ZHANG, L. E. LOH and S. L. SING. Review of selective laser melting : materials and applications. *Applied physics reviews*. 2015, vol. 2, no. 4, p. 041101 [accessed. 20. April 2023]. ISSN 19319401.

- [41] DILIP, J. J.S., Shanshan ZHANG, Chong TENG, Kai ZENG, Chris ROBINSON, Deepankar PAL and Brent STUCKER. Influence of processing parameters on the evolution of melt pool, porosity, and microstructures in Ti-6Al-4V alloy parts fabricated by selective laser melting. *Progress in Additive Manufacturing*. 2017, vol. 2, no. 3, pp. 157–167 [accessed. 25. March 2025]. ISSN 23639520.
- [42] QI, Ting, Haihong ZHU, Hu ZHANG, Jie YIN, Linda KE and Xiaoyan ZENG. Selective laser melting of Al7050 powder: Melting mode transition and comparison of the characteristics between the keyhole and conduction mode. *Materials & Design*. 2017, vol. 135, pp. 257–266 [accessed. 21. April 2024]. ISSN 0264-1275.
- [43] XU, Yongchang, Youzhao ZHANG, Xiangwei LI, Yumei ZHONG, Kaiqi LIN, Bokai LIAO, Xingpeng GUO, Chao YUAN and Shuyan ZHANG. Single-track investigation of additively manufactured mold steel with larger layer thickness processing: Track morphology, melt pool characteristics and defects. *Optics and Laser Technology*. 2024, vol. 171. ISSN 00303992.
- [44] KING, Wayne E., Holly D. BARTH, Victor M. CASTILLO, Gilbert F. GALLEGOS, John W. GIBBS, Douglas E. HAHN, Chandrika KAMATH and Alexander M. RUBENCHIK. Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing. *Journal of Materials Processing Technology*. 2014, vol. 214, no. 12, pp. 2915–2925 [accessed. 26. March 2025]. ISSN 0924-0136.
- [45] KEMPEN, K., L. THIJS, J. Van HUMBEECK and J. P. KRUTH. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: Parameter optimisation and material characterisation. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*. 2015, vol. 31, no. 8, pp. 917–923 [accessed. 30. December 2024]. ISSN 17432847.
- [46] FÁBRY, Adam. Modifikace krystalografické textury austenitické oceli pomocí 3D tisku. 2024.
- [47] BUICAN, George Răzvan, Gheorghe OANCEA, Camil LANCEA and Mihai Alin POP. Influence of Layer Thickness on Internal Structure of Parts Manufactured from 316-L Steel Using SLM Technology. *Applied Mechanics and Materials*. 2015, vols. 809–810, pp. 369–374 [accessed. 8. January 2025]. ISSN 1662-7482.
- [48] JING, Yanlong, Peng WANG and Xiaoling YAN. Effect of Process Parameters and Layer Thickness on the Quality and Performance of Ti-6Al-4V Fabricated by Selective Laser Melting. *Coatings 2021, Vol. 11, Page 1323*. 2021, vol. 11, no. 11, p. 1323 [accessed. 8. January 2025]. ISSN 2079-6412.

- [49] GRECO, Sebastian, Kevin GUTZEIT, Hendrik HOTZ, Benjamin KIRSCH and Jan C. AURICH. Selective laser melting (SLM) of AISI 316L—impact of laser power, layer thickness, and hatch spacing on roughness, density, and microhardness at constant input energy density. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020, vol. 108, nos. 5–6, pp. 1551–1562 [accessed. 8. January 2025]. ISSN 14333015.
- [50] WANG, Zhiqiang, Xuede WANG, Xin ZHOU, Guangzhao YE, Xing CHENG, Xing CHENG and Peiyu ZHANG. Investigation into Spatter Particles and Their Effect on the Formation Quality During Selective Laser Melting Processes. *Computer Modeling in Engineering & Sciences*. 2020, vol. 124, no. 1, pp. 243–263 [accessed. 7. April 2025]. ISSN 1526-1492.
- [51] ULLAH, Abid, Asif UR REHMAN, Metin Uymaz SALAMCI, Fatih PITIR and Tingting LIU. The influence of laser power and scanning speed on the microstructure and surface morphology of Cu₂O parts in SLM. *Rapid Prototyping Journal*. 2022, vol. 28, no. 9, pp. 1796–1807 [accessed. 7. April 2025]. ISSN 13552546.
- [52] YASA, E. and J. P. KRUTH. Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting. *Procedia Engineering*. 2011, vol. 19, pp. 389–395 [accessed. 27. March 2025]. ISSN 18777058.
- [53] SHI, Wentian, Peng WANG, Yude LIU, Yanjun HOU and Guoliang HAN. Properties of 316L formed by a 400 W power laser Selective Laser Melting with 250 μm layer thickness. *Powder Technology*. 2020, vol. 360, pp. 151–164 [accessed. 27. March 2025]. ISSN 1873328X.
- [54] PAN, Tan, Sreekar KARNATI, Yunlu ZHANG, Xinchang ZHANG, Chia-Hung HUNG, Lan LI and Frank LIOU. Experiment characterization and formulation estimation of tensile properties for selective laser melting manufactured 304L stainless steel. *MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING A-STRUCTURAL MATERIALS PROPERTIES MICROSTRUCTURE AND PROCESSING*. 2020, vol. 798. ISSN 0921-5093.
- [55] SMID, Miroslav, Daniel KOUTNY, Katerina NEUMANNOVA, Zdenek CHLUP, Lubos NAHLIK and Michal JAMBOR. Cyclic behaviour and microstructural evolution of metastable austenitic stainless steel 304L produced by laser powder bed fusion. *ADDITIVE MANUFACTURING*. 2023, vol. 68. ISSN 2214-8604.
- [56] JAMBOR, Michal, Tomáš VOJTEK, Pavel POKORNÝ, Daniel KOUTNÝ, Luboš NÁHLÍK, Pavel HUTAŘ and Miroslav ŠMÍD. Anomalous fatigue crack propagation behavior in near-threshold region of L-PBF prepared austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2023, vol. 872, p. 144982 [accessed. 30. December 2024]. ISSN 0921-5093.

- [57] ZHENG, Xin, Kai ZHAO, Jie JING and Hongbo LI. Microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of tungsten inert gas welded joints of selective laser melting 304L stainless steel. *Materials Today Communications*. 2025, vol. 46, p. 112533 [accessed. 17. May 2025]. ISSN 2352-4928.
- [58] LYU, Tianyi and Yu ZOU. Remelting-based microstructure engineering in laser powder bed fusion: A case study in 316L stainless steel. *Scripta Materialia*. 2025, vol. 257, p. 116469 [accessed. 5. April 2025]. ISSN 1359-6462.
- [59] WANG, Yong, Zhenhua WANG, Wei WANG and Bingyang MA. Effect of nitrogen content on mechanical properties of 316L(N) austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2023, vol. 884, p. 145549 [accessed. 22. May 2025]. ISSN 0921-5093.

10 SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK, SYMBOLŮ A VELIČIN

10.1 Použité zkratky

TRIP	Transformation Induced Plasticity
SLM	Selective Laser Melting
3D	Trojrozměrný
2D	Dvourozměrný
WoS	Web of Science
FCC	Face Centered Cubic
RD	Recoating Direction
FD	Flow Direction
BD	Build Direction
EBS	Electron Backscatter Diffraction
DIN	Deutsches Institut für Normung
GPR	Gaussian Process Regression
LE	Low Energy
HE	High Energy

10.2 Použité veličiny

C_{req}	Ekvivalent chromu
Ni_{eq}	Ekvivalent niklu
M_s	Martenzit start
M_f	Martenzit finiš
γ_{SFE}	Energie vrstevných chyb
σ_t	Skutečné napětí
ε_t	Skutečné přetvoření/skutečná deformace
K	Koeficient pevnosti

n	Exponent deformačního zpevnění
R_m	Mez pevnosti
R_e	Mez kluzu
σ_k	Mez kluzu
σ_0	Napětí působící proti pohybu dislokací
k	Parametr materiálové struktury
d	Střední průměr zrn
VED	Objemová energie laseru
LP	Výkon laseru
LS	Skenovací rychlost
HD	Vzdálenost drah
LT	Tloušťka vrstvy
E_{lin}	Lineární energie laseru
h_n	Hloubka návaru
\check{s}_n	Šířka návaru
v_n	Výška návaru
\acute{u}_n	Kontaktní úhel návaru
e_{L_0}	Teoretická deformační rychlost
v	Rychlost zatěžování
L_0	Zkoušená délka
OL	Překryv sousedících návarů
$K(x_i, x_j)$	Kovarianční matice
l	Parametr Length Scale
σ_f^2	Parametr Signal Variance
k^*	Kovarianční vektor
LCI	Dolní mez 95% intervalu spolehlivosti
UCI	Horní mez 95% intervalu spolehlivosti
m_E	Směrnice lineárně elastické části křivky
$R_{p0,2}$	Smluvní mez kluzu
ϵ_f	Poměrné prodloužení při přetržení

11 SEZNAM OBRÁZKŮ A GRAFŮ

Obr. 2-1 Schaefflerův diagram oceli 304L. Upraveno z [5]	18
Obr. 2-2 Znázornění vlivu energie vrstevných chyb na martenzitickou přeměnu [18]	20
Obr. 2-3 a) Změna fázového složení v závislosti na míře deformace, b) Nukleace α' martenzitu na průsečiku skluzných rovin [16].....	20
Obr. 2-4 Martenzit v typickém jehlovém tvaru [17]	21
Obr. 2-5 Závislost mechanických vlastností na velikosti zrn. a) Tahový diagram, b) Mez kluzu, mez pevnosti, tažnost [17].....	23
Obr. 2-6 Míra deformačního zpevnění v závislosti na velikosti zrn [17]	23
Obr. 2-7 Obsah martenzitu v závislosti na velikosti zrn [17]	24
Obr. 2-8 Různé mechanismy transformace martenzitu v závislosti na velikosti zrn [17]	25
Obr. 2-9 Intenzita krystalografické orientace (1 1 1) v závislosti na postupném zatěžování [28]	26
Obr. 2-10 Zvýšení teploty testovaného vzorku při rychlosti zatěžování $0,133 \text{ s}^{-1}$ [29]	26
Obr. 2-11 Zvýšení teploty testovaného vzorku při rychlosti zatěžování $6.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ [29]..	27
Obr. 2-12 Míra deformačního zpevnění v závislosti na rychlosti deformace [29].....	27
Obr. 2-13 Závislost obsahu martenzitu po zkoušce na rychlosti zatěžování [19].....	28
Obr. 2-14 Struktura materiálu vyrobeného technologií SLM. Vlevo zřetelný protáhlý tvar zrn ve směru stavby [32]	29
Obr. 2-15 Mikrostruktura oceli 304L vyrobené pomocí metody SLM. a) řez ve směru působení laseru, b) řez kolmý na směr působení laseru [33].....	30
Obr. 2-16 Závislost velikosti subzrn na použité energii laseru. a) Vyšší energie, b) Nižší energie [2]	30
Obr. 2-17 Srovnání mechanických vlastností oceli 304 vyrobené různými technologiemi [33]	31
Obr. 2-18 Výsledky studie Pan et al. a) Vzorky válcované za studena, b) Vzorky vyrobené technologií SLM. V legendě jsou uvedeny deformační rychlosti v s^{-1} [36].....	31
Obr. 2-19 Míra deformačního zpevnění při deformační rychlosti $0,0001 \text{ s}^{-1}$. LEDH až HEDV – vzorky vyrobené technologií SLM [36]	32
Obr. 2-20 Stripe neboli meander strategie skenování [38].....	32

Obr. 2-21 Vzorok s ruznými smery skenování vůči žlutému sledovanému řezu. Modrá šipka značí směr proudění atmosféry. a) Konstantní směr skenování je kolmý na rovinu sledovaného řezu, b) Konstantní směr skenování je rovnoběžný s rovinou sledovaného řezu, c) Směr skenování každé následující vrstvy je natočen o 67 ° vůči vrstvě předchozí [37]	33
Obr. 2-22 Ruzné krystalografické orientace v závislosti na použitém směru skenování. a) a d) odpovídá prvnímu vzorku z Obr. 2-21, b) a e) odpovídá druhému vzorku, c) a f) odpovídá třetímu vzorku [37]	33
Obr. 2-23 Krystalografická orientace vzorků [39]	34
Obr. 2-24 Mechanické vlastnosti a obsah α' martenzitu [39]	34
Obr. 2-25 Nukleace α' martenzitu [39]	35
Obr. 2-26 Základní procesní parametry SLM [40].....	36
Obr. 2-27 Vliv skenovací rychlosti na tvar jednoduchého návaru [41].....	37
Obr. 2-28 Tvary samostatných návarů v závislosti na míře působící energie a tloušťce vrstvy. Pohled shora [43]	37
Obr. 2-29 Tvar návaru v kondukčním režimu [44]	38
Obr. 2-30 Tvary samostatných návarů v závislosti na výkonu laseru a skenovací rychlosti [43]	38
Obr. 2-31 Základní geometrické rozměry jednoduchého návaru [45]	39
Obr. 2-32 Příklad mapy rozložení vhodnosti procesních parametrů na základě geometrických vlastností [45].....	40
Obr. 2-33 Vliv vzdálenosti drah na porozitu, a) Velká vzdálenost drah, b) Malá vzdálenost drah [46]	41
Obr. 2-34 Vliv tloušťky vrstvy na velikost návarů. Tloušťka vrstvy zleva: 25 μm , 35 μm , 45 μm [49].....	42
Obr. 2-35 Vliv tloušťky vrstvy na vnitřní defekty. Tloušťka vrstvy zleva: 25 μm , 35 μm , 45 μm [49]	42
Obr. 2-36 Rozstřík natavených částic při procesu skenování [51]	43
Obr. 2-37 Porozita vzorku a) bez remeltingu, b) s remeltingem	43
Obr. 2-38 Vliv remeltingu na drsnost. (a vzorek bez remeltingu, b) vzorek s remeltingem poslední vrstvy, c) vzorek s dvojitým remeltingem poslední vrstvy, d) vzorek s remeltingem posledních dvou vrstev, e) vzorek s dvojitým remeltingem posledních dvou vrstev, f) vzorek s remeltingem všech vrstev.....	44
Obr. 4-1 Proces binarizace snímků pro vyhodnocení porozity.	53
Obr. 4-2 SEM mikrograf použitého materiálu s distribucí velikosti zrn prášku. [55]	55

Obr. 4-3 Hlavní roviny vyrobených vzorků	55
Obr. 4-4 Rozložení single tracků na stavební platformě, směr pohybu laseru vůči směru proudění atmosféry.....	56
Obr. 4-5 Rozložení vzorků s tloušťkou vrstvy 80 μm v prvním experimentu s odpovídající E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$)	57
Obr. 4-6 Rozložení vzorků s tloušťkou vrstvy 100 μm v prvním experimentu s odpovídající E_{lin} ($\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$)	57
Obr. 4-7 Základní rozměry single tracku v řezu, (v_n) výška návaru, (\check{s}_n) šířka návaru, (h_n) hloubka návaru, (\acute{u}_n) kontaktní úhel návaru.	58
Obr. 4-8 a) Vyšrafovaný objemový vzorek, b) Rozprostření vzorků na malé stavební platformě.	59
Obr. 4-9 Tahový vzorek DIN 50125 typ B	60
Obr. 4-10 a) Rozměry polotovaru pro tahové vzorky, b) Rozložení horizontálních vzorků na stavební platformě.....	61
Obr. 4-11 Schéma posledního experimentu	62
Obr. 5-1 Balling efekt při rychlostech vyšších než 700 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$	64
Obr. 5-2 Extrémní návary při LS menší než 100 $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$	65
Obr. 5-3 Vliv LP a LS na průměrnou šířku návaru \check{s}_n pro LT 80 μm	65
Obr. 5-4 Vliv LP a LS na průměrnou šířku návaru \check{s}_n pro LT 100 μm	66
Obr. 5-5 Vliv LP a LS na průměrnou hloubku návaru h_n pro LT 80 μm	67
Obr. 5-6 Vliv LP a LS na průměrnou hloubku návaru h_n pro LT 100 μm	67
Obr. 5-7 Vliv LP a LS na tvar návaru pro LT 80 μm	68
Obr. 5-8 Vliv LP a LS na tvar návaru pro LT 100 μm	68
Obr. 5-9 Hodnocení prvního experimentu pro LT 80 μm	69
Obr. 5-10 Hodnocení prvního experimentu pro LT 100 μm	69
Obr. 5-11 Hodnocení druhého experimentu pro LT 80 μm	70
Obr. 5-12 Hodnocení druhého experimentu pro LT 100 μm	70
Obr. 5-13 Hodnocení třetího experimentu pro LT 80 μm	71
Obr. 5-14 Hodnocení třetího experimentu pro LT 100 μm	72
Obr. 5-15 Predikční mapy hloubky a šířky návarů pro tloušťku vrstvy 80 μm . a) 3D mapa hloubky, b) 2D mapa hloubky, c) 3D mapa šířky, d) 2D mapa šířky	74

Obr. 5-16 Predikční mapy hloubky a šířky návarů pro tloušťku vrstvy 100 μm . a) 3D mapa hloubky, b) 2D mapa hloubky, c) 3D mapa šířky, d) 2D mapa šířky	75
Obr. 5-17 Vyrobené vzorky pro <i>LT</i> 100 μm	77
Obr. 5-18 Relativní hustota vzorků při rotaci směru skenování 67°	77
Obr. 5-19 Relativní hustota vzorků při rotaci směru skenování 90°	78
Obr. 5-20 Mikrostruktura vybraných vzorků	80
Obr. 5-21 Tahový diagram pro <i>LT</i> 50	83
Obr. 5-22 Srovnání tahových křivek vzorků bez předčasného porušení	84
Obr. 5-23 Určení lineární křivky závislosti po logaritmické transformaci pro <i>LT</i> 50 μm	85
Obr. 5-24 Srovnání Hollomonova modelu se stanoveným skutečným napětím pro <i>LT</i> 50 μm	85
Obr. 5-25 Míra deformačního zpevnění vzorku <i>LT</i> 50 μm	86
Obr. 5-26 Míra deformačního zpevnění vzorku <i>LT</i> 80 μm HE s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90°	87
Obr. 5-27 Míra deformačního zpevnění vzorku <i>LT</i> 100 μm LE s konstantním směrem skenování nakloněným o 55° vůči rovině RD	87
Obr. 5-28 Srovnání mikrostruktur bez remeltingu a s remeltingem. a) <i>LT</i> 100 μm LE bez remeltingem, b) <i>LT</i> 100 μm LE s Remeltingem 1, c) <i>LT</i> 100 μm LE s Remeltingem 2	89
Obr. 5-29 Mikrostruktura vzorků se zamezenou rotací	90
Obr. 6-1 Řez degradovaným vzorkem s konstantním směrem skenování kolmým na rovinu RD s naznačenou nominální geometrií	92
Obr. 6-2 Porovnání tvarové přesnosti vzorku <i>LT</i> 100 μm HE v řezu. a) bez remeltingu, b) s remeltingem	92
Obr. 6-3 Závislost potřebné <i>VED</i> na tloušťce vrstev.....	94
Obr. 6-4 a) – b) Mechanismy přetavování zrn, c) detail zrna [58]	95
Obr. 6-5 Příklad výsledků práce Fábry [46].....	96
Obr. 6-6 Nerovnoměrná martenzitická transformace v okolí pórů vzorku <i>LT</i> 50 μm	98
Obr. 6-7 Vyšší obsah martenzitu v pásech podle maximálního smykového napětí	98
Obr. 6-8 Homogenní rozložení martenzitu u vzorku <i>LT</i> 80 μm HE	99
Obr. 6-9 Detail vzorku <i>LT</i> 80 HE	100
Obr. 6-10 Závislost velikosti subzrn na <i>VED</i> . Upraveno z [2]	101

12 SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Složení oceli 304L ve hmotnostních % [3]	18
Tab. 2-2 Změna chemického složení materiálu po dokončení stavby [35].....	44
Tab. 3 Chemické složení použitého materiálu.....	54
Tab. 4 Návary vybraných kombinací pro návrh výroby objemových dílů pro LT 80 μm	71
Tab. 5 Návary vybraných kombinací pro návrh výroby objemových dílů pro LT 100 μm	72
Tab. 6 Výstupní parametry Length Scale l a Signal Variance σf^2 jednotlivých modelů	75
Tab. 7 Analýza intervalů spolehlivosti.....	76
Tab. 8 Procesní parametry vybraných vzorků a referenčního vzorku při rotaci směru skenování 90°	79
Tab. 9 Základní statistická data vybraných vzorků	79
Tab. 10 První sada tahových vzorků.....	81
Tab. 11 Procesní parametry remeltingu.....	81
Tab. 12 Výsledky vzorků s remeltingem	82
Tab. 13 Výsledky vzorků s rotací směru skenování 67°	82
Tab. 14 Výsledky vzorků se zamezenou rotací směru skenování	83
Tab. 15 Výsledky mechanických zkoušek vzorků bez předčasného porušení	84
Tab. 16 Hodnoty koeficientů Hollomonova modelu	86
Tab. 17 Obsah martenzitu jednotlivých vzorků.....	88
Tab. 18 Srovnání velikosti zrn vzorku bez remeltingu a s remeltingem	88
Tab. 19 Procesní parametry jiných studií	93
Tab. 20 První sada vzorků pro návrh vzdálenosti drah s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 67°	127
Tab. 21 Druhá sada vzorků pro návrh vzdálenosti drah s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90°	128

13 SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 – Výkres tahového vzorku DIN 50125 typ B

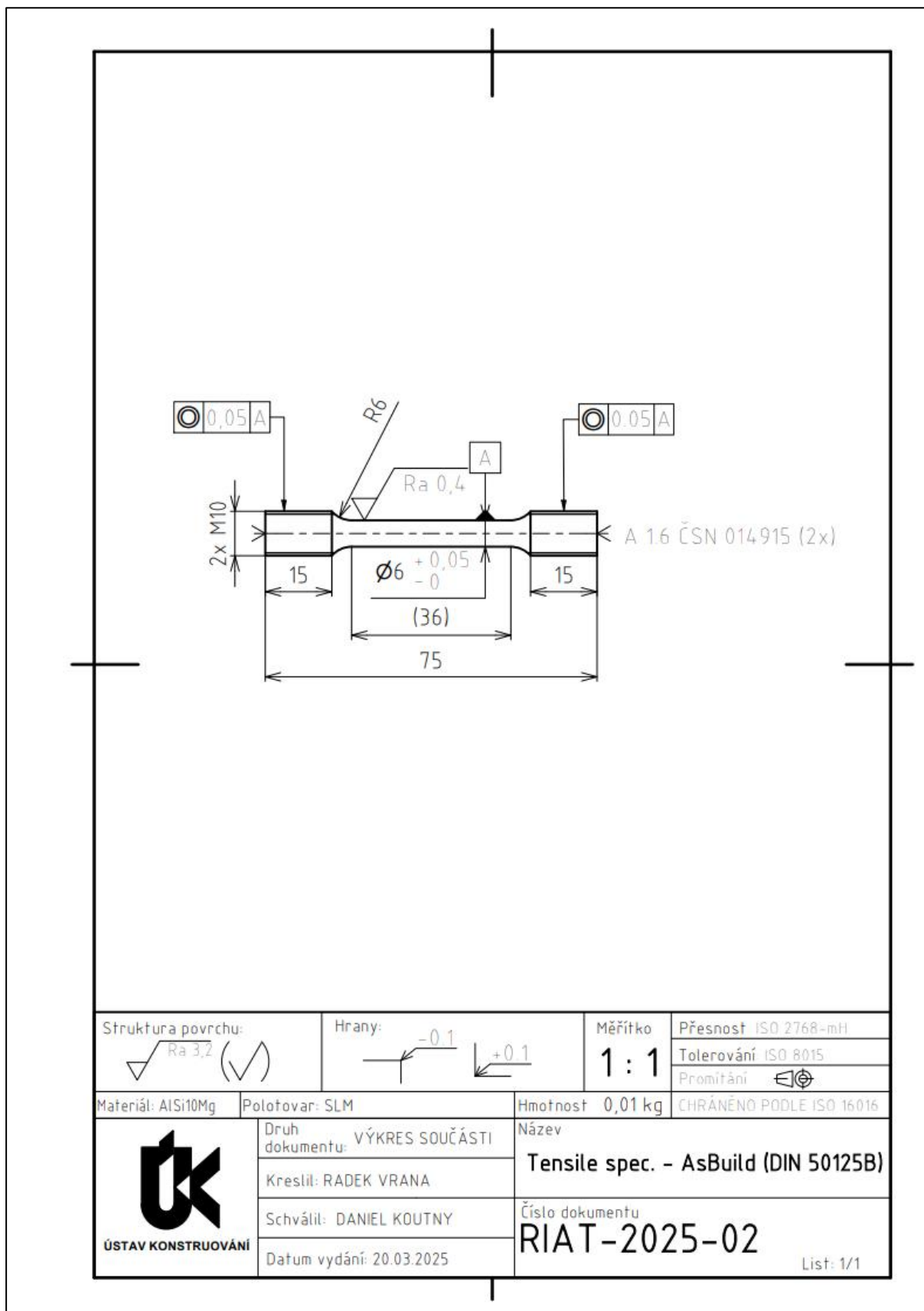
Příloha 2 – MatLab kód pro Gaussian Process Regression

Příloha 3 – Sady procesních parametrů objemových vzorků pro návrh vzdálenosti drah

Příloha 4 – Mikrostruktura vybraných vzorků

Příloha 5 – Shrnující grafy jednotlivých tahových vzorků

Příloha 1 – Výkres tahového vzorku DIN 50125 typ B



Příloha 2 – MatLab kód pro Gaussian Process Regression

Kód je nutné umístit do složky s připravenými daty v excel souborech. V listu musí být sloupce „LP“, „LS“, „hloubka“, „sirka.“ Po spuštění kód automaticky vytvoří .png soubory s 2D i 3D mapami a soubory .txt se statistickými údaji pro každý .xlsx soubor zvlášť.

```
% Vyčištění workspace a zavření všech oken
clc;
clear;
close all;

delete('*.*png');
delete('*.*txt');

% Seznam všech Excel souborů ve složce
file_list = dir('*.*xlsx');

% Zpracování každého souboru
for i = 1:length(file_list)
    % Načtení dat
    filename = file_list(i).name;
    data = readtable(filename);
    [~, name, ~] = fileparts(filename);

    % Extrahování jednotlivých sloupců
    LS = data.LS;
    LP = data.LP;
    depth = max(data.hloubka, 0);
    width = max(data.sirka, 0);

    % Průměrování duplicitních kombinací
    [unique_combinations, ~, idx] = unique([LP, LS], 'rows');
    LP_unique = unique_combinations(:, 1);
    LS_unique = unique_combinations(:, 2);

    depth_unique = accumarray(idx, depth, [], @mean);
    width_unique = accumarray(idx, width, [], @mean);

    % Příprava dat pro GPR
    X_train = [LP_unique, LS_unique];
    y_depth = depth_unique;
    y_width = width_unique;
end
```

```

% Optimalizace GPR modelu pro hloubku (SE)
gprMdl_depth = fitrgp(X_train, y_depth, ...
    'KernelFunction', 'squaredexponential', ...
    'Standardize', true, ...
    'OptimizeHyperparameters', 'auto', ...
    'HyperparameterOptimizationOptions', struct('MaxObjectiveEvaluations', 50, ...
    'AcquisitionFunctionName', 'expected-improvement-plus'));

% Optimalizace GPR modelu pro šířku (SE)
gprMdl_width = fitrgp(X_train, y_width, ...
    'KernelFunction', 'squaredexponential', ...
    'Standardize', true, ...
    'OptimizeHyperparameters', 'auto', ...
    'HyperparameterOptimizationOptions', struct('MaxObjectiveEvaluations', 50, ...
    'AcquisitionFunctionName', 'expected-improvement-plus'));

% Rozsah pro vykreslení 3D plochy (od minima do maxima naměřených hodnot)
LP_min = min(LP);
LP_max = max(LP);
LS_min = min(LS);
LS_max = max(LS);

LP_range = linspace(LP_min, LP_max, 100);
LS_range = linspace(LS_min, LS_max, 100);
[LP_grid, LS_grid] = meshgrid(LP_range, LS_range);

% Predikce s GPR modelem
X_grid = [LP_grid(:), LS_grid(:)];
depth_pred = reshape(predict(gprMdl_depth, X_grid), size(LP_grid));
width_pred = reshape(predict(gprMdl_width, X_grid), size(LP_grid));

% Aproximace výsledků pomocí Polyfitn Toolbox
depth_polyfitn = polyfitn([LP_grid(:), LS_grid(:)], depth_pred(:), 2);
width_polyfitn = polyfitn([LP_grid(:), LS_grid(:)], width_pred(:), 2);

% Výpočet procentuální chyby pro hloubku a šířku
predicted_depth = predict(gprMdl_depth, X_train);
depth_error = y_depth - predicted_depth;
depth_percent_error = (depth_error ./ y_depth) * 100;

```

```

predicted_width = predict(gprMdl_width, X_train);
width_error = y_width - predicted_width;
width_percent_error = (width_error ./ y_width) * 100;

% Průměrná a maximální procentuální chyba
mean_depth_error = mean(abs(depth_percent_error));
max_depth_error = max(abs(depth_percent_error));

mean_width_error = mean(abs(width_percent_error));
max_width_error = max(abs(width_percent_error));

% Výpočet 95% intervalů spolehlivosti
depth_ci = prctile(abs(depth_percent_error), [2.5, 97.5]);
width_ci = prctile(abs(width_percent_error), [2.5, 97.5]);

% Výpočet spolehlivosti modelu
depth_within_ci = sum(abs(depth_percent_error) >= depth_ci(1) &
abs(depth_percent_error) <= depth_ci(2));
width_within_ci = sum(abs(width_percent_error) >= width_ci(1) &
abs(width_percent_error) <= width_ci(2));

depth_reliability = (depth_within_ci / length(depth_percent_error)) * 100;
width_reliability = (width_within_ci / length(width_percent_error)) * 100;

% Uložení statistických vlastností a rovnic
stats_file = [name, '_statistiky.txt'];
fid = fopen(stats_file, 'w');
fprintf(fid, 'Rovnice pro hloubku (%s):\n', name);
fprintf(fid, '%s\n', evalc('disp(depth_polyfitn)'));
fprintf(fid, 'Rovnice pro šířku (%s):\n', name);
fprintf(fid, '%s\n', evalc('disp(width_polyfitn)'));
fprintf(fid, '95%% Interval spolehlivosti pro hloubku:\n');
fprintf(fid, 'Spodní mez: %.2f %%\n', depth_ci(1));
fprintf(fid, 'Horní mez: %.2f %%\n', depth_ci(2));
fprintf(fid, 'Spolehlivost: %.2f %%\n', depth_reliability);
fprintf(fid, '95%% Interval spolehlivosti pro šířku:\n');
fprintf(fid, 'Spodní mez: %.2f %%\n', width_ci(1));
fprintf(fid, 'Horní mez: %.2f %%\n', width_ci(2));
fprintf(fid, 'Spolehlivost: %.2f %%\n', width_reliability);

```

```

fclose(fid);

% Vykreslení hloubky (3D)
figure;
surf(LP_grid, LS_grid, depth_pred, 'EdgeColor', 'none');
hold on;

% Přidání bílé čerchované kontury pro hloubku 80/100
contour3(LP_grid, LS_grid, depth_pred, [100 100], 'LineColor', 'w', 'LineStyle', '--',
'LineWidth', 2.5);

scatter3(LP_unique, LS_unique, y_depth, 20, 'r', 'filled', 'MarkerFaceAlpha', 0.6);

hold off;
title(['Hloubka Single Tracků (3D) - ', name]);
xlabel('Laser Power (LP)');
ylabel('Laser Speed (LS)');
zlabel('Hloubka [mm]');
colorbar;
grid on;
saveas(gcf, [name, '_depth_3D.png']);
close(gcf);

% Vykreslení šířky (3D)
figure;
surf(LP_grid, LS_grid, width_pred, 'EdgeColor', 'none');
hold on;
scatter3(LP_unique, LS_unique, y_width, 20, 'b', 'filled', 'MarkerFaceAlpha', 0.6);
hold off;
title(['Šířka Single Tracků (3D) - ', name]);
xlabel('Laser Power (LP)');
ylabel('Laser Speed (LS)');
zlabel('Šířka [mm]');
colorbar;
grid on;
saveas(gcf, [name, '_width_3D.png']);
close(gcf);

% Vykreslení hloubky (2D)
figure;

```

```

imagesc(LP_range, LS_range, depth_pred);
set(gca, 'YDir', 'normal');
colormap(jet);
colorbar;
grid on;
title(['Hloubka Single Tracků (2D) - ', name]);
xlabel('Laser Power (LP)');
ylabel('Laser Speed (LS)');
hold on;

% Přidání bílé čerchované kontury pro hloubku 80/100
contour(LP_grid, LS_grid, depth_pred, [100 100], 'LineColor', 'w', 'LineStyle', '--',
'LineWidth', 2.5);

hold off;
saveas(gcf, [name, '_depth_2D.png']);
close(gcf);

% Vykreslení šířky (2D)
figure;
imagesc(LP_range, LS_range, width_pred);
set(gca, 'YDir', 'normal');
colormap(jet);
colorbar;
grid on;
title(['Šířka Single Tracků (2D) - ', name]);
xlabel('Laser Power (LP)');
ylabel('Laser Speed (LS)');
saveas(gcf, [name, '_width_2D.png']);
close(gcf);
end

```

Příloha 3 – Sady procesních parametrů objemových vzorků pro návrh vzdálenosti drah

Tab. 20 První sada vzorků pro návrh vzdálenosti drah s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 67°

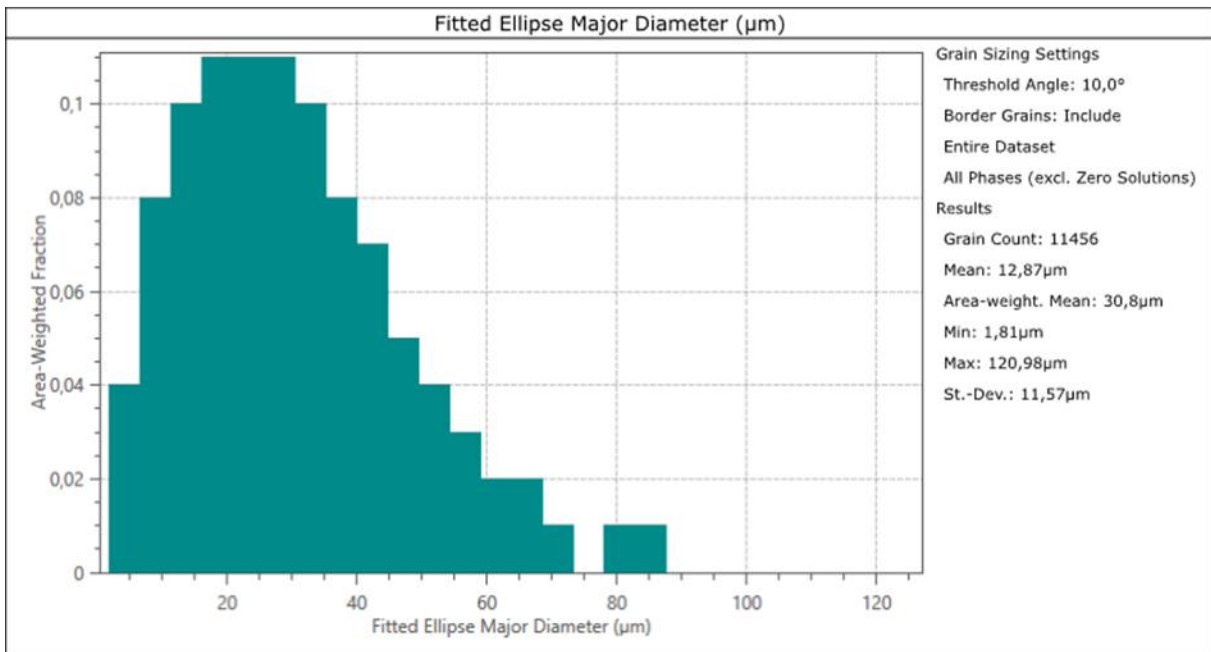
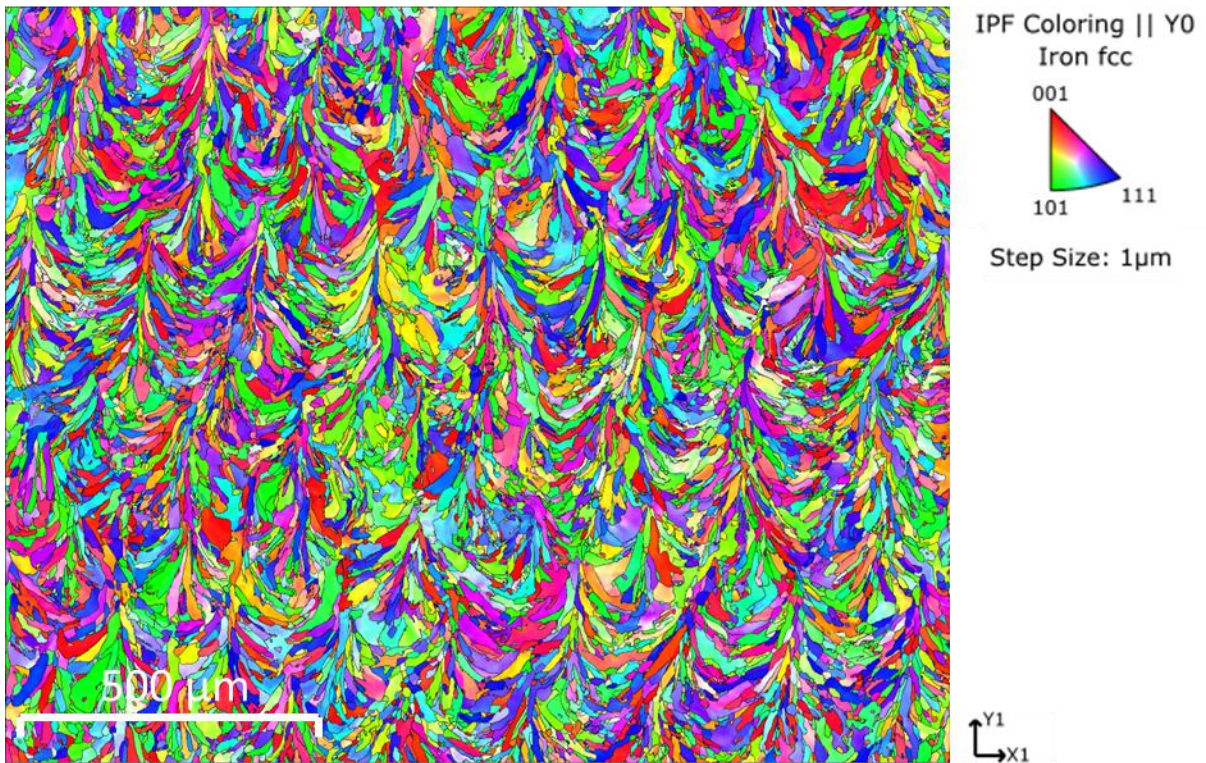
<i>LT</i> (μm)	<i>LP</i> (W)	<i>LS</i> (mm/s)	<i>Š_n</i> (μm)	<i>HD</i> (μm)	<i>VED</i> (J/mm³)
80	225	500	130	55	102
80	225	500	130	60	94
80	225	500	130	65	87
80	275	600	151	60	95
80	275	600	151	68	85
80	275	600	151	75	76
80	350	100	363	145	302
80	350	100	363	160	273
80	350	100	363	175	250
80	400	100	378	150	333
80	400	100	378	170	294
80	400	100	378	190	263
100	225	450	172	70	71
100	225	450	172	80	63
100	225	450	172	90	56
100	150	300	145	60	83
100	150	300	145	65	77
100	150	300	145	70	71
100	250	300	162	65	128
100	250	300	162	72,5	115
100	250	300	162	80	104
100	375	300	177	70	179
100	375	300	177	80	156
100	375	300	177	90	139
100	400	300	199	80	167
100	400	300	199	90	148
100	400	300	199	100	133

Tab. 21 Druhá sada vzorků pro návrh vzdálenosti drah s rotací směru skenování po sobě následujících vrstev 90°

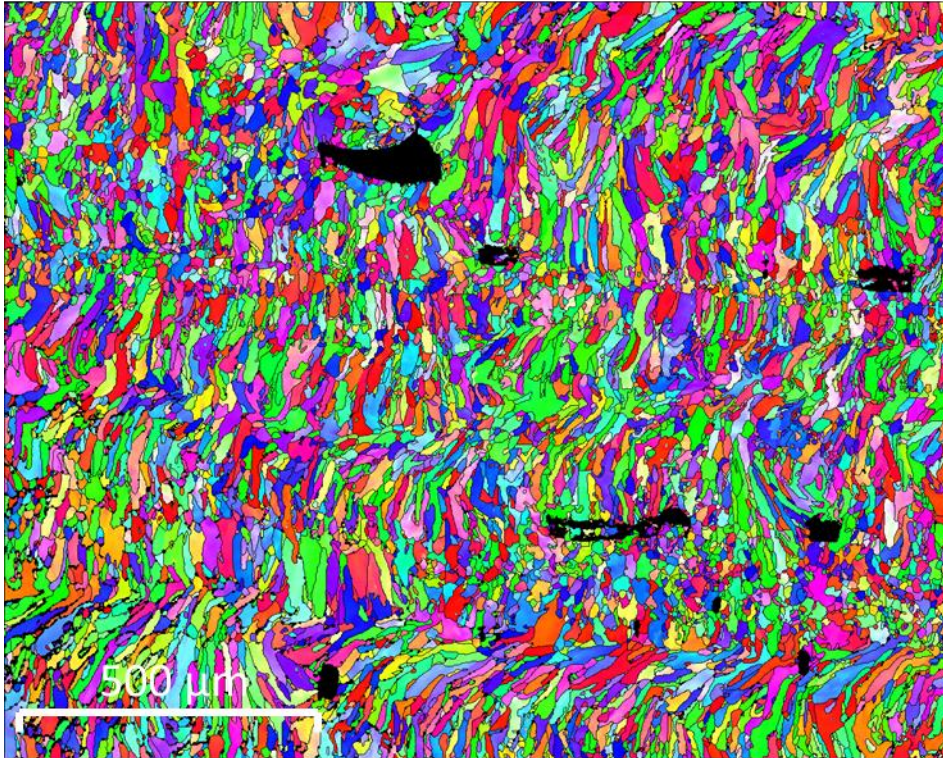
LT (μm)	LP (W)	LS (mm/s)	\check{S}_n (μm)	HD (μm)	VED (J/mm^3)
80	250	500	142	50	125
80	250	500	142	55	114
80	250	500	142	60	104
80	250	500	142	65	96
80	275	600	151	60	95
80	275	600	151	65	88
80	275	600	151	70	82
80	275	600	151	75	76
80	350	100	363	140	313
80	350	100	363	150	292
80	350	100	363	160	273
80	350	100	363	170	257
100	250	450	153	60	93
100	250	450	153	65	85
100	250	450	153	70	79
100	250	450	153	75	74
100	250	300	162	55	152
100	250	300	162	60	139
100	250	300	162	65	128
100	250	300	162	70	119
100	375	300	177	75	167
100	375	300	177	80	156
100	375	300	177	85	147
100	375	300	177	90	139

Příloha 4 – Mikrostruktura vybraných vzorků

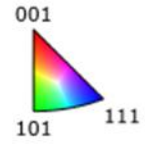
LT 50 μm , Rotace 90°



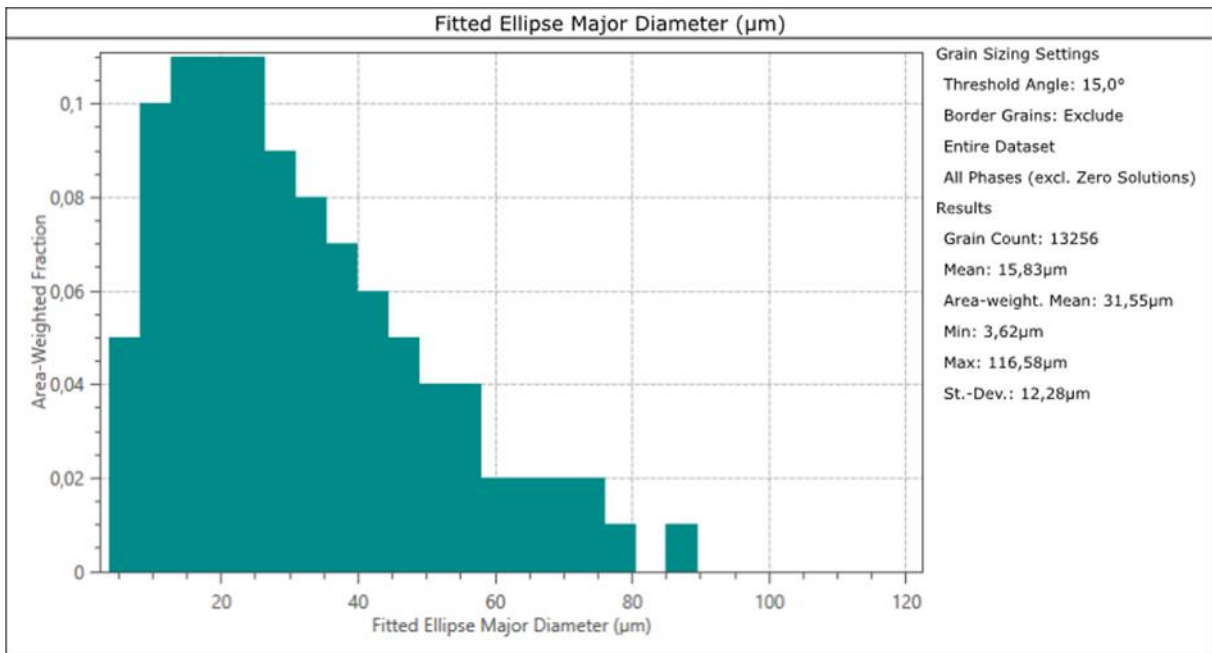
LT 80 μm , LE, Rotace 90°



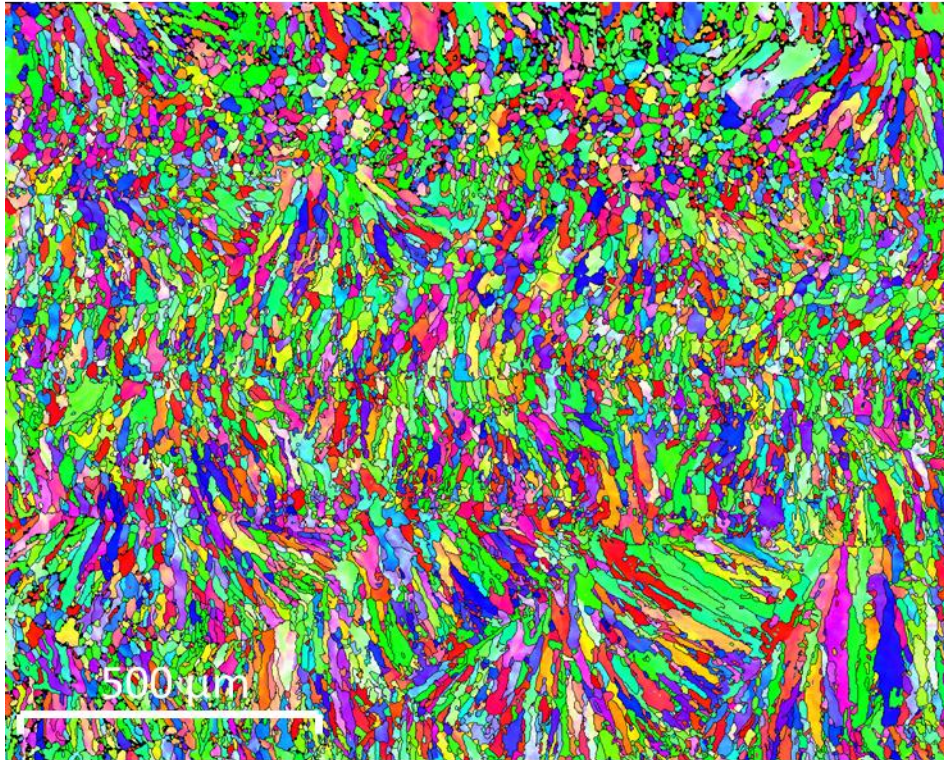
IPF Coloring || Y0
Iron fcc



Step Size: 1 μm



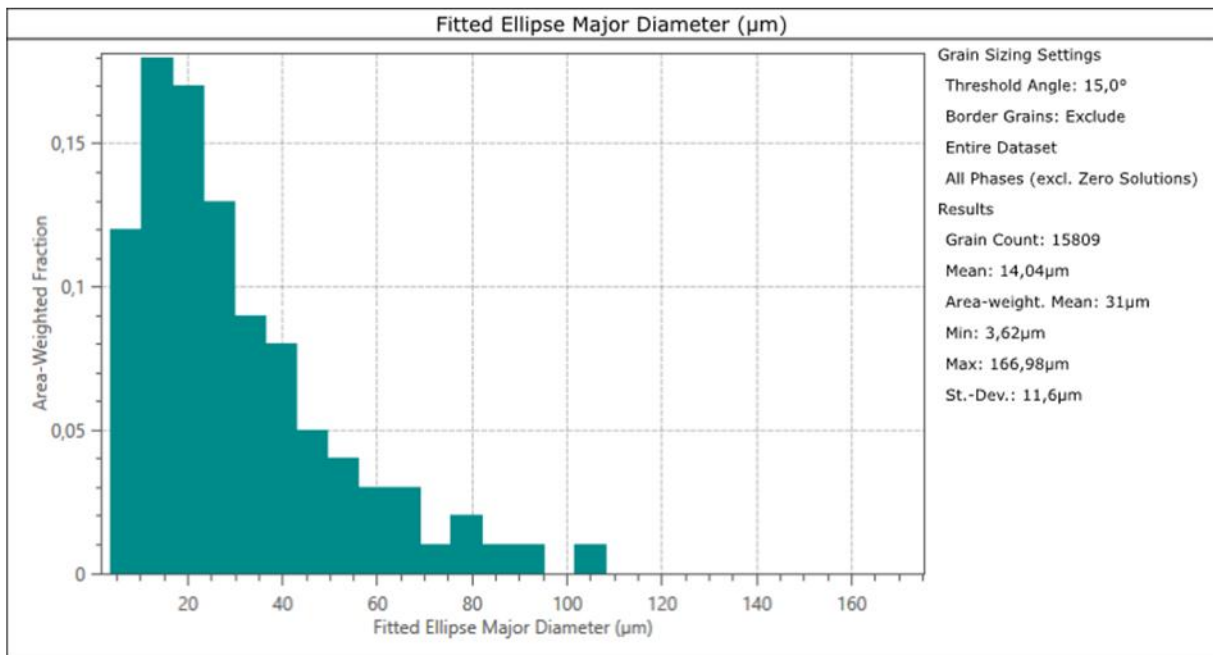
LT 80 μm , HE, Rotace 90°



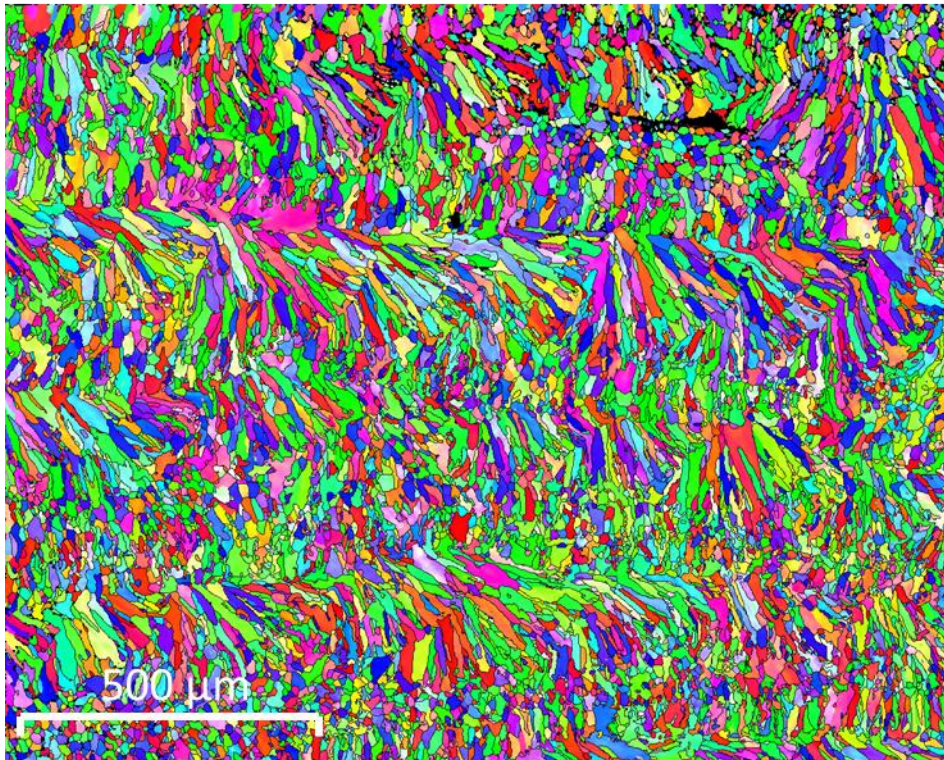
IPF Coloring || Y0
Iron fcc



Step Size: 1 μm



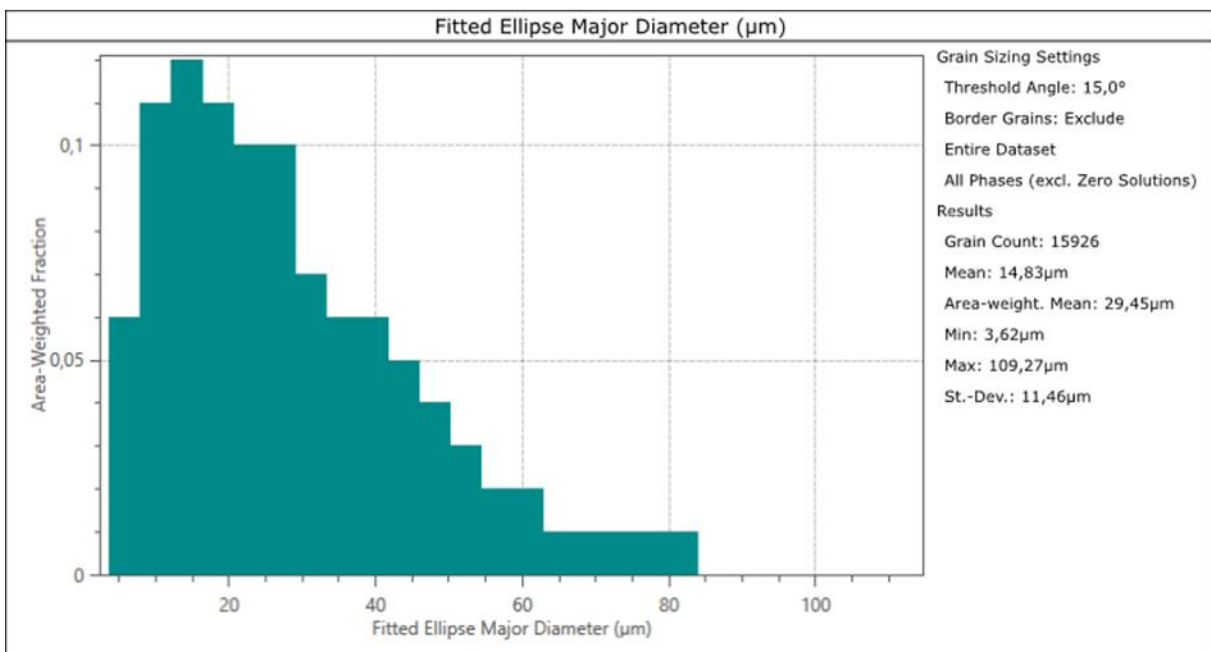
LT 100 μm , LE, Rotace 90°



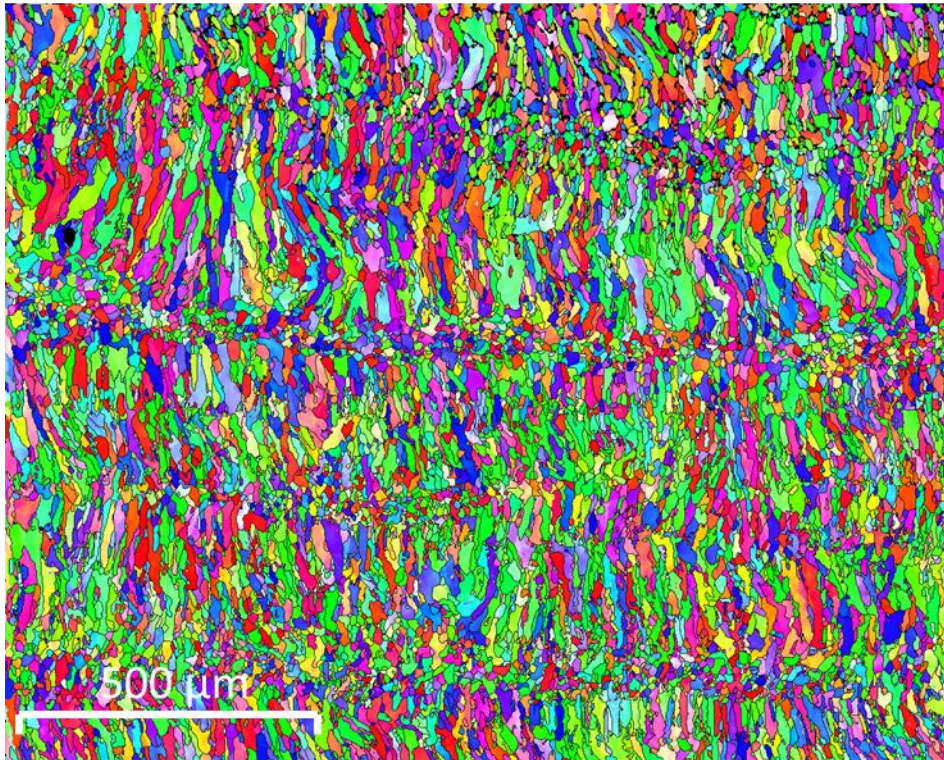
IPF Coloring || Y0
Iron fcc



Step Size: 1 μm



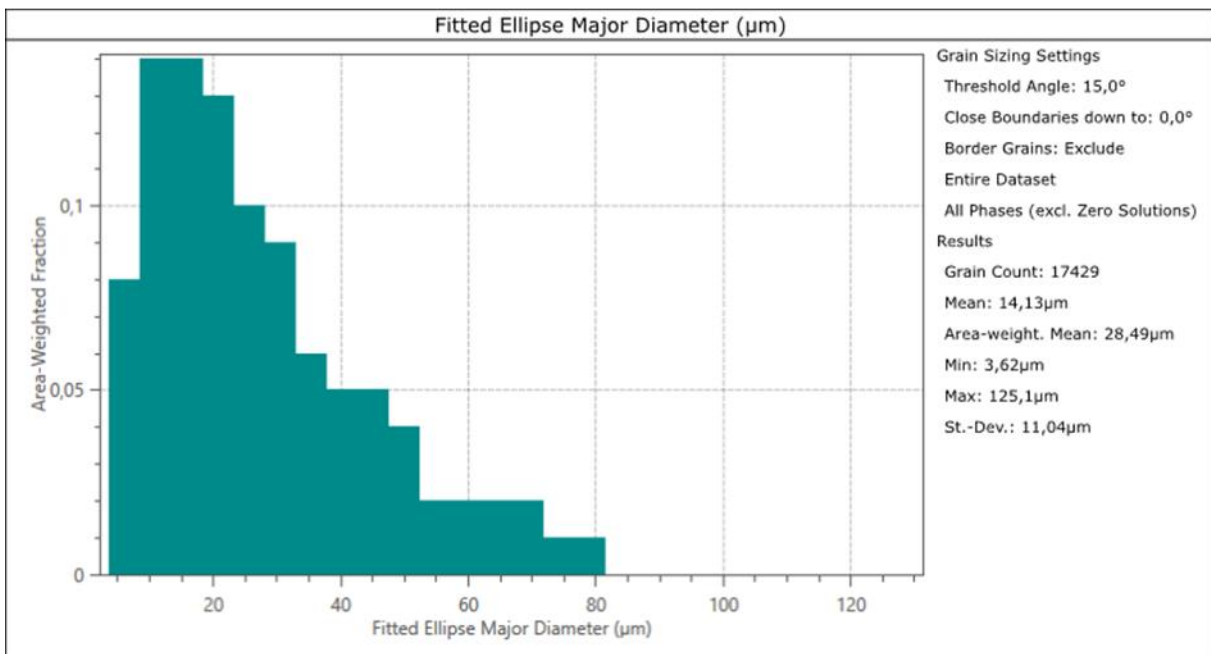
LT 100 μm , HE, Rotace 90°



IPF Coloring || Y0
Iron fcc



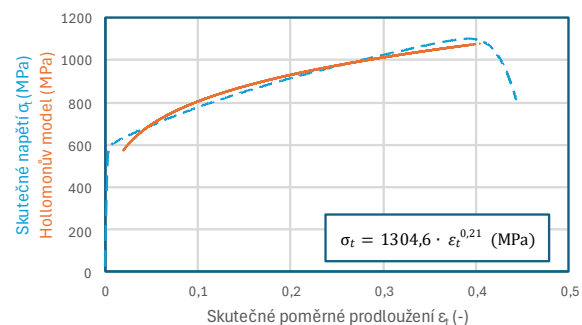
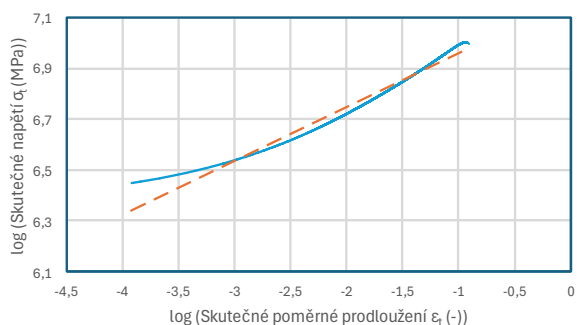
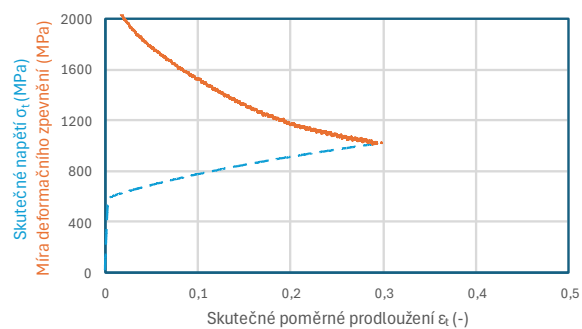
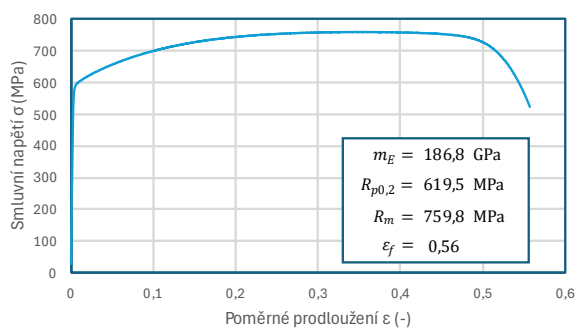
Step Size: 1 μm



Příloha 5 – Shrnující grafy jednotlivých tahových vzorků

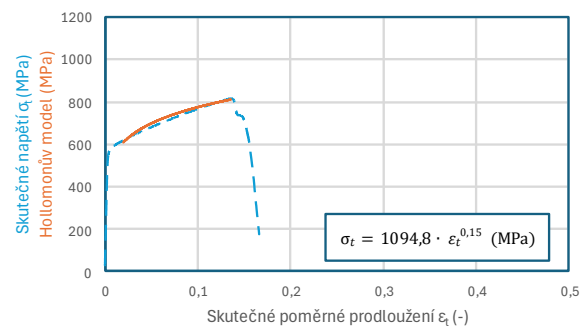
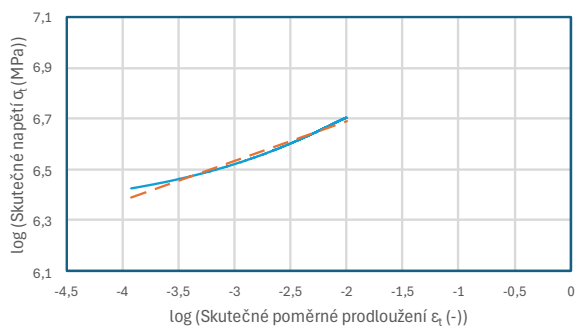
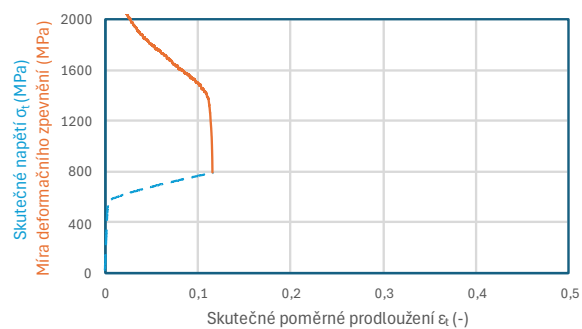
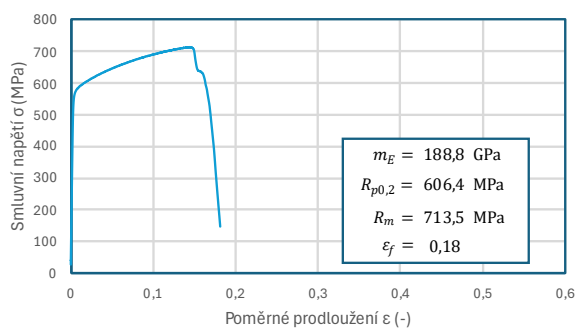
LT 50 μm Rotace 90°

Rel. hustota 99,96 %



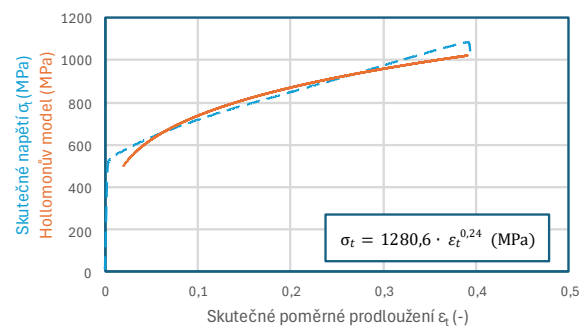
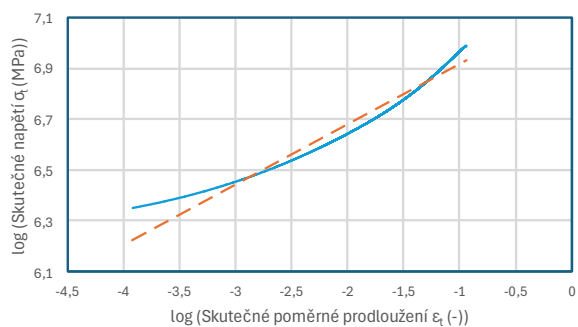
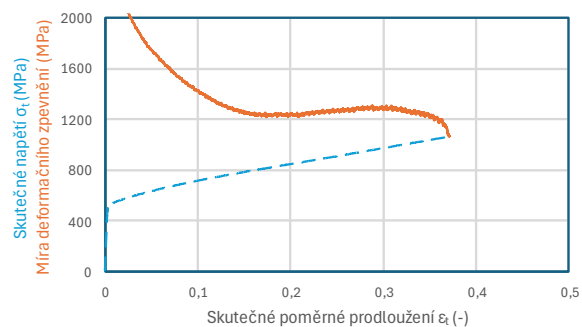
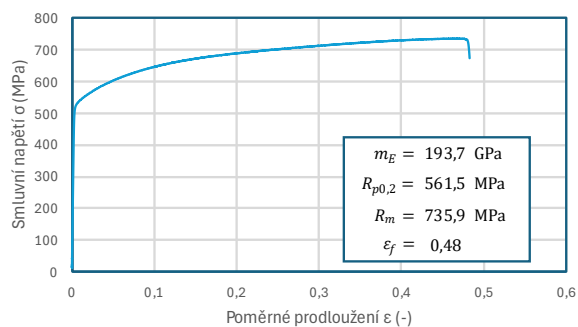
LT 80 μm LE Rotace 90°

Rel. hustota 99,96 %



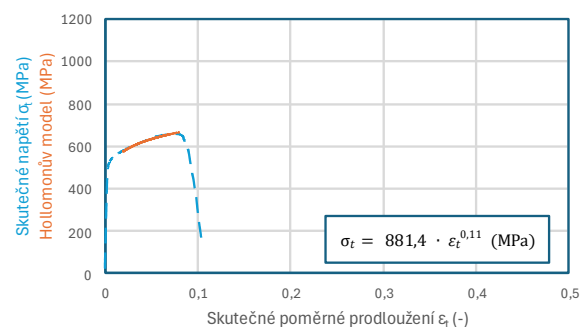
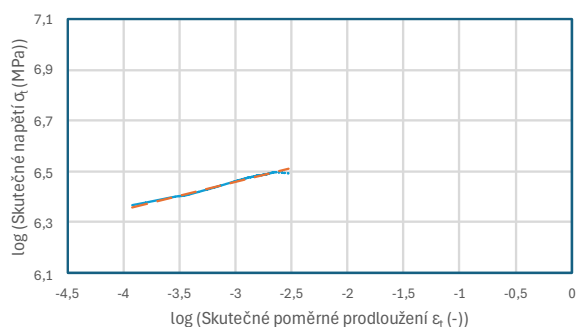
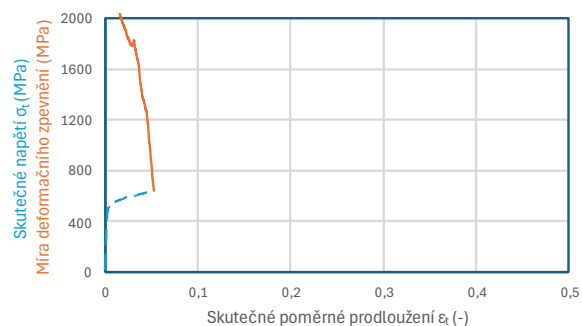
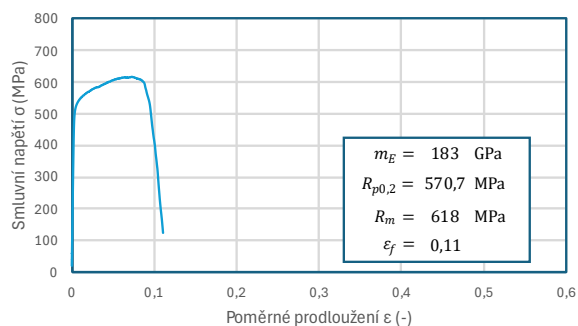
LT 80 μm HE Rotace 90°

Rel. hustota 98,75 %



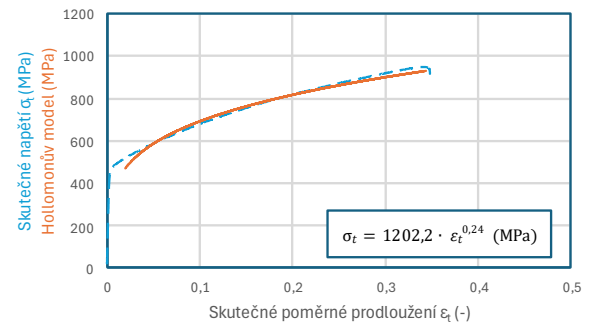
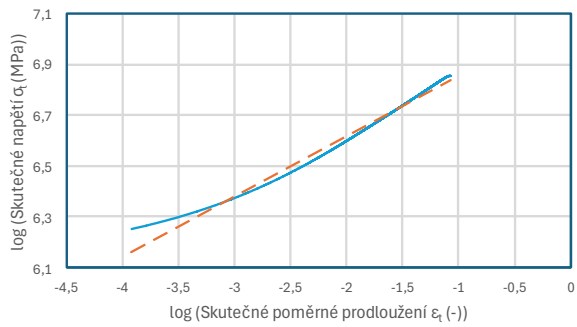
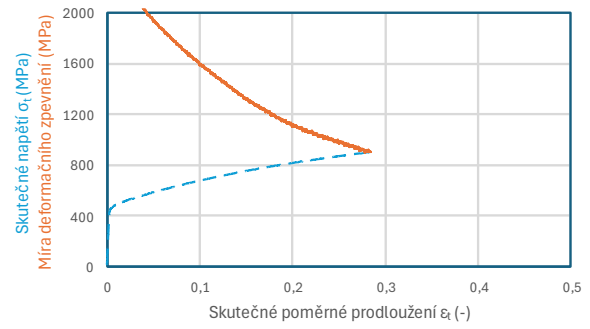
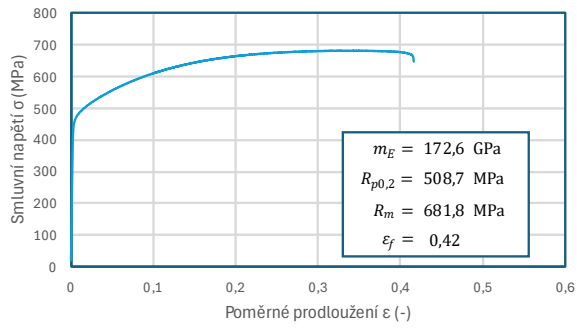
LT 100 μm LE Rotace 90°

Rel. hustota 99,25 %



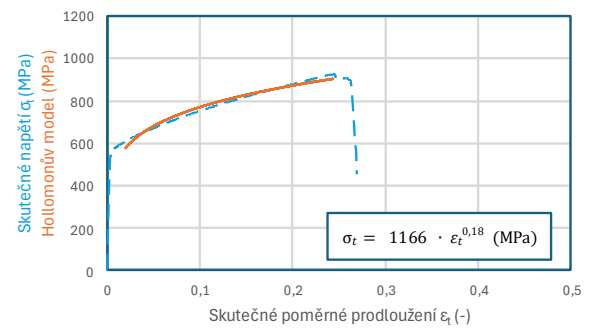
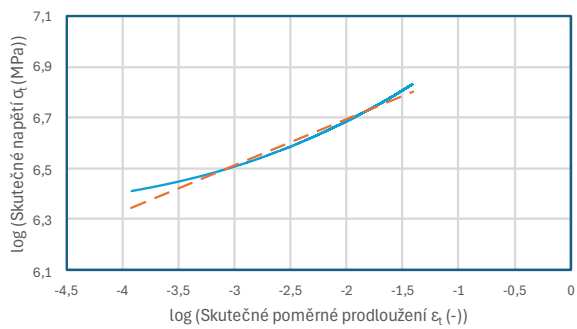
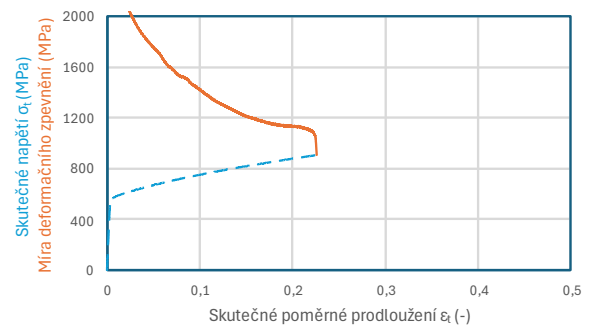
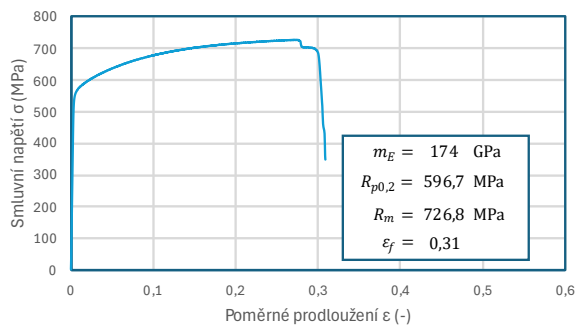
LT 100 μm HE Rotace 90°

Rel. hustota 98,45 %



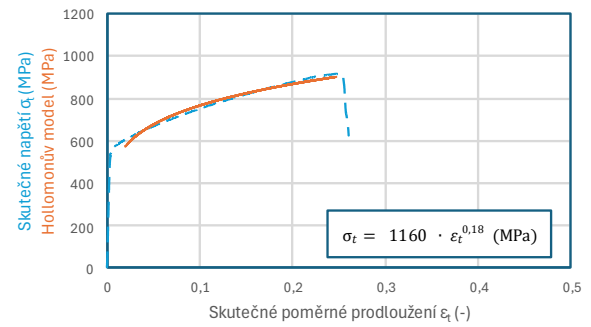
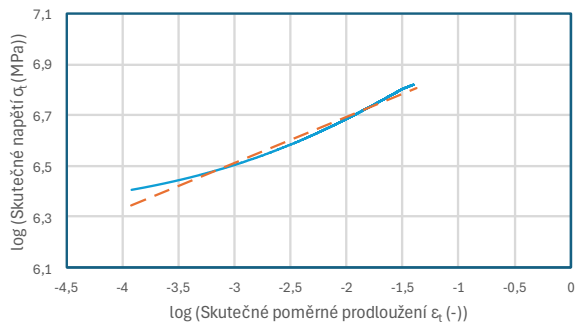
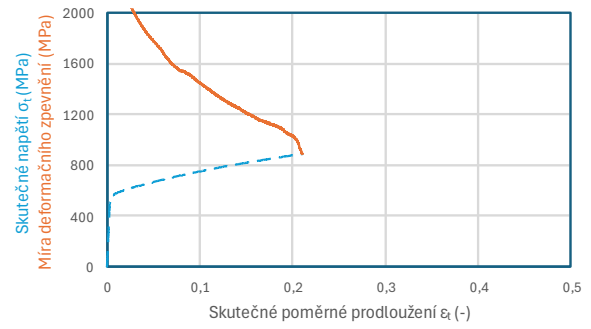
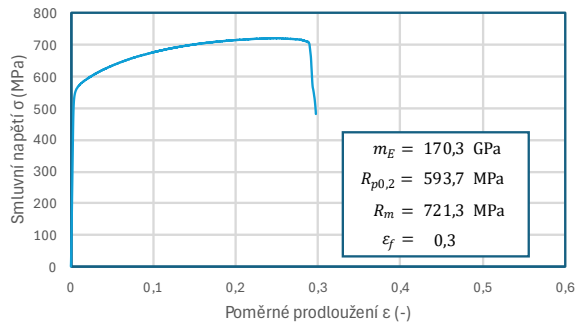
LT 100 μm LE Rotace 90° + Remelt 1

Rel. hustota 99,72 %



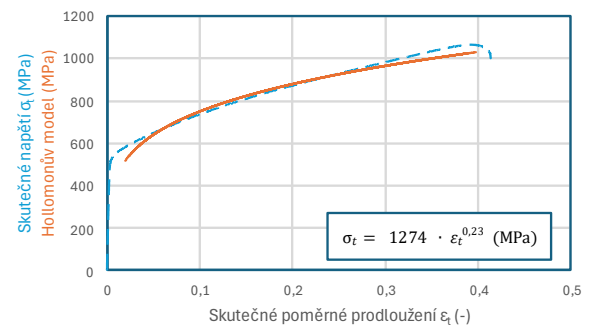
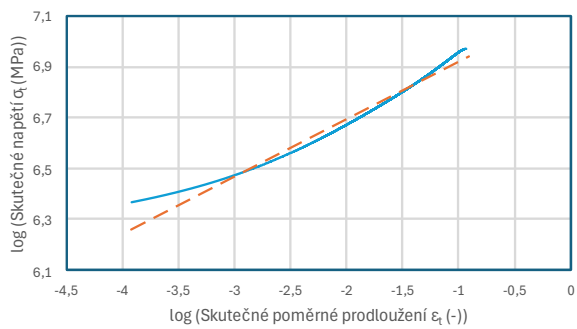
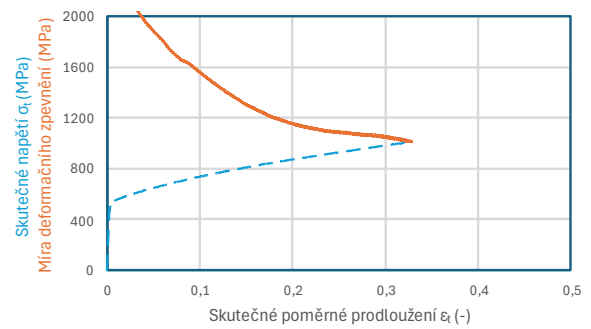
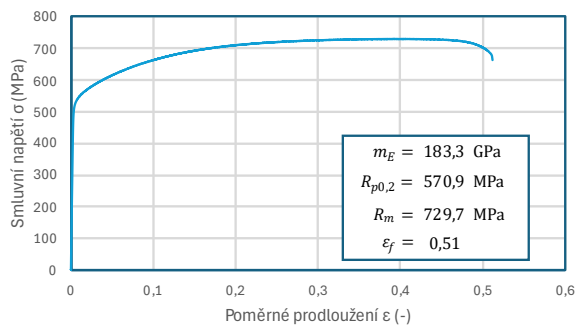
LT 100 μm LE Rotace 90° + Remelt 2

Rel. hustota 99,70 %



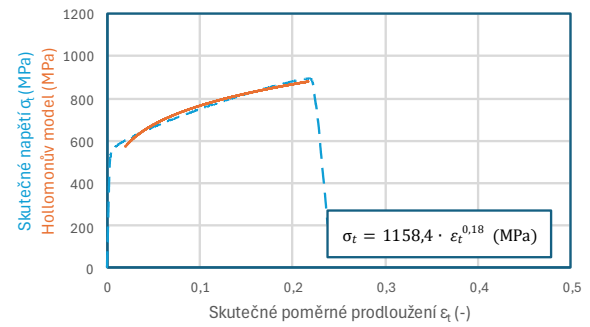
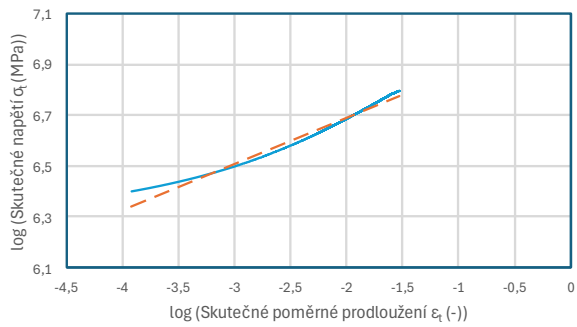
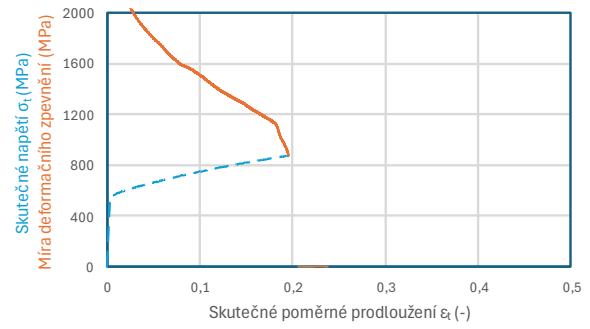
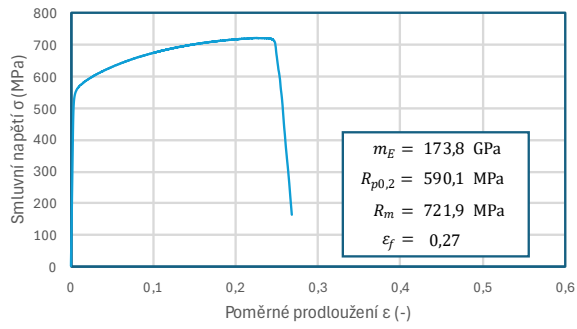
LT 100 μm LE Rotace 67°

Rel. hustota 99,67 %



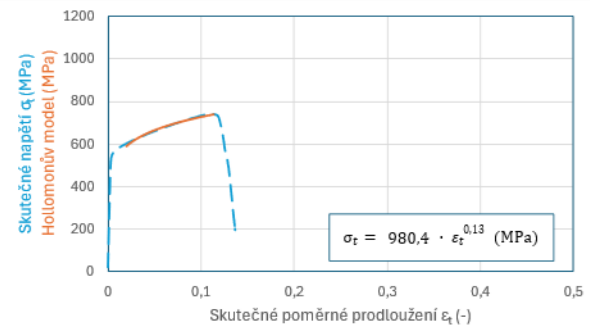
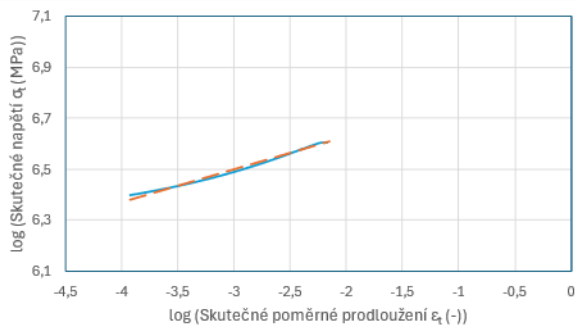
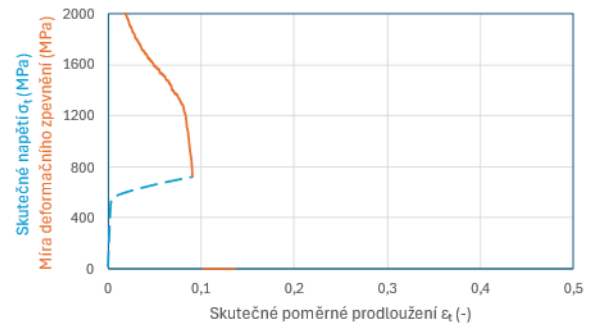
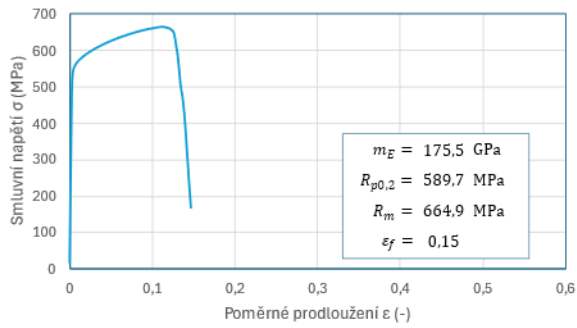
LT 100 μm HE Rotace 67°

Rel. hustota 98,83 %



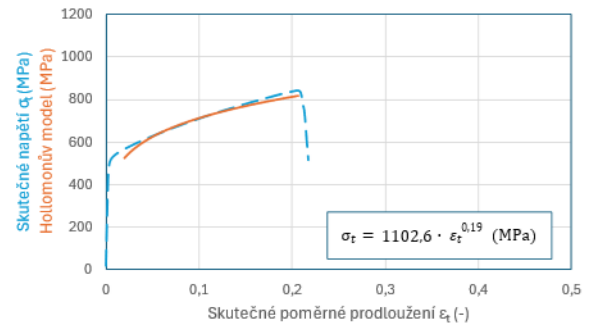
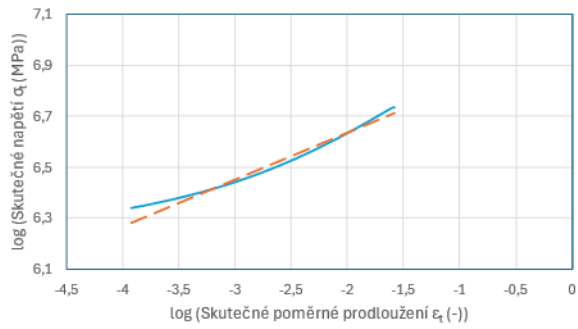
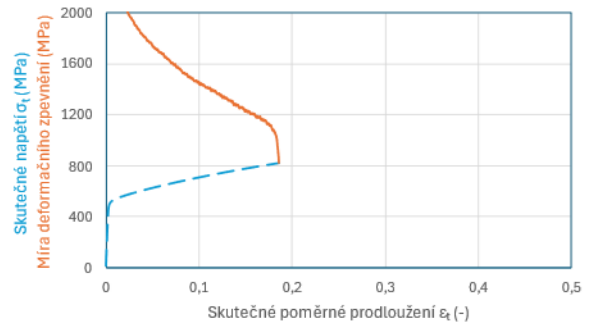
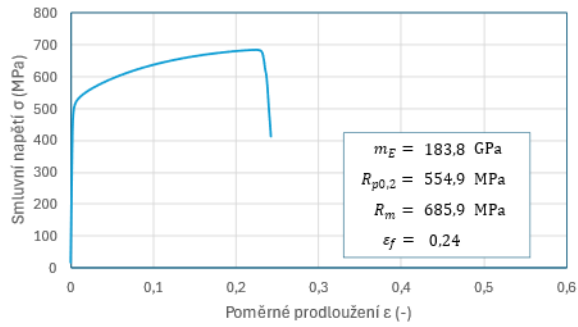
LT 100 μm LE + Remelting 1 90°

Rel. hustota 99,44 %



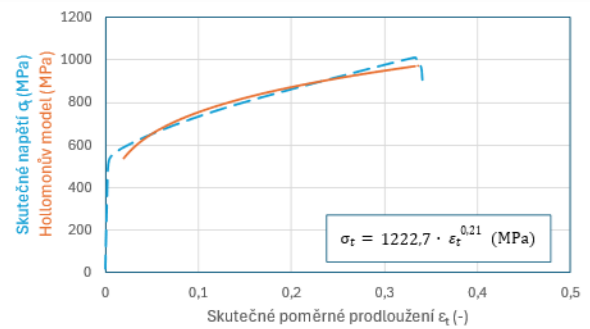
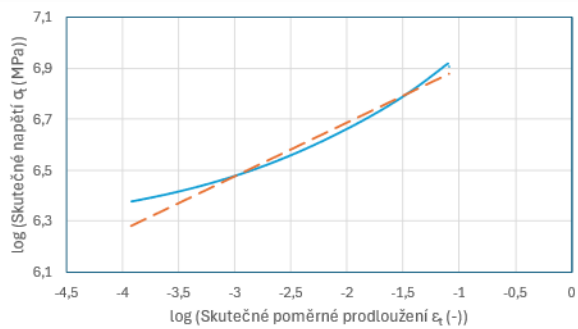
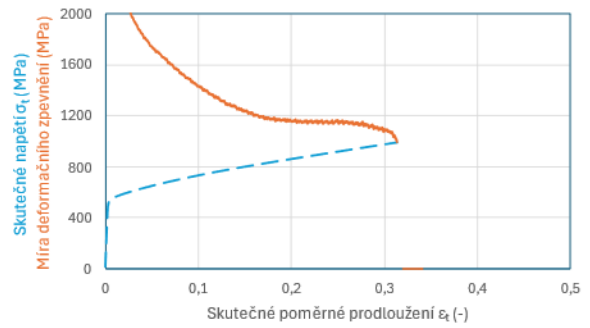
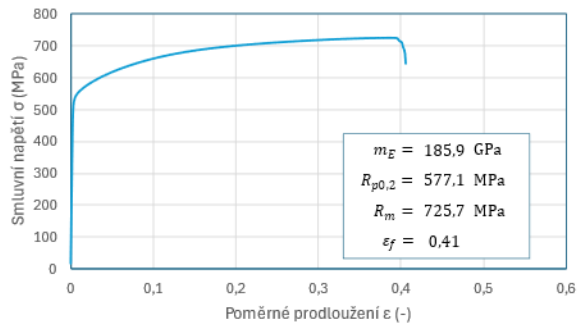
LT 100 μm LE + Remelting 1 0°

Rel. hustota 99,29 %



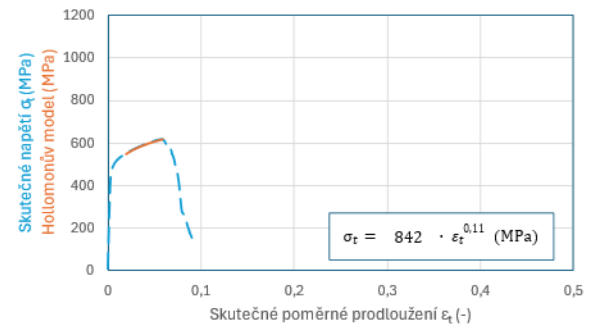
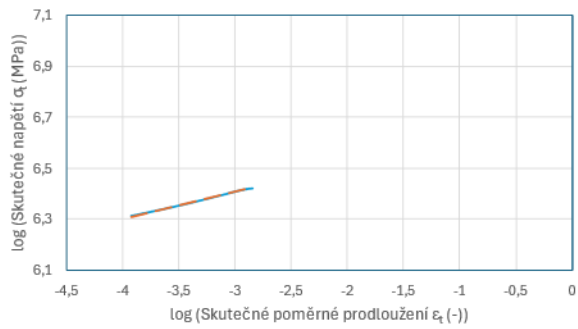
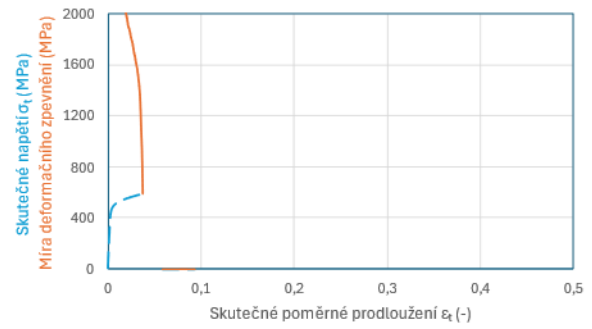
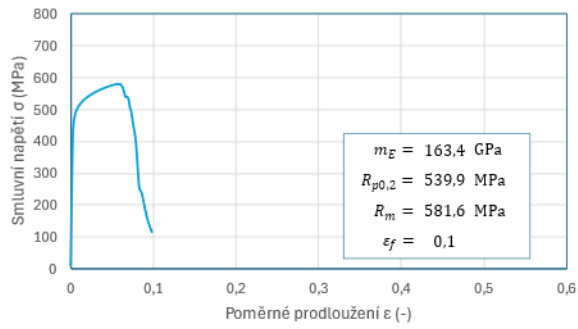
LT 100 μm LE + Remelting 1 55°

Rel. hustota 99,50 %



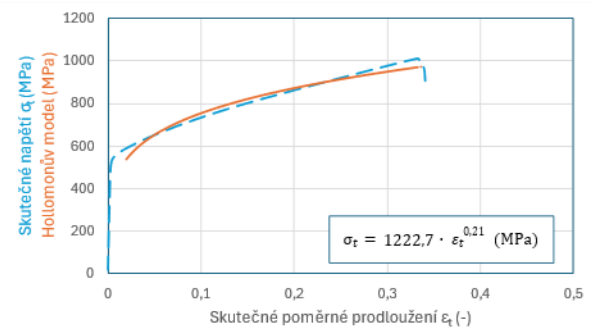
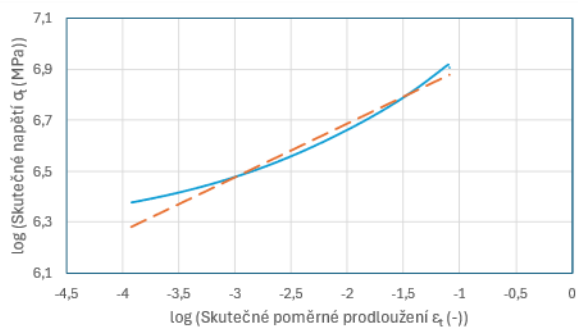
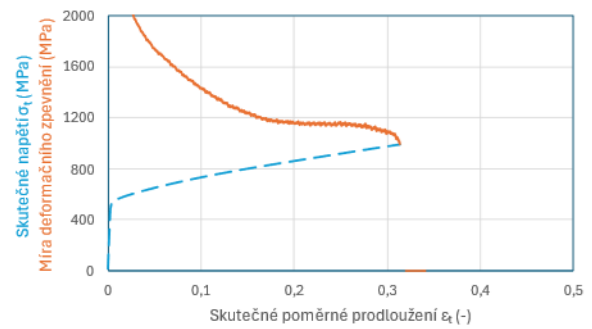
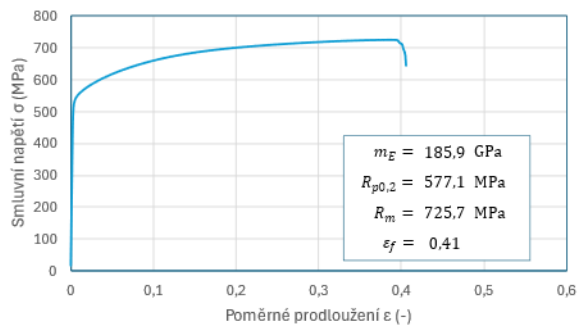
LT 80 μm LE 90°

Rel. hustota 99,71 %



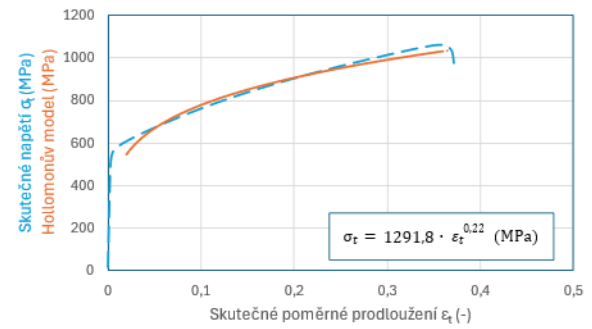
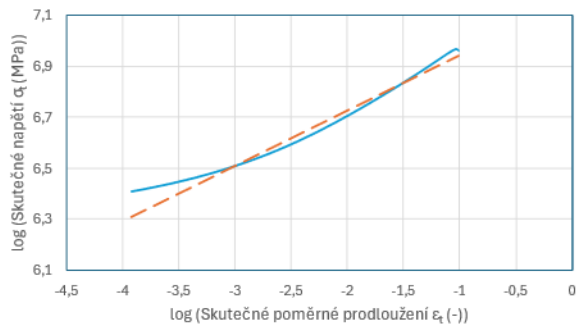
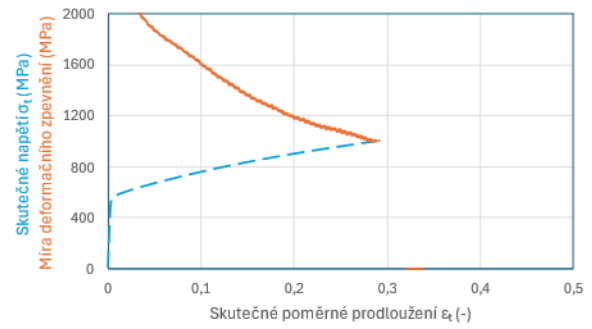
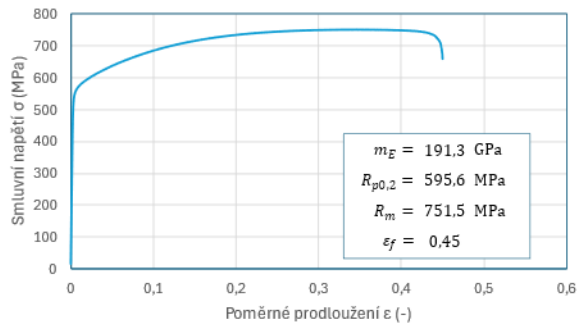
LT 100 μm LE + Remelting 1 55°

Rel. hustota 99,50 %



LT 80 μm LE 0°

Rel. hustota 99,97 %



LT 80 μm LE 55°

Rel. hustota 99,98 %

