



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**VYUŽITÍ ADITIVNÍ TECHNOLOGIE PRO NÁVRH VÝROBY
ŽÁRUPEVNÝCH SOUČÁSTÍ TURBODMYCHADEL**

USE OF ADDITIVE TECHNOLOGY FOR THE PRODUCTION CONCEPT OF TURBOCHARGER
COMPONENTS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jan Robl

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Josef Sedlák, Ph.D.

BRNO 2018

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Jan Robl**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Strojírenská technologie
Vedoucí práce: **doc. Ing. Josef Sedlák, Ph.D.**
Akademický rok: 2017/18

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

Využití aditivní technologie pro návrh výroby žárupevných součástí turbodmychadel

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Bakalářská práce se bude zabývat možnostmi výroby žárupevných součástí turbodmychadel (turbínového kola) s využitím moderní aditivní technologie. Cílem práce bude porovnání vytisknutého (sintrovaného) materiálu technologií Selective Laser Sintering (SLS) s dostupnými ISO normami. Součástí práce bude rovněž provedená studie možností 3D tisku z dostupných aditivních materiálů na bázi žárupevných niklových slitin. Práce bude ukončena technicko–ekonomickým zhodnocením s následným rozбором a celkovým zhodnocením aplikované technologie, včetně dostupných aditivních materiálů.

Cíle bakalářské práce:

1. Teoretická část (možnosti výroby žárupevných součástí z Ni slitin)
2. Využití práškových materiálů při aditivní výrobě (technologie Selective Laser Sintering)
3. Experimentální část (porovnání mechanických vlastností testovaného materiálu, odlití turbínového kola)
4. Technicko–ekonomické zhodnocení

Seznam doporučené literatury:

PÍŠKA, M. a kolektiv. Speciální technologie obrábění. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2009. 246 s. ISBN 978-80-214-4025-8.

CHUA, C. K., LEONG, K. F., LIM, C. S. Rapid Prototyping: Principles and Applications. 3rd ed. New Jersey: World Scientific, 2010. 512 pp. ISBN 978-981-277-897-0.

JACOBSON, D. M., RENNIE, A. E. W., BOCKING C.E. In: Proceedings of the 5th National Conference on Rapid Design, Prototyping, and Manufacture. Professional Engineering Publishing, 2004. 112 pp. ISBN 186-058-465-9.

Příručka obrábění-kniha pro praktiky. Přel. KUDELA, M. AB Sandvik Coromant. Praha: Scientia, s.r.o., 1997. 857 s. Přel. z: Modern Metal Cutting – A Practical Handbook. ISBN 91-97 22 99-4-6.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2017/18

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá možným využitím aditivní technologie v žárupevných aplikacích. Rychlý pokrok aditivní technologie v posledních letech s sebou přinesl mimo jiné i dokonalejší materiály, jejichž příkladem jsou i niklové superslitiny, otevírající nové příležitosti využití aditivní technologie. První část práce je zaměřena na problematiku zpracování niklových superslitin, konkrétně na technologii přesného lití a aditivní technologie umožňující zpracování kovového materiálu. Tyto teoretické poznatky jsou dále uplatněny v praktické části, která se zabývá analýzou mechanických vlastností a textury povrchu následovanou komplexním rozbořem materiálu zpracovaného technologií DMLS. Součástí práce je i rozbor lomových ploch na transmisním a elektronovém mikroskopu. Na základě získaných poznatků je závěrem provedena úvaha nad možným využitím metody DMLS v budoucích žárupevných aplikacích.

Klíčová slova

aditivní technologie, 3D tisk, metoda DMLS, Inconel 718

ABSTRACT

The thesis deals with possible use of additive technology in heat-resistant applications. The rapid improvement of additive technology in recent years has brought more advanced materials such as nickel based superalloys, opening new opportunities for the use of this additive technology. First part of the thesis is dedicated to nickel based superalloys processing, precision casting and metal additive manufacturing. Other part analysed the results of mechanical properties and textures of the surface followed by a comprehensive assessment of DMLS technology. Part of the thesis is also the analysis of fracture surfaces on transmission and electron microscopy. Based on acquired knowledge, the conclusion is made about the possible use of DMLS in the future of heat-resistant applications.

Key words

additive manufacturing, additive technology, 3D printing, DMLS, Inconel 718

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ROBL, J. *Využití aditivní technologie pro návrh výroby žárupevných součástí turbodmychadel*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2018. 66 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Josef Sedlák, Ph.D.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Využití aditivní technologie pro návrh výroby žárupevných součástí turbodmychadel** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

22. 5. 2018

Datum

Jan Robl

PODĚKOVÁNÍ

Chtěl bych poděkovat panu doc. Ing. Josefu Sedlákoví PhD. za odborné vedení práce, věcné připomínky a vstřícnost při konzultacích. Dále děkuji společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. za poskytnutí zázemí a možnosti přínosné spolupráce. Mé poděkování patří také panu Ing. Milanu Kalivodovi za konzultace v oblasti třískového obrábění. Děkuji panu doc. Ing. Róbertu Jankových CSc., paní Ing. Kateřině Mouralové Ph.D. a jejich týmům za pomoc, rady a čas, který mi věnovali při řešení dané problematiky. V neposlední řadě bych chtěl poděkovat své přítelkyni Marii a rodině za jejich podporu během mého studia.

Část práce byla provedena za podpory výzkumné infrastruktury CEITEC Nano (ID LM2015041, MŠMT, 2016–2019), CEITEC Vysoké učení technické v Brně.

OBSAH

ABSTRAKT	3
BIBLIOGRAFICKÁ CITACE.....	4
PROHLÁŠENÍ	5
PODĚKOVÁNÍ.....	6
OBSAH	7
ÚVOD	9
1 SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU	10
2 MIKROSTRUKTURA NIKLOVÝCH SUPERSLITIN	11
2.1 Fáze γ	11
2.2 Fáze γ'	12
2.3 Fáze γ''	12
2.4 Fáze δ	12
3 VÝROBA ŽÁRUPEVNÝCH SOUČÁSTÍ Z NIKLOVÝCH SUPERSLITIN.....	14
3.1 Odlévání niklových superslitin	14
3.1.1 Technologie přesného lití.....	14
3.2 Aditivní technologie	16
3.2.1 Selective Laser Melting	17
3.2.2 Electron-Beam Melting.....	17
3.2.3 Direct Metal Laser Sintering.....	17
4 MATERIÁLY POUŽÍVANÉ PRO DMLS	20
4.1 HX.....	20
4.2 Inconel 939	20
4.3 Inconel 625	21
4.4 Inconel 718	21
4.4.1 Mechanické vlastnosti.....	21
5 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITINY INCONEL 718	23
5.1 Rozpouštěcí žíhání.....	23
5.2 Precipitační vytvrzování	23

6	VÝROBA TISKNUÝCH POLOTOVARŮ	25
7	VÝROBA ODLITÝCH POLOTOVARŮ	28
8	MAKROSTRUKTURA	29
8.1	Vyhodnocení makrostruktury	30
9	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ.....	31
10	STRUKTURA POVRCHU	32
10.1	Zhodnocení textury povrchu	36
11	KONTROLA VNĚJŠÍ GEOMETRIE TISKNUÝCH VZORKŮ	37
11.1	Příprava měřeného objektu	37
11.2	Výstupy skenování vnější geometrie	37
11.3	Zhodnocení kontroly vnějších rozměrů	37
12	MECHANICKÉ VLASTNOSTI.....	38
12.1	Příprava vzorků.....	38
12.2	Zkouška tahem za zvýšené teploty ČSN ISO EN 6892-2	39
12.3	Zkouška tahem za pokojové teploty ČSN EN ISO 6892-1	40
12.4	Creepová zkouška	41
12.5	Zhodnocení mechanických vlastností.....	41
13	ELEKTRONOVÁ A TRANSMISNÍ MIKROSKOPIE.....	47
13.1	Lomová plocha	47
13.2	Zhodnocení lomové plochy	48
13.3	Obrobený závit.....	49
13.4	Zhodnocení obrobené plochy závitu.....	49
13.5	Příprava TEM lamely pro EDX analýzu.....	50
13.6	EDX analýza TEM lamely.....	51
14	VÝROBA TURBÍNOVÉHO KOLA	54
15	TECHNICKO-EKONOMICKÉ ZHODNOCENÍ.....	55
	ZÁVĚR.....	56
	POUŽITÁ LITERATURA.....	59
	SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK	64
	SEZNAM PŘÍLOH	66

ÚVOD

Rychlost zavádění nových produktů dle aktuálních požadavků trhu se v posledních letech stalo ve specifických oblastech strojírenského průmyslu synonymem samotné rentability výroby. Schopnost flexibilně reagovat na nejnovější poznatky současné vědy a uspokojovat tak rychle se měnící poptávku, se stává stále větší překážkou pro celou řadu strojírenských společností. Ve velkém množství případů jsou konvenční metody používané v životním cyklu výrobku zdoluhavé a nevyhovují tak moderním požadavkům zákazníka na rychlost zavádění sériové výroby.

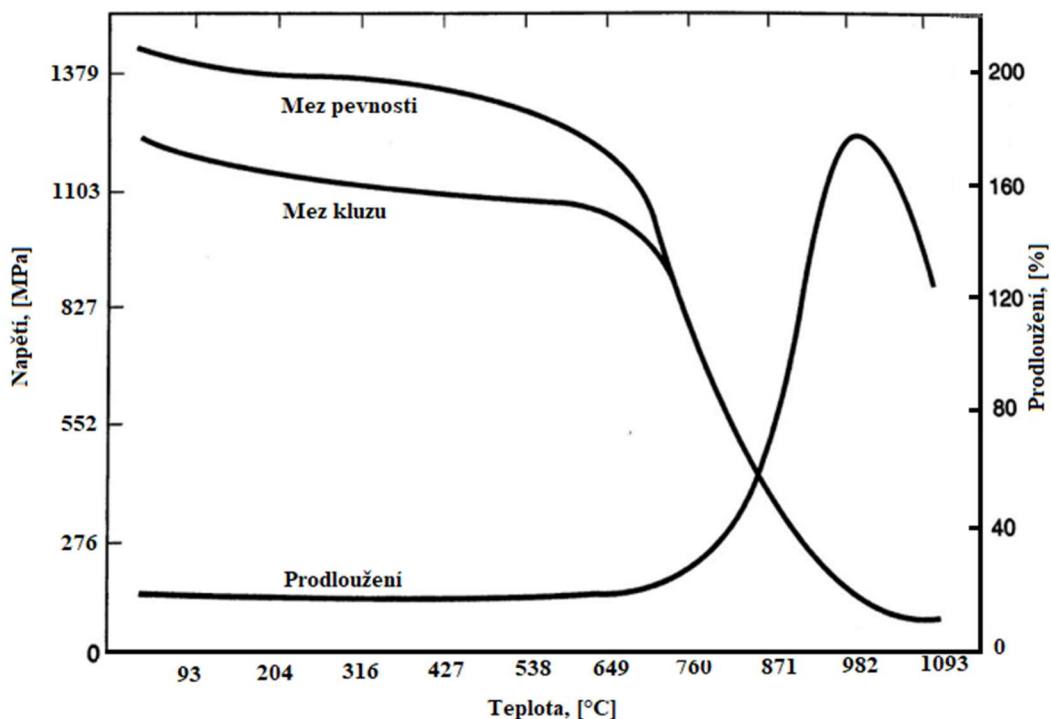
Velmi progresivní se v tomto ohledu jeví některé aditivní technologie, které umožňují uspokojovat požadavky zákazníků na co nejkratší dobu vývoje, při současném udržení vysoké kvality vyrobených součástí. Odstraněním nutnosti velkých investic do výrobních technologií, prostorů a pracovních sil se stávají tyto metody často jedinou cestou, jak splnit nároky rychle se měnícího trhu. Odstranění velkých investic vede i k zakládání nově vznikajících společností, zabývajících se právě individuální výrobou malosériových součástí, u kterých by se výroba konvenční cestou jevila jako nerentabilní či velmi nákladná. Uplatnění těchto technologií se nachází také ve výrobě funkčních prototypů v procesu zvaný „Rapid Prototyping“, kde pomáhají odhalovat konstrukční a designové nedostatky budoucích sériově vyráběných produktů, testování provozních parametrů, účinnosti a optimalizace nejvhodnějšího konstrukčního řešení návrhu již v prvotní fázi vývoje nových produktů.

Jednou z metod aditivních technologií splňující tyto požadavky se stala metoda DMLS – Direct Metal Laser Sintering, přímé laserové spékání kovu. Metoda využívá principu tzv. spékání práškové vrstvy – Powder Bed Fusion, kdy je materiál nanášen a spékán vrstvu po vrstvě. Tímto způsobem vzniká hotová součást z materiálu, který je použit v procesu spékání. Jeden z již otestovaných materiálů na této technologii je niklová superslitina, označována jako Inconel 718, původně vyvinutá pro kosmonautiku, která později našla uplatnění i v civilní sféře. Tento materiál je používán pro žárupevné aplikace, například v leteckém či automobilovém průmyslu [1].

Práce se zabývá možností využití aditivní technologie pro výrobu součástí moderních turbodmychadel, jako jsou například samotná turbínová kola. V experimentální části je zpracováno vyhodnocování mechanických zkoušek a vlastností sintrovaného materiálu a jeho následné porovnání s materiálem zpracovaným technologií přesného lití.

1 SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU

Niklové superslitiny se staly významným konstrukčním materiálem nejen v oblastech energetiky a leteckého průmyslu, díky svým schopnostem udržet si dobré mechanické vlastnosti za teplot, kde u většiny materiálů dochází k rychlé degradaci (obr. 1). Žárovzdornost je u těchto materiálů jednou z klíčových vlastností, díky kterým zastaly dominantní postavení mezi materiály používanými v tepelně náročných aplikacích. Žárovzdorné slitiny se vyznačují odolností proti oxidaci a korozi, a to i za zvýšených teplot, při nichž však nejsou schopny dlouhodobě odolávat mechanickému zatížení. Hlavním přísadovým prvkem je Cr, který s Ni tvoří základní korozivzdornou matici. U aplikací, kde je součást vystavena i dynamickému zatěžování, se přistupuje k legování austenitické matrice γ prvky Al a Ti, které v Ni-Cr matici tvoří vytvrzující fázi γ' . Vyloučení jednotlivých fází ve struktuře je důležitým faktorem ovlivňujícím výsledné mechanické vlastnosti materiálu [2; 3; 4].



Obr. 1 Mechanické vlastnosti tepelně zpracovaného IN718, vzorek Ø13 mm [5].

2 MIKROSTRUKTURA NIKLOVÝCH SUPERSLITIN

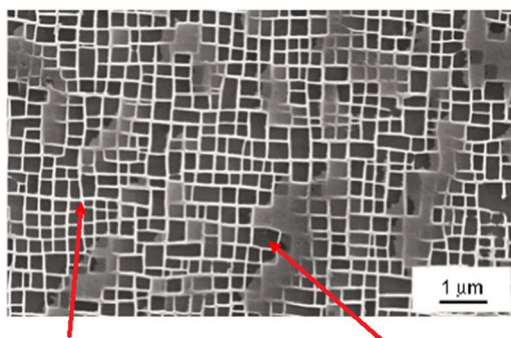
Ačkoliv existuje široká škála niklových superslitin s více či méně rozdílným chemickým složením, vždy obsahují základní množství Ni a Cr vyloučené převážně ve formě austenitické matrice γ a další přísadové prvky jako jsou Al, Co, Mo, W, Fe, Ta nebo Nb. Základní přehled vlivů jednotlivých prvků na superslitiny niklu je zpracován v tab. 1 [6].

Tab. 1 Vliv prvků na niklové superslitiny [3; 6].

Vliv na vlastnosti materiálu	Název prvku
Vytvrzení matrice γ	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Tvorba fáze γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	Al, Ti
Zvýšení teploty solvu γ'	Co
Tvorba fáze γ'' - Ni_3Nb	Nb
Odolnost proti oxidaci	Cr, Al, Ta
Zlepšení žáruvzdornosti	La, Th

2.1 Fáze γ

Základní strukturu těchto materiálů tvoří austenitická matrice zvaná γ . Jedná se o substituční tuhý roztok krystalů Ni, případně Ni-Cr, obohacených o substituční atomy přísadových legujících prvků jako jsou Co, Mo, W či Fe. Velikost atomů legujícího prvku se neliší od velikosti atomů Ni o více jak 13 %. Výraznější zpevňování matrice se docílí pomocí legujících prvků Ta a Nb. U žárovevých slitin mohou být v matici také obsaženy prvky Al či Ti, ty ovšem matici z velké části opouštějí při precipitačních procesech, např. v podobě fáze γ' (obr. 2) [4; 6; 7].



fcc Ni matrice - " γ " fcc Ni_3Al precipitát - " γ' "

Obr. 2 Mikrostruktura niklových superslitin [8].

2.2 Fáze γ'

Jedná se o vytvrzující intermetalickou fázi $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, $\text{Ni}_3(\text{Al})$, která se tvoří u většiny niklových superslitin. Vytváří kubickou plošně středěnou krystalickou mřížku FCC, kde jsou uzlové body krychle obsazeny atomy Al či Ti. Precipitované částice této fáze jsou koherentní s částicemi fáze γ . To v kombinaci s podobným chemickým složením umožňuje této fázi homogenní růst primární matricí. Malé útvary fáze γ' se výlučně vyskytují ve tvaru kuliček, či tyčinek. U koherentních fází však dochází z důvodu minimalizace mezifázové energie k formování do kubických útvarů, které umožňují kontinuální pokračování krystalografickým rovinám primární matrice γ . Fáze γ je hlavní příčinou dobrých mechanických vlastností niklových superslitin za vysokých teplot. U některých niklových superslitin může tato fáze dosahovat až k 70 % z celkového objemového podílu [6; 9; 10].

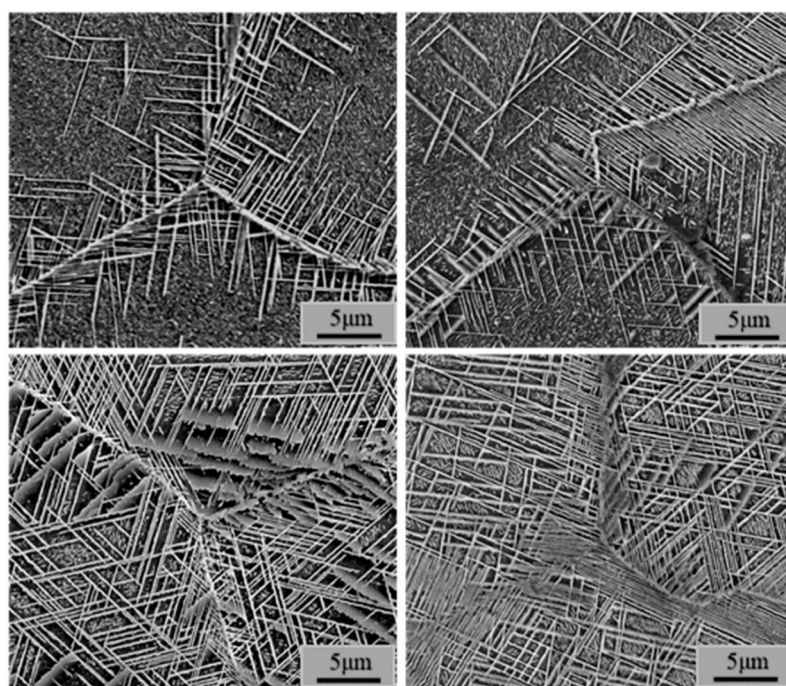
2.3 Fáze γ''

Zpevňující fáze γ'' se vyskytuje u některých niklových superslitin s vyšším obsahem Ni a Ta, kde zpravidla doplňuje vytvrzující funkci precipitát γ' . Jedná se např. o materiály IN725, IN706 a IN718, které obsahují větší množství niobu, který vytváří sloučením s niklem molekuly Ni_3Nb . Tyto materiály se vyznačují dobrými mechanickými vlastnostmi a nízkou tepelnou roztažností. Fáze γ'' , s tetragonálně prostorově centrovanou krystalickou mřížkou (BCT), jejíž částice jsou taktéž koherentně uspořádány s fází γ , odolává velmi dobře mechanickému zatěžování do teplot okolo 650 °C. Nad touto teplotou se stávají materiály s vytvrzující fází γ'' citlivé na tvorbu nežádoucích fází δ , která negativně ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálu [6; 9].

2.4 Fáze δ

Ke zformování této zpravidla nežádoucí fáze dochází především u slitin obsahující vytvrzující fázi γ' a γ'' . Kvůli inkoherenci fáze δ (obr. 3) s matricí γ dochází k negativnímu ovlivnění mechanických vlastností – především ke zvýšení křehkosti. K formování této fáze dochází u materiálů s vyšším obsahem prvků jako jsou Mo, Nb či W. V takovém případě dochází k formování fáze δ přímo v matrici γ . K tvorbě fáze δ dochází také rozpadem vytvrzujících fází, které mohou se zvyšující se teplotou ztrácet svoji stabilitu. Příkladem může být vytvrzující precipitát γ'' , kde již pod teplotou 700 °C lze na hranicích zrn pozorovat nukleaci fáze δ , která se tvoří na úkor vytvrzující fáze. V rozmezí 700 až 885 °C je formování

doprovázeno výrazným hrubnutím vytvrzující fáze. Při překročení teploty solvu ($885\text{ }^{\circ}\text{C}$) se stává precipitát γ'' nestabilní. I přes své negativní vlastnosti při vysokých koncentracích se tvorba fáze δ často využívá pro úpravu velikosti zrn při optimalizaci tahových a únavových vlastností výsledné součásti. Velké koncentrace této fáze však významně přispívají k degradaci mechanických vlastností [6; 9; 10].



Obr. 3 Příklady fáze δ ve formě jehlic ve struktuře niklových superslitin [11].

3 VÝROBA ŽÁRUPEVNÝCH SOUČÁSTÍ Z NIKLOVÝCH SUPERSLITIN

Použitá technologie zásadně ovlivňuje výsledné vlastnosti materiálu. Vhodně zvolené výrobní postupy mohou mít vliv jak na kvalitu, tak na samotnou cenu součásti. Nalezení vhodné technologie ovlivňuje využitelnost součásti, ale také rentabilitu samotné produkce. Současné podniky kladou nemalý důraz nejen na snížení nákladů, ale také na optimalizaci časové náročnosti výroby. Je proto nutné hledat nové výrobní postupy a využívat vhodné technologie vyhovující těmto nárokům.

3.1 Odlévání niklových superslitin

Spolu s rostoucími pracovními teplotami superslitin se postupně zvyšoval i podíl vytvrzující fáze γ' . Materiál s vysokým obsahem této fáze se vyznačuje velmi dobrou žárupevností. Na druhou stranu se zvyšujícím se podílem fáze γ' se velmi zhoršuje i její tvárnost, proto je ke zpracování těchto materiálů nejčastěji využíváno metod odlévání [6].

3.1.1 Technologie přesného lití

Technologie přesného lití umožňuje vyrábět přesné, tvarově složité odlitky. Ty se vyznačují vysokou kvalitou povrchu, kterou není nutné dokončovat obráběním, a to ani v náročných aplikacích jako jsou lopatky energetických turbín. Relativní přesnost zhotovených odlitků mnohdy nepřekračuje toleranci $\pm 0,25$ %. Odlitky s takovouto přesností nacházejí uplatnění od automobilového průmyslu, přes energetiku až po letecký průmysl, či zdravotnictví [12].

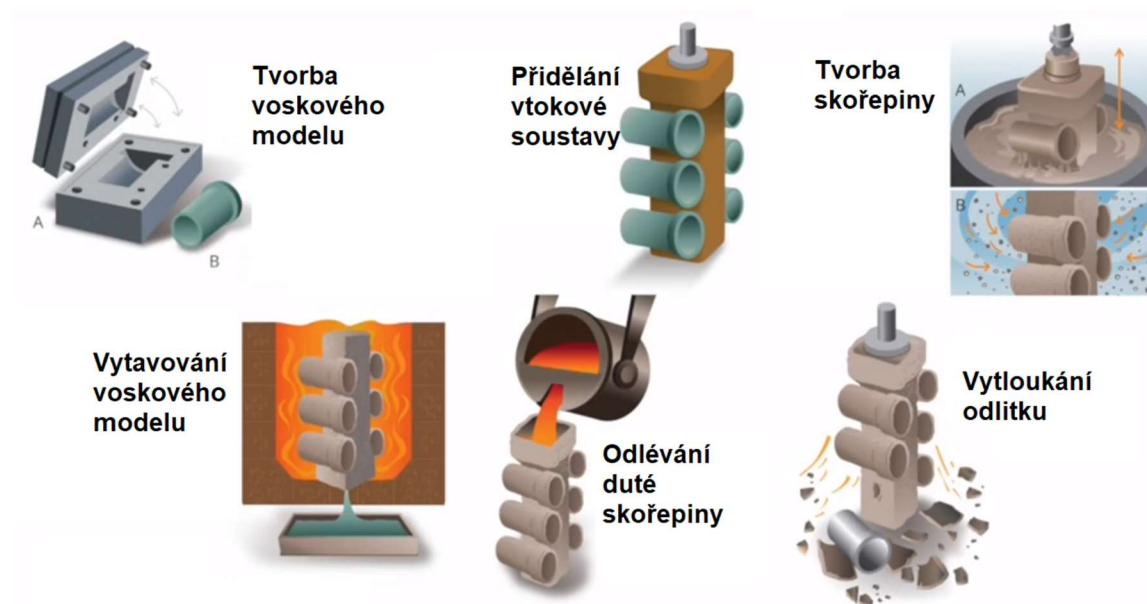
Metod, jak vytvořit dutinu pro odlévání, je v technologii přesného lití hned několik. Lze využít směsi III. generace – „metoda vypařitelného modelu“, nebo dutinu vytvořit např. pomocí keramických skořepin obalujících voskový model – „metoda vytavitelného modelu“. Druhá ze zmíněných metod byla použita ve společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. pro výrobu odlitých vzorků, které sloužily k porovnání struktury a mechanických vlastností se sintrovaným materiálem [12].

Metoda vytavitelného modelu

Metoda vytavitelného modelu je jednou z nejuniverzálnějších a nejvyužívanějších metod oblasti přesného lití. Cílem této metody je vyrábět tzv. „near net-shape“ odlitky, u kterých by odpadla potřeba následného obrábění. Pro přípravu formy je nejprve nutná výroba voskového modelu, na který se následně napojí vtoková soustava. Princip metody spočívá v postupném obalování voskového modelu v keramické břečce a následným posypáním keramickým ostrivem [12; 13].

Skořepina se skládá ze šesti až sedmnácti keramických vrstev dle složitosti odlévané součásti. Po řádném vysušení skořepiny se v autoklávu pomocí přehřáté páry vytaví voskový model. Keramická skořepina je následně dle nutnosti obalena do tepelně izolační skelné vaty a vtoková soustava zapečetěna fólií proti vnikání nečistot do dutiny formy. Po odlití je skořepina mechanicky odstraněna. Zjednodušený proces výroby odlitku je znázorněn na obr. 4 [12; 13].

Metoda vytavitelného modelu se používá především pro tvarově náročné odlitky, jejichž geometrie by bylo jiným způsobem velmi obtížné dosáhnout. Výhodou metody je vysoká kvalita povrchu a přesnost vyhotovených odlitků [12].



Obr. 4 Znázornění výroby odlitku technologií přeného lití [14].

3.2 Aditivní technologie

Aditivní technologií lze označit proces spojování materiálu, kterým jsou vytvářeny prostorové objekty po jednotlivých vrstvách z 3D modelových dat, na rozdíl od konvenčních technologií, kde dochází k úběru materiálu nebo přetvoření již stávající geometrie. Aditivní technologie jsou využívány jak při výrobě prototypů – „Rapid Prototyping“, tak funkčních součástí (obr. 5), a dokonce i při výrobě lékařských implantátů. V tomto směru zažívají v posledních letech velký rozmach technologie, umožňující výrobu součástí z těžce zpracovatelných materiálů, jako jsou titanové či niklové slitiny [1; 15].



Obr. 5 Příklady průmyslových aplikací aditivní technologie [16].

Metody aditivní technologie, sloužící k přeměně kovového prášku na hotový výrobek, je možné rozdělit do dvou základních skupin. Na metodu nepřímou, zahrnující např. „Direct Metal Laser Sintering“ a metodu přímou, mezi jejíž zástupce se řadí technologie, jako jsou „Selective Laser Melting“ nebo „Electron-Beam Melting“ [17].

U přímé metody prochází částice kovového prášku úplným roztavením – tento proces se dá charakterizovat také jako tzv. „mikrosvařování“. Naopak u nepřímých metod je dodaná energie menší a materiál tak prochází pouze procesem sintrování, či jen částečným natavením [18].

3.2.1 Selective Laser Melting

Jedním ze zástupců technologií využívající kompletní roztavení částic je metoda Selective Laser Melting (SLM). Vysoce výkonný laser plně roztaví kovový prášek, který následně prochází přeměnou zpět do tuhého skupenství. Takto vytvořená součást vyniká svojí vysokou hustotou a pevností. Možnost využití některých materiálů touto metodou jsou však velmi limitovány jejich termickými vlastnostmi. Každá vrstva materiálu musí být zahřata nad teplotu tavení. Vysoký teplotní gradient, který se objevuje během tohoto procesu, může vést ke vzniku zbytkového napětí a dislokacím uvnitř vyráběné součásti. Pro většinu aplikací je nutné zařadit tepelné zpracování do výrobního procesu takto vytvořených součástí, což se projevuje i na konečné ceně součásti [18].

3.2.2 Electron-Beam Melting

Technologie Electron-Beam Melting (EBM) je velmi podobná technologii SLM. Výsledná geometrie je u obou metod vytvářena kompletním roztavením částic kovového prášku. Obě tyto metody vyrábějí součásti, které vynikají vysokou hustotou – více jak 90 %. Odlišností obou metod je pak použitý zdroj energie. U EBM je k roztavení částic použit elektronový paprsek namísto laseru používaného u technologie SLM. Velkou výhodou metody je menší „oblast protavení“, což vede k nižšímu tepelnému ovlivnění zpracovávaného materiálu. Tímto způsobem se výrazně snižuje zbytkové napětí ve vyráběné součásti. Jedná se ovšem o finančně a energeticky náročný proces využíván především pro aplikace v letectví a kosmonautice [18].

3.2.3 Direct Metal Laser Sintering

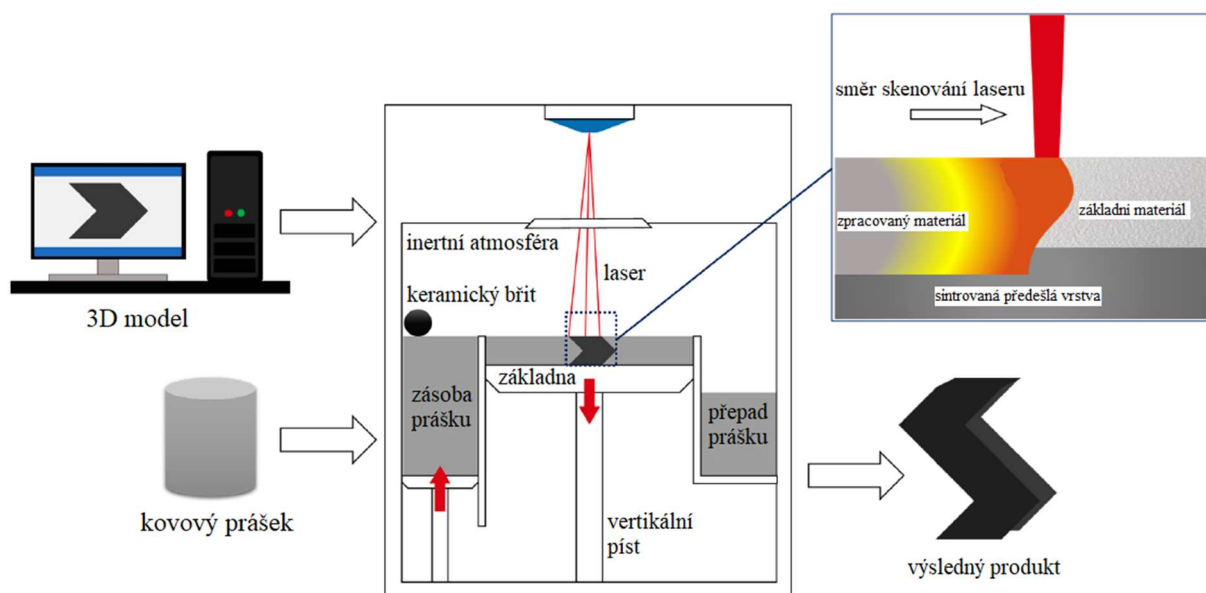
Tuto technologii zařazuje norma ISO 52900:2015 do skupiny metod spékajících prášek uložený na práškovém lůžku. Při přímém laserovém slinování kovového prášku (DMLS) nedochází k úplnému roztavení částic materiálu. Princip technologie DMLS spočívá v zahřívání molekul kovového prášku, u kterých vlivem vysoké teploty dochází k jejich spojení na molekulární úrovni. Dodaná energie, která se do místa spékání přenáší ve formě laserového paprsku, zahřívá molekuly kovového prášku. Jejich teplota však nikdy nepřesahuje teplotu tavení zpracovávaného materiálu. Jedná se o proces sintrování. Jednou z největších výhod technologie DMLS je schopnost výroby dílů s minimálním zbytkovým napětím a vnitřních defektů, které lze pozorovat u tradičních technologií používaných

k výrobě kovových součástí. U těchto konvenčně používaných technologií bývá ve výrobním procesu zařazené následné tepelné zpracování k odstranění vnitřního pnutí. To u materiálů zpracovaných metodou DMLS odpadá. Tato vlastnost je velmi výhodná pro součásti pracující pod velkým napětovým namáháním, jako jsou díly v leteckém a automobilovém průmyslu [1; 18].

Proces sintrování

Operační systémy tiskáren pracují výhradně s formáty „*.STL“. Po nahrání modelu do systému tiskárny a nastavení vstupních parametrů proběhne automatické rozdělení modelu do jednotlivých vrstev, které budou představovat jeden krok neboli jeden průjezd laseru v pracovní komoře. Zpravidla následuje odsátí atmosférického vzduchu v závislosti na spékaném materiálu. Komora je vyplňována argonem, či dusíkem. Velmi často používaným plynem pro tuto operaci je argon. Ten je schopný díky svému vyššímu protonovému číslu odstranit větší množství zbytkového vzduchu. Toho se využívá nejen pro zvýšení účinnosti procesu, ale i např. u sintrování titanových slitin, u kterých musí být dodržena přísně regulovaná atmosféra s koncentrací kyslíku pod 0,01 %, kvůli jeho vysoké afinitě ke kyslíku. Po přípravné fázi dochází k nasypání a rozprostření první vrstvy kovového prášku pomocí ramene s keramickou lištou, která zajišťuje rovnoměrné rozprostření materiálu. Tloušťku spékané vrstvy zajišťuje dolní píst, který pohybuje základnou ve vertikálním směru. Tloušťka jednotlivých vrstev se pohybuje od 10 do 75 μm , dle použitého materiálu. U niklových slitin se standardně používá řádkování 20 či 40 μm . Po projetí ramene dochází k aktivování zdroje energie, nejčastěji se jedná o laserový či elektronový paprsek. Ten je postupně fokusován na celou konturu spékané vrstvy a je nastaven tak, aby došlo ke spojení částic jak ve spékané vrstvě, tak s částicemi předchozí vrstvy. Výkon laseru se zpravidla pohybuje od 200 do 400 W, dle konstrukce stroje a spékaného materiálu. Po ukončení cyklu průjezdu dochází opět ke snížení základny, nanesení další vrstvy práškového materiálu a po projetí ramene se proces sintrování opakuje. Jakmile je stavba součásti dokončena, následuje vyjmutí modelu. Nenatavený prášek, sloužící zároveň jako podpora stavěného modelu, je odsán a následně recyklován. Nespečený prášek je po odsátí zpracováván v prosévacím zařízení a následně znovupoužit při dalších výrobních operacích. Některé aplikace, jako jsou například kloubní a dentální náhrady či součástky leteckého a kosmického průmyslu, dovolují použití pouze takzvaného

„panenského prášku“ – prášku ještě nepoužitého v aditivní technologii. Platforma, na které jsou modely spékány, je po jejím očištění od zbylého prášku vyjmuta z pracovní komory. Následuje odstranění modelů. To probíhá zpravidla pásovou pilou nebo nekonvenčním obráběním, jako je např. elektroerozivní obrábění drátem (EDM). Proces výroby součásti technologií DMLS je znázorněn na obr. 6 [17; 19].



Obr. 6 Proces výroby součásti metodou DMLS/SLM [20].

4 MATERIÁLY POUŽÍVANÉ PRO DMLS

Metoda DMLS je schopna zpracovávat velké množství kovových materiálů (obr. 7), od korozivzdorných ocelí, přes širokou škálu hliníkových slitin, až po těžce zpracovatelné materiály, jako jsou titanové a niklové slitiny. Většina zmíněných materiálů však neodpovídá specifickým požadavkům pro aplikaci na žárupevných součástích turbodmychadel, a proto je níže uveden pouze přehled niklových superslitin, které vyhovují těmto kritériím.



Obr. 7 Práškové materiály používané pro aditivní technologii [21].

4.1 HX

Materiál HX je žárupevná niklová slitina s vytvrzenou maticí a vysokým obsahem chromu, molybdenu a železa. Vyniká svojí odolností proti korozi a výbornou pevností až do 1 200 °C. Díky těmto vlastnostem je využívána pro komponenty jako jsou spalovací komory a součásti přídavného spalování u proudových letadel, součásti plynových turbín, průmyslových pecích a v jaderném průmyslu. Chemické složení je uvedeno v tab. 2 [22; 23].

Tab. 2 Chemické složení HX (nominální), [hm. %] [23].

Materiál: HX 10-45 μm										
Ni	Cr	Co	Mo	Fe	W	C	Mn	P	S	Si
Bil.	20,50 - 23,00	0,50 - 2,50	8,00 - 10,00	17,00 - 20,00	0,20 - 1,00	0,05 - 0,15	1,00	0,04	0,03	1,00

4.2 Inconel 939

Materiál Inconel 939 patří mezi zástupce niklových superslitin s vyšším obsahem chromu. Významnější podíl na chemickém složení mají také prvky kobalt a titan. Vzhledem k dobrým mechanickým vlastnostem slitiny za zvýšených teplot, je tento materiál používán pro konstrukci turbodmychadlových komponent. Chemické složení je uvedeno v tab. 3 [23].

Tab. 3 Chemické složení Inconel 939 (nominální), [hm. %] [23].

Materiál: Inconel 939											
Ni	Cr	Co	Al	Ti	W	Nb	Ta	C	Zr	Mn	Si
Bil.	22,0 - 23,0	18,0 - 20,0	1,0 - 3,0	3,0 - 4,5	1,0 - 3,0	0,5 - 1,5	1,0 - 1,8	0,15	0,10	0,50	0,50

4.3 Inconel 625

Po precipitačním vytvrzování dosahuje materiál IN625 výborné odolnosti proti creepu a to až do 700 °C. Materiál je využíván pro součásti do leteckých motorů pro provozní teploty nepřesahující 650 °C. Inconel 625 se vyznačuje vyšším obsahem chromu, molybdenu a niobu. Přesné chemické složení je uvedeno v tab. 4 [23; 24].

Tab. 4 Chemické složení (nominální) Inconel 625, [hm. %] [23].

Materiál: Inconel 625												
Ni	Cr	Co	Mo	Al	Fe	Ti	Nb	C	Mn	P	S	Si
Bil.	20-23	1	8-10	0,4	5	0,4	3,15-4,15	0,1	0,5	0,015	0,015	0,5

4.4 Inconel 718

Materiál Inconel 718 je vysokopevnostní, korozivzdorná, nikl-chromová slitina používána při teplotách od -252 do 700 °C. Slitina Inconel 718 se nejčastěji v průmyslu používá po precipitačním žíhání, které výrazně zlepšuje její mechanické vlastnosti. Příklady uplatnění této slitiny lze nalézt jako komponenty raket na kapalná paliva, tvarové plechové dílce pro letadla a motory plynových turbín a díky své odolnosti vůči nízkým teplotám také jako součásti kryogenních komor a mrazicích zařízení. Přesné chemické složení je uvedeno v tab. 5 [23; 25].

Tab. 5 Chemické složení (nominální) Inconel 718, [hm. %] [23].

Materiál: Inconel 718														
Ni	Cr	Co	Mo	Al	Fe	Ti	Nb+Ta	C	B	Cu	Mn	P	S	Si
50-55	17-21	1	2,8-3,3	0,2-0,8	Bil.	0,65-1,15	4,75-5,50	0,08	0,006	0,3	0,35	0,015	0,015	0,35

4.4.1 Mechanické vlastnosti

V tab. 6 lze nalézt základní mechanické vlastnosti a fyzikální konstanty materiálu Inconel 718. Vlastnosti vyráběné součásti jsou velkou mírou ovlivňovány jak chemickou čistotou materiálu, tak vlastnostmi povrchových a podpovrchových vrstev. Vnitřní pnutí podporuje tvorbu vad, které negativně ovlivňují mechanické vlastnosti materiálu. Jedná se především o trhliny, které vznikají např. v důsledku nehomogenních deformací (vlivem víceosého zbytkového pnutí), nebo rozdílu tlakového a tahového napětí mezi povrchovou a podpovrchovou vrstvou. Nejčastěji po tepelném zpracování za účelem zlepšení fyzikálních

vlastností materiálu dochází k iniciování tlakového napětí v povrchových vrstvách, které následně skokově přechází v napětí tahové [23; 26].

Tab. 6 Mechanické vlastnosti materiálu Inconel 718 [23].

Mechanické vlastnosti	Označení a jednotky	IN718
Mez pevnosti	R_m [MPa]	994 ± 40
Smluvní mez kluzu	$R_{p0,2}$ [MPa]	702 ± 65
Tažnost	A [%]	24 ± 1
Kontrakce	Z [%]	40 ± 7
Modul pružnosti	E [GPa]	166 ± 12
Tvrdost HV	[HV10]	293 ± 3
Střed. aritmetická úchylka profilu	R_a [μm]	7 ± 2
Největší výška profilu	R_z [μm]	36 ± 8

5 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITINY INCONEL 718

Pro většinu aplikací je slitina Inconel 718 využívána jako tepelně zpracovaná. Tepelné zpracování, určující výsledné mechanické vlastnosti součásti, se nazývá precipitační vytvrzení – stárnutí. Jedná se většinou o poslední výrobní operaci, těsně před koncem výrobního procesu. Precipitační žíhání má za následek vytvrzení struktury – u materiálu Inconel 718 se jedná o vytvrzení matrice fází γ' . Během výrobního cyklu se materiál deformačně zpevňuje a může dojít i k předčasnému nežádoucímu vytvrzení, které může negativně ovlivnit závěrečný proces vytvrzování. Tomu lze zabránit vhodným zařazením rozpouštěcího žíhání do výrobního procesu [27; 28].

5.1 Rozpouštěcí žíhání

Obvykle je prováděno při teplotách od 980 °C až do teploty tavení (1 336 °C) ve vakuu nebo v inertní atmosféře. Následuje ochlazení inertním plynem urychlené ventilátorem a definovaným přetlakem v komoře [27].

5.2 Precipitační vytvrzování

Precipitační vytvrzení neboli precipitační stárnutí se obvykle provádí při teplotách od 538 do 1 138 °C v inertní atmosféře, vakuu nebo na vzduchu. Doba precipitačního stárnutí závisí na konečných specifikacích žíhané součásti, obvykle od 2 až do 40 hodin. Ve specifických případech je prováděno vícestupňové žíhání s řízeným ochlazováním k dosažení potřebných vlastností a struktury materiálu [27].

Příklady tepelného zpracování doporučeného firmou EOS pro tisknutý materiál Inconel 718 [28]:

Tepelné zpracování dle AMS 5662

1. Rozpouštěcí žíhání při 980 °C po dobu 1 hodiny. Ochlazování na vzduchu nebo argonu.
2. Precipitační vytvrzování při 720 °C po dobu 8 hodin. Následné 2hodinové ochlazování pece na 620 °C. Výdrž na teplotě 620 °C po dobu 8 hodin. Ochlazování na vzduchu nebo argonu.

Tepelné zpracování dle AMS 5664

1. Rozpouštěcí žíhání při 1 065 °C po dobu 1 hodiny. Ochlazování na vzduchu nebo argonu.
2. Precipitační vytvrzování při 760 °C po dobu 10 hodin. Následné 2hodinové ochlazování pece na 650 °C. Výdrž na teplotě 650 °C po dobu 8 hodin. Ochlazování na vzduchu nebo argonu.

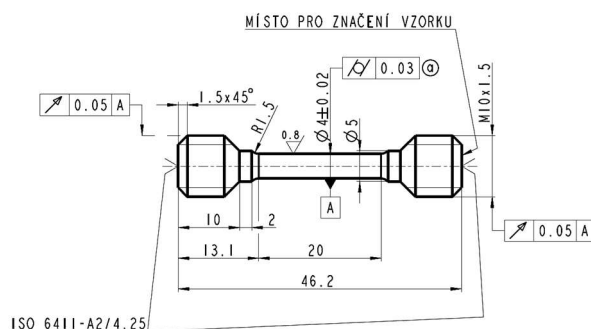
Předpokládané mechanické vlastnosti materiálu po předepsaném tepelném zpracování jsou zaneseny v tab. 7.

Tab. 7 Předpokládané mechanické vlastnosti vertikálně tisknutého IN718 při teplotě 20 °C [28].

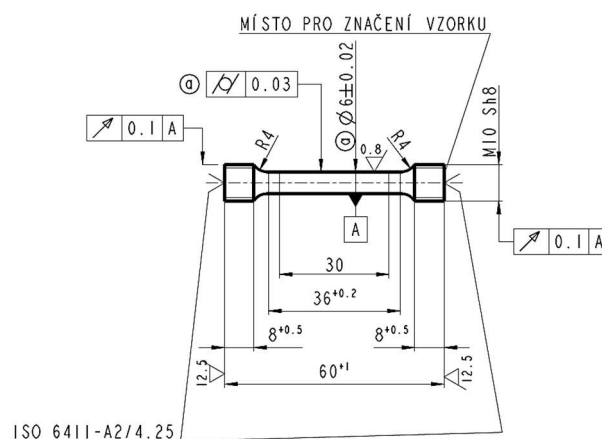
	Bez tepelného zpracování	Tepelně zpracovaný dle AMS 5662	Tepelně zpracovaný dle AMS 5664
Mez pevnosti	980 ± 50 MPa	1 400 ± 100 MPa	1 380 ± 100 MPa
Mez kluzu	634 ± 50 MPa	1 150 ± 100 MPa	1 240 ± 100 MPa
Tažnost	31 ± 5 %	15 ± 3 %	18 ± 5 %

6 VÝROBA TISKNUÝCH POLOTOVARŮ

Před samotným zhotovením součásti bylo v případě aditivní technologie nutné vytvořit odpovídající model v 3D prostředí. V CAD programu byly dle dodané výkresové dokumentace (obr. 8 a obr. 9) vymodelovány zkušební tyčky včetně přídavek na obrábění a středících důlků, které slouží ke snazšímu ustavení součásti při následném obrábění.



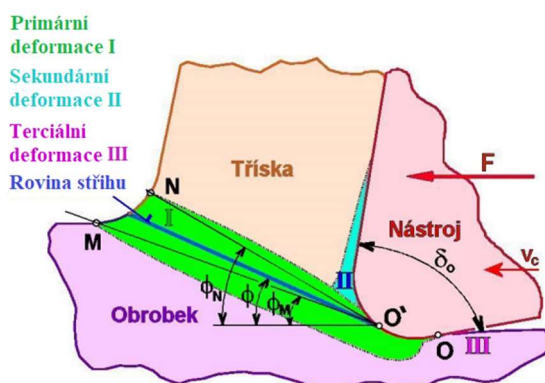
Obr. 8 Výrobní výkres zkušební tyčky pro creepovou zkoušku.



Obr. 9 Výrobní výkres zkušební tyčky pro tahovou zkoušku.

Přídavek na obrábění velmi ovlivňuje výsledné výrobní náklady sintrovaných zkušebních vzorků, kde se cena odvíjí především od objemu součásti. Z tohoto důvodu bylo u plánování výsledné geometrie hlavním cílem snížit přídavky pro třískové obrábění na co nejmenší hodnotu.

Při navrhování přídavku se vycházelo z podmínky, že velikost záběru hlavního ostří nástroje (a_p) musí být větší než hodnota poloměru zaoblení špičky (r_e) použité VBD. Pokud by došlo k situaci, kdy by a_p dosahovalo menší hodnoty než r_e , docházelo by ke zvýšení terciální plastické deformace vlivem vtahování materiálu pod hřbet nástroje a tím k tváření obráběné plochy. Terciální oblast deformace je znázorněna na obr. 10 [29; 30].



Obr. 10 Pásma deformace při obrábění [31].

Toto ovlivnění by mohlo vést ke zkreslení výstupů z následných mechanických zkoušek. Pro obrábění byl zvolen přídavek 1,2 mm k průměru součásti – s předpokládanými třemi průjezdy nože s 0,2 mm záběrem hlavního ostří nástroje. Modely zkušebních tyček jsou zobrazeny na obr. 11 a obr. 12.



Obr. 11 Polotovar zkušební tyčky pro creepovou zkoušku.

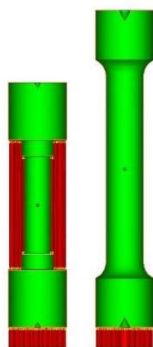


Obr. 12 Polotovar zkušební tyčky pro tahovou zkoušku.

Po dokončení samotných modelů následovalo převedení geometrie do formátu „*.STL“ – StereoLithography – využívaného u většiny tiskáren jako výchozí formát prostorové geometrie. Pro tyto účely byl využit nástroj aplikace Autodesk Inventor – 3D Print Preview, který umožňuje převedení formátu v něm vytvořených modelů.

Při tisknutí složitější geometrie je část materiálu využita pro vytváření podpurných struktur, které jsou z pravidla automaticky generovány interním systémem každé tiskárny.

Na obr. 13 jsou červeně zobrazeny vygenerované podpůrné struktury systémem tiskárny EOS M290, na které probíhala výroba vzorků. Část podpory, nacházející se na spodní části obou modelů, slouží ke spojení tisknuté součásti s podkladovou platformou. Podíl podpůrné struktury dosahoval u vzorku pro creepové zkoušky 44 %, kdežto u vzorků určených pro tahové zkoušky jen přibližně 10 % - přesný objem dílu a podpor v tab. 8 [32].



Obr. 13 Modely s vygenerovanými podpůrnými strukturami, vlevo vzorek pro creepovou zkoušku, vpravo vzorek pro tahovou zkoušku [32].

Tab. 8 Rozložení objemu tisknutých polotovarů [32].

Polotovar	Objem dílu [mm ³]	Objem podpor [mm ³]
Creepová zkouška	2 793,811	2 267,542
Tahová zkouška	3 694,653	393,979

Parametry tisku pro zpracování materiálu Inconel 718 jsou dodávány jako součást softwarového balíčku tiskárny EOS M290, který zahrnuje kompletní nastavení celého stroje. Výkon laseru se v průběhu výroby mění dle aktuální tištěné oblasti. V případě těchto vzorků konkrétně od 27 až po 370 W. Průměr paprsku 0,08 mm způsobuje „pole protavení“ o průměru 0,15 až 0,2 mm. Kompletní přehled parametrů tisku pro materiál Inconel 718 byl zanesen do tab. 9 [32].

Tab. 9 Parametry tisku [32].

Parametr	Nastavená hodnota
Výkon laseru	27 až 370 W
Průměr paprsku	0,08 mm
Šrafovací vzdálenost	0,06 až 0,11
Rychlost skenování	500 až 7 000 mm·s ⁻¹

7 VÝROBA ODLITÝCH POLOTOVARŮ

Pro vyhotovení zkušebních tyček technologií přesného lití sloužila standardizovaná tělesa společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. s označením „typ 1 - 816794“ pro creepovou zkoušku a těleso „typ 3 - 816788“ jako polotovar zkušebních tyček pro tahovou zkoušku. Odlévání těles prvního typu se realizovalo do skořepinových forem po 7 kusech na jeden vtok s celkovou hmotností 3 kg. Po 7 kusech na vtok byly odlévány tělesa druhého typu, a to s celkovou hmotností vtoku 6 kg. Natavení kovu probíhalo ve dvoukomorové vakuové peci ISK5 od firmy Leybold (ALD). Vsázka se skládala ze 100 % nového materiálu Inconel 718. Podrobný přehled parametrů v tab. 10. Po odlití následovalo oddělení zhotovených polotovarů od vtokové soustavy pomocí kotoučové pily.

Tab. 10 Parametry lití [33].

	Creepová zkouška	Tahová zkouška
Označení vzorku	typ 1	typ 3
Číslo modelu	816794	816788
Hmotnost tělesa	0,075 kg	0,115 kg
Kusů na vtok	7 ks	9 ks
Celková váha vtoku	3 kg	6 kg
Teplota skořepiny	1 050 °C	1 050 °C
Teplota lití	1 362 °C	1 360 °C
Vakuum	$4 \cdot 10^{-2}$ mbar	$4 \cdot 10^{-2}$ mbar

Na základě výrobních výkresů zkušebních tyček dodaných firmou PBS Velká Bíteš, a. s. byly zvoleny VBD od firmy DORMER PRAMET. Aplikace jednotlivých VBD v tab. 11.

Tab. 11 Použité VBD pro třískové obrábění.

Označení VBD - ISO	Účel použití
RCMT 0803MOE-UR	Obrábění ploch s R4
LCMF 0316MO-MP	Obrábění ploch s R1,5
TN 16EL150M	Obrábění závitů

8 MAKROSTRUKTURA

Leptání bylo prováděno na osmi náhodně vybraných vzorcích – čtyř odlitých a čtyř sintrovaných. Jako leptadlo byl použit roztok peroxidu vodíku, kyseliny chlorovodíkové a destilované vody v poměru dle tab. 12, který je standardně používán pro leptání vzorků z materiálu IN713 LC [34].

Tab. 12 Chemické složení prvního leptadla [34].

H_2O_2	HCl	H_2O
50 ml	250 ml	150 ml

Doba leptání, dle zkušeností s materiálem IN713LC, byla předpokládána na 20 minut. Průběh operace však od začátku neodpovídal běžné chemické reakci, kterou lze pozorovat při postupném narušování vnější struktury materiálu, a po 5 minutách došlo k bouřlivé reakci doprovázené silným štiplavým zápachem a vypěněním části roztoku mimo leptací misku. Následovalo předčasné ukončení procesu, vyjmutí a oplach vzorků. Po vizuálním ohledání nebylo zpozorováno jakékoliv odhalení makrostruktury [34].

Pro druhé leptání byl upraven poměr složek roztoku dle tab. 13. Došlo ke snížení podílu peroxidu vodíku v leptadle z 11 % na 3 % a podíl kyseliny chlorovodíkové klesl z 56 % na 32 %, naopak podíl destilované vody se zvýšil z 33 % na 64 %.

Po standardní době – 20 minut – byl proces leptání ukončen a vzorky z roztoku vyjmuty. Následoval oplach a vizuální kontrola. U vzorků po druhém leptání stále nedošlo k dostatečnému narušení povrchu, které by umožňovalo zdokumentování makrostruktury.

Tab. 13 Chemické složení druhého leptadla [34].

H_2O_2	HCl	H_2O
10 ml	100 ml	200 ml

Dostatečné naleptání nastalo až s použitím nové leptací směsi založené na chloridu železitém a kyselině dusičné. Po 1 hodině, kdy byly vzorky umístěné v leptadle s chemickým složením dle tab. 14, se podařilo docílit dostatečného odhalení makrostruktury.

Tab. 14 Chemické složení třetího leptadla [34].

FeCl_3	HCl	HNO_3	H_2O
39,6 g	151,4 ml	3,8 ml	21,2 ml

8.1 Vyhodnocení makrostruktury

U naleptané makrostruktury odlitých i sintrovaných vzorků lze pozorovat prvotní rozdíly mezi oběma technologiemi. U polotovaru vyrobených technologií přesného lití (obr. 14) je odhalená makrostruktura tvořena velkými zrny s výraznými hranicemi. U vzorků vytvářených metodou DMLS (obr. 15) nelze pozorovat výraznější rozdělení struktury na jednotlivá zrna. To je dáno samotným principem této metody, kde dochází pouze k lokálnímu natavení práškového materiálu a velké primární dendrity tak přicházejí o prostor potřebný k jejich zformování. U struktury tvořené při tuhnutí zcela roztaveného materiálu ovlivňuje velikost zrna především rychlost ochlazování. To je možné pozorovat na obr. 15, kde proměnlivý průměr odlévaného polotovaru ovlivňuje velikost zrn.



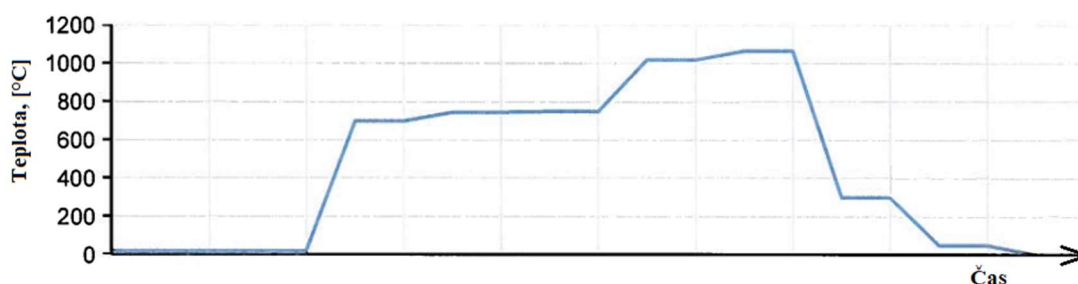
Obr. 14 Makrostruktura litých polotovarů.



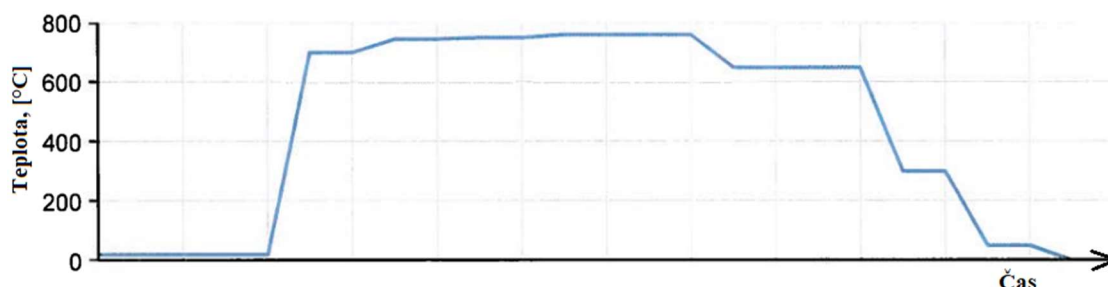
Obr. 15 Makrostruktura tisknutých polotovarů.

9 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Materiál Inconel 718 je zřídka kdy využíván bez tepelného zpracování. Proto bylo do výrobního procesu vzorků zařazeno tepelné zpracování dle AMS 5664 – kombinace rozpouštěcího žíhání a precipitačního vytvrzování. U vzorků nejprve proběhlo rozpouštěcí žíhání. Zde dochází k rozpuštění fází vzniklých předešlým zpracováním materiálu a při následném dostatečně rychlém ochlazení zůstávají tyto fáze rozpuštěny v tuhém roztoku. Následují procesy stárnutí neboli vytvrzování, které při zvýšené teplotě umožňují řízenou precipitaci určitých fází a tím dochází k ovlivnění výsledných mechanických vlastností materiálu. Postupy jednotlivých kroků tepelného zpracování jsou zobrazeny na obr. 16 a obr. 17.



Obr. 16 Receptura rozpouštěcího žíhání.



Obr. 17 Receptura procesu stárnutí.

Tepelné zpracování všech vzorků bylo prováděno v peci s označením 15.0 VPT-4025, dle AMS 5662 z materiálového listu EOS [28]:

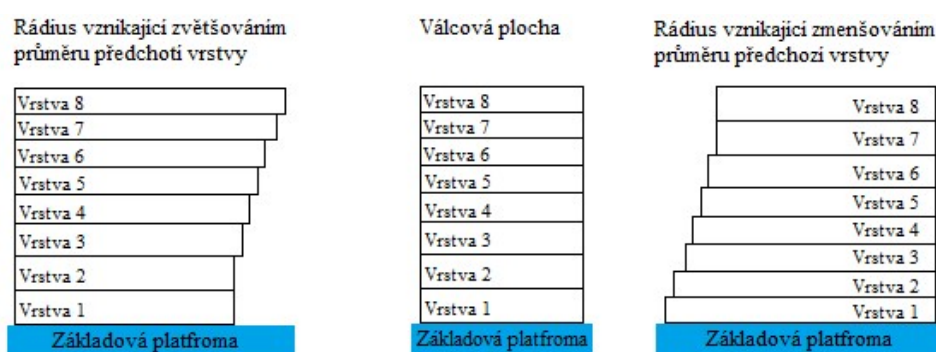
Předpis tepelného zpracování AMS 5664

1. Rozpouštěcí žíhání při 1 065 °C po dobu 1 hodiny. Ochlazování v argonu.
2. Precipitační vytvrzování při 760 °C po dobu 10 hodin. Následné 2hodinové ochlazování pece na 650 °C. Výdrž na teplotě 650 °C po dobu 8 hodin. Ochlazování v argonu.

10 STRUKTURA POVRCHU

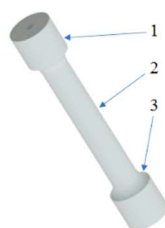
Jedním ze základních parametrů, předurčující možnou využitelnost 3D tisku jako plnohodnotné náhrady za konvenčně používané technologie, je kvalita, resp. struktura povrchu. Dosáhnutí vyhovující drsnosti u vyráběné součásti bez nutnosti zařazení dalších technologií úpravy povrchu má velký dopad na možnou využitelnost těchto technologií v sériové výrobě.

Po vizuálním ohledání vzorků bylo zjištěno, že u ploch vznikajících zvětšováním předešlého průměru (obr. 18), kde dochází k propékání nové vrstvy do předchozím průjezdem nezpracovaného materiálu, je výrazně zhoršená struktura povrchu, než je tomu u vrstev, které se propékají do již sintrovaného prášku. Na základě tohoto zjištění byla navržena analýza textury tištěných vzorků na přístroji Taylor Hobson Talysurf CCI Lite.



Obr. 18 Metody tvorby vnější geometrie modelu aditivní technologií.

Pro vyhodnocení struktury byly náhodně vybrány dva tepelně zpracované tištěné vzorky určené pro tahovou zkoušku. Jeden z polotovarů byl ponechán bez jakékoliv úpravy (vzorek A), druhý otryskán nerezovými broky (vzorek B). Na obou vzorcích byly vyznačeny tři místa, na kterých následně proběhlo samotné měření (obr. 19). První oblast – 1 – byla vždy vyznačena na největším průměru vzorku, druhá oblast – 2 – byla označena na nejmenším průměru vzorku a poslední oblast – 3 – se nacházela na radiu, který vznikl zvětšováním průměru sintrované geometrie předešlé vrstvy.

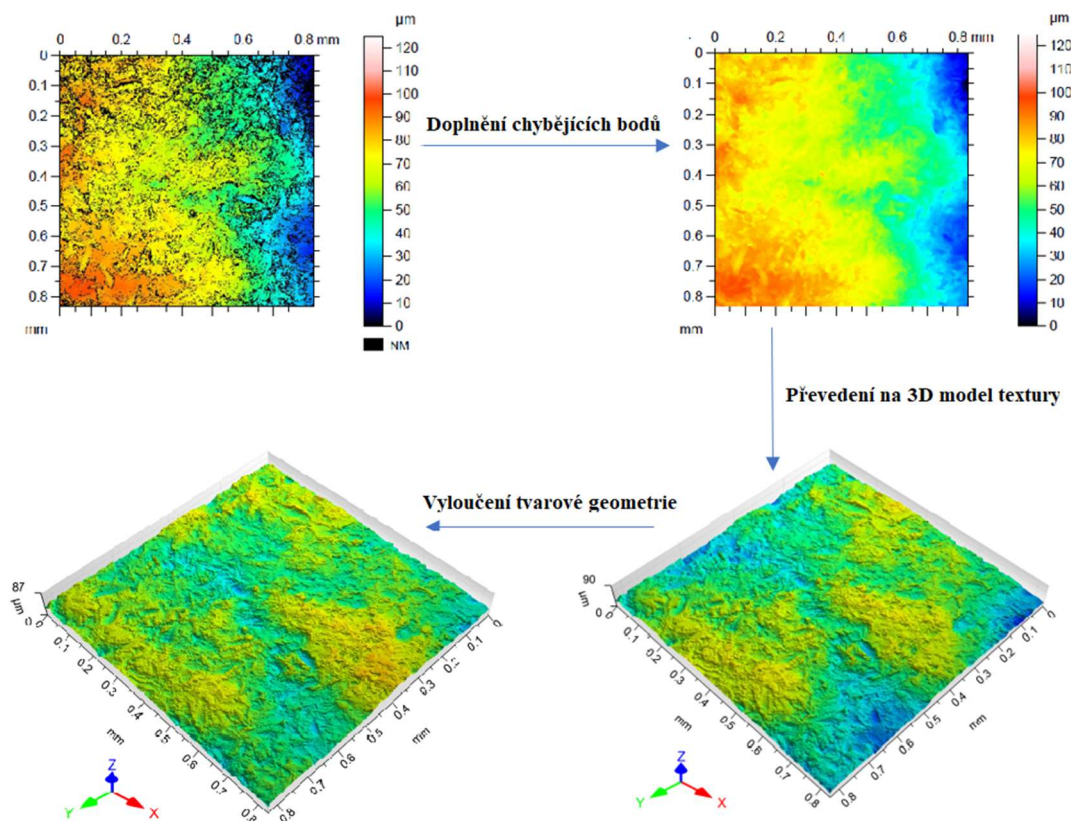


Obr. 19 Umístění oblastí na vzorku.



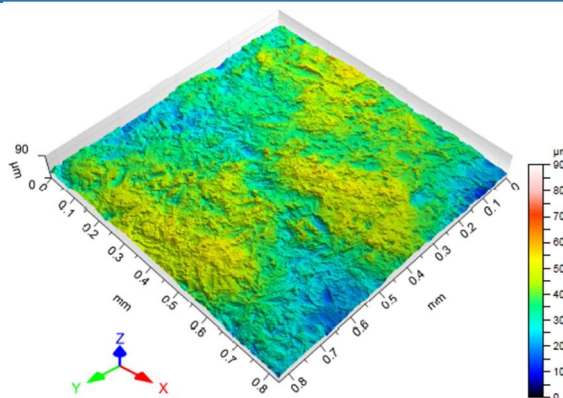
Obr. 20 Umístění vzorku při měření oblasti 3.

Na obr. 21 je zobrazen proces tvorby 3D modelu textury v místě 1 vzorku A – textura velkého průměru pouze tepelně zpracovaného vzorku. V prvním kroku dochází k nasnímání měřené oblasti a vytvoření barevně rozlišené sítě bodů. Některé z bodů (černá barva – NM), které nebylo možné zaznamenat kvůli nevhodnému naklonění místní geometrie, jsou následně doplněny výpočtem. Takto vytvořená spojitá síť bodů je převedena do uživatelského 3D modelu textury. V dalším kroku dojde k vyhodnocení makro tvaru součásti (v tomto případě válcová plocha – polynomu 2. stupně), jehož rovnice je použita k převedení naměřených hodnot do 2D prostředí.

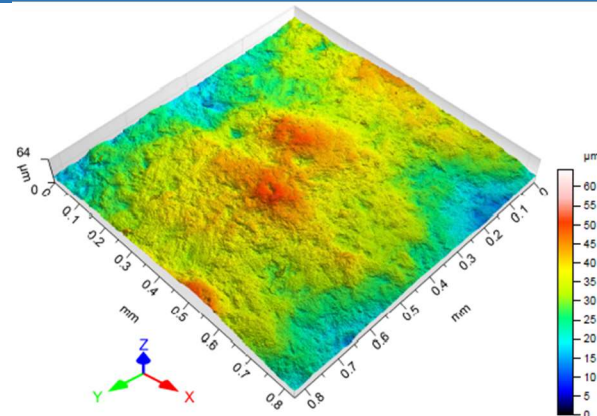


Obr. 21 Tvorba 3D modelu textury.

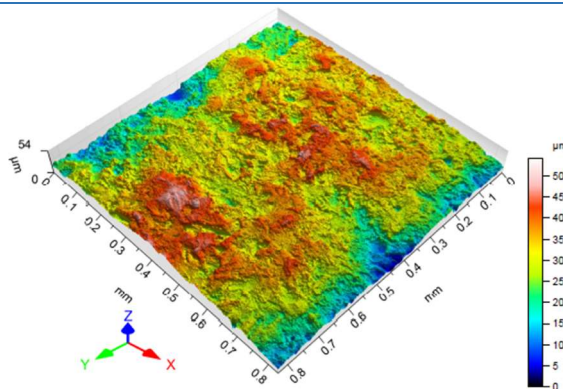
Před samotným měřením došlo k očištění ploch isopropyl alkoholem a k snímání bodů byl využit objektiv se zvětšením 20×. Tento proces byl proveden u všech zvolených oblastí a výstupy těchto měření jsou zobrazeny jako 3D modely textur na obr. 22 až 27.

Vzorek A – pouze tepelně zpracovaný**Vzorek B – zařazení technologie tryskání**

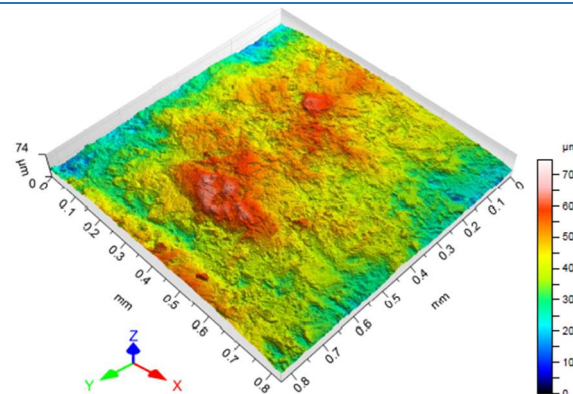
Obr. 22 Model textury povrchu oblasti 1.



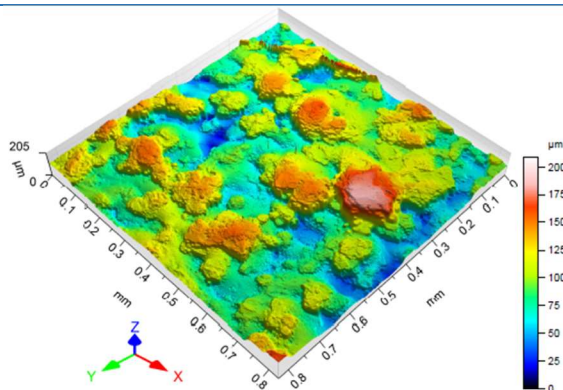
Obr. 23 Model textury povrchu oblasti 1.



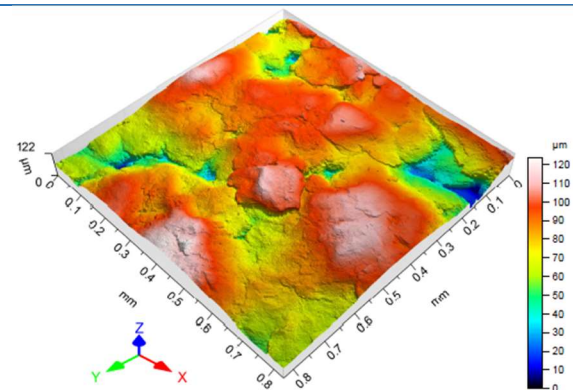
Obr. 24 Model textury povrchu oblasti 2.



Obr. 25 Model textury povrchu oblasti 2.



Obr. 26 Model textury povrchu oblasti 3.



Obr. 27 Model textury povrchu oblasti 3.

Kvůli velké drsnosti vzorků nebylo možné ze získaných hodnot provést rozbor výškových parametrů dle ČSN ISO 4288:1999. Z toho důvodu bylo nutné vyhodnocení výškových parametrů provést pomocí dotykové metody na přístroji Mitutoyo Surftest SJ-301. Kvůli omezení vycházejícího z principu samotné metody byla vyhodnocena drsnost pouze u oblastí 1 a 2. Výstupy této metody jsou zaneseny v tab. 15.

Tab. 15 Rozbor výškových parametrů pomocí přístroje SJ-301.

	Veličina [μm]	Vzorek A	Vzorek B
Oblast 1	Ra	3,68	3,35
	Rz	22,44	19,26
Oblast 2	Ra	4,08	3,84
	Rz	19,64	23,77

Po dalším uvážení byla zaznamenána i čtvrtá oblast, která se nacházela na radiu vznikajícím zmenšováním předchozího průměru sintrované vrstvy (obr. 18), která slouží k vizuálnímu porovnání textury obou rozdílně vznikajících rádiusů. Na obr. 28 a obr. 29 jsou zachyceny rádiusy nenaleptaného vzorku pomocí zrcadlového fotoaparátu a na obr. 30 a obr. 31 jsou zachyceny struktury všech tří měřených ploch vzorku pomocí 3D mikroskopu. Vzorek A byl v tomto případě před snímáním leptán v roztoku chloridu železitého.



Obr. 28 Textura povrchu oblasti 4 vzorku A před naleptáním.



Obr. 29 Textura povrchu oblasti 3 vzorku A před naleptáním.



Obr. 30 Textura povrchu oblasti 4 vzorku A zachycena pomocí 3D mikroskopu.



Obr. 31 Textura povrchu oblasti 3 vzorku A zachycena pomocí 3D mikroskopu.

10.1 Zhodnocení textury povrchu

Výslednou texturu tisknuté součásti velice ovlivňuje způsob tvorby její vnější geometrie. Příkladem tomu je povrch rádiusu tisknutého polotovaru pro tahovou zkoušku, kde byla obě zaoblení tvořena odlišným postupem. U rádiusu, tvořeného zvětšováním sintrované plochy, dochází v důsledku natavování předešlým průjezdem nesintrované vrstvy k tvorbě výrazně zhoršené textury, než je tomu u ploch, vznikajících postupným zmenšováním sintrované oblasti.

U válcových ploch se pohybovala střední aritmetická odchylka povrchu – R_a – okolo $3,6 \mu\text{m}$. Takto velká drsnost neodpovídá moderním požadavkům na kvalitu povrchu součásti vyráběných technologií přesného lití. Zde drsnost běžně nepřesahuje hodnotu $R_a 3 \mu\text{m}$. Zařazení technologie tryskání do výrobního procesu vzorku neměla dostačující vliv na výslednou texturu povrchu. Ani jeden ze vzorků nedosahoval standardu nastaveného technologií přesného lití.

Z těchto důvodů se jeví součásti vyrobené aditivní technologií DMLS bez následné úpravy povrchu jako nevhodné pro žárupevné aplikace.

K odstranění těchto nedostatků v oblasti nevyhovující drsnosti povrchu by mohlo vést zařazení procesu třískového obrábění, či omílání do technologického postupu tisknutých součástí.

11 KONTROLA VNĚJŠÍ GEOMETRIE TISKUTÝCH VZORKŮ

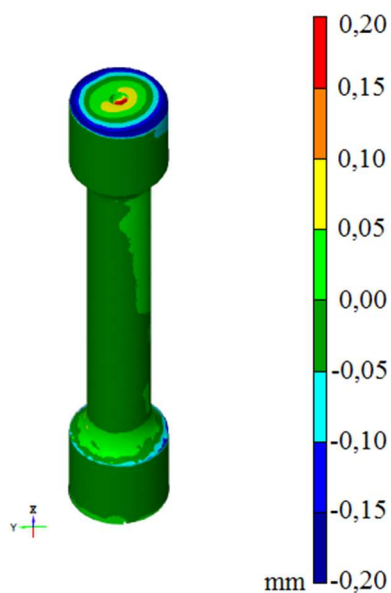
Pro kontrolu vnější geometrie sintrovaných polotovarů bylo využito systému reverzního inženýrství. Skenování polotovarů probíhalo na bezdotykovém optickém 3D skeneru ATOS od firmy GOM.

11.1 Příprava měřeného objektu

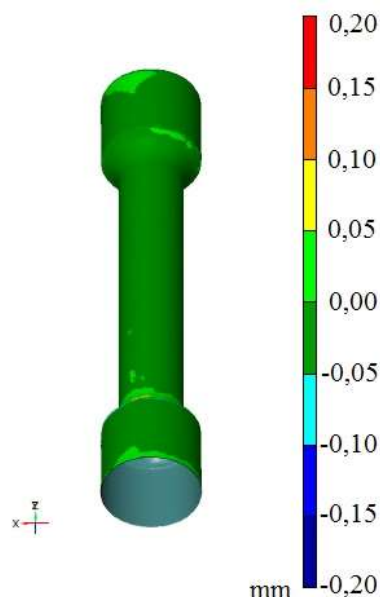
Aby se předešlo tvorbě hluchých míst na skenovaném modelu, je vhodné měřený objekt před samotným skenováním opatřit křídovým či titanovým nástřikem, který zmatní snímáný povrch a tím zamezí nežádoucímu odrazu promítaného vzoru. Pro zmatnění skenovaných vzorků byl použit titanový prášek ve spreji [35].

11.2 Výstupy skenování vnější geometrie

Pro skenování byl vybrán vzorek A (vzorek bez jakékoliv povrchové úpravy).



Obr. 32 Sken tisknutého vzorku A.



Obr. 33 Doplnující sken tisknutého vzorku A.

11.3 Zhodnocení kontroly vnějších rozměrů

Z provedené kontroly odchýlení vnější geometrie tisknutých vzorků od zadaného CAD modelu (obr. 32 a 33) vyplývá, že k největším odchýlení dochází na ostrých hranách polotovarů. Odchylka na vrchním čele vzorku je způsobena oddělováním polotovaru od spodní podpůrné struktury po vytisknutí součásti (vzorek při skenování otočen o 180° oproti poloze sintrování). Odchylka na spodním rádiusu byla způsobena zhoršením textury povrchu u geometrie vytvářené protavením do nesintrovaného prášku předchozí vrstvy (viz kap. 10).

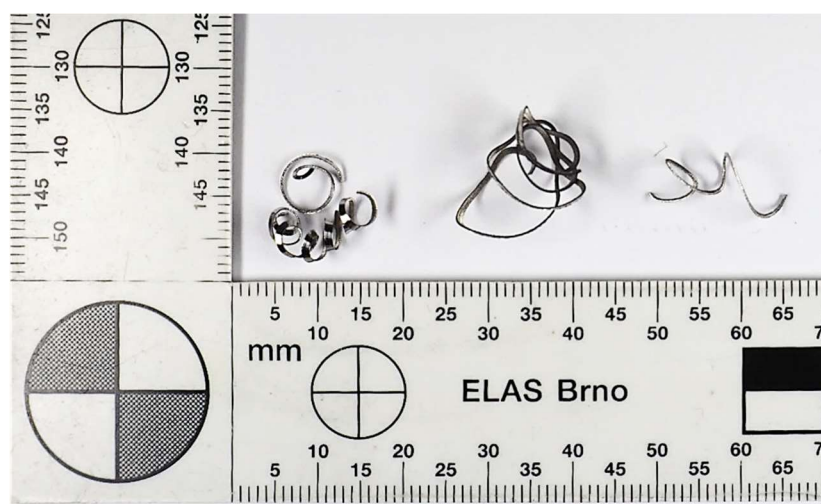
12 MECHANICKÉ VLASTNOSTI

Vyhodnocování mechanických vlastností probíhalo pomocí zkoušky tahem za pokojové teploty dle normy ČSN EN ISO 6892-1 a za zvýšené teploty dle normy ČSN ISO EN 6892-2. Jako zkušební vzorky byly použity standardizované zkušební tyčinky dle výkresů společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. Výstupy obou zkoušek jsou zpracovány v kapitolách 10.2 a 10.5.

12.1 Příprava vzorků

Obrábění polotovarů probíhalo na konvenčním soustruhu S28. Pro obrábění zkušebních tyčinek pro tahovou zkoušku byly využity VBD s označením RCMT 0803MOE-UR, pro tyčinky určené na creepové zkoušky pak VBD s označením LCMF 0316MO-MP. Pro tvorbu závitu byla zvolena závitořezná destička s označením TN 16EL150M. Všechny zmíněné VBD dodala společnost Dormer Pramet.

Při průběhu obrábění polotovarů nebyl pozorován žádný výrazný rozdíl, který by poukazoval na odlišný způsob tvorby polotovaru. V obou případech se tvořily „stužkové smotané“ třísky (obr. 34).



Obr. 34 Stužkové smotané třísky sintrovaného materiálu.

12.2 Zkouška tahem za zvýšené teploty ČSN ISO EN 6892-2

Pro zkoumání mechanických vlastností za zvýšené teploty byla zvolena zkouška tahem při 600 °C. Zkoušku 6 sintrovaných a 7 litých vzorcích prováděla společnost TÜV NORD Czech, s. r. o. Výsledky zkoušky jsou zpracovány v tab. 16 a tab. 17.

Tab. 16 Výstupy zkoušky tahem za zvýšené teploty pro lité vzorky.

Označení vzorku	Smluvní mez kluzu	Mez pevnosti	Kontrakce	Tažnost
	R _{p 0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Z [%]	A ₅ [%]
L1	733,0	838,0	15,1	5,5
L2	742,5	880,5	11,0	8,4
L3	770,1	888,1	16,4	8,1
L4	708,8	894,5	12,3	11,7
L5	721,7	897,5	17,2	8,9
L6	728,8	848,4	16,6	7,1
L7	737,5	896,1	9,1	8,2

Tab. 17 Výstupy zkoušky tahem za zvýšené teploty pro tisknuté vzorky.

Označení vzorku	Smluvní mez kluzu	Mez pevnosti	Kontrakce	Tažnost
	R _{p 0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Z [%]	A ₅ [%]
T1	1 061,3	1 237,7	28,2	11,8
T2	1 061,6	1 234,6	30,6	13,9
T3	1 060,1	1 232,6	29,6	14,4
T4	1 051,6	1 224,7	31,4	16,7
T5	1 051,8	1 237,7	28,8	16,3
T6	1 040,8	1 245,6	24,1	12,4

12.3 Zkouška tahem za pokojové teploty ČSN EN ISO 6892-1

Tahové zkoušky při pokojové teplotě byly prováděny v laboratoři divize přesného lití při společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. Na tyto účely bylo vyhrazeno celkem 5 kusů sintrovaných a 7 kusů odlévaných zkušebních tyček. Zpracované výstupy zkoušky jsou zaneseny v tab. 18 a tab. 19.

Tab. 18 Výstupy tahové zkoušky litých vzorků za pokojové teploty.

Označení vzorku	Smluvní mez kluzu	Mez pevnosti	Tažnost
	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
L1-P	865	1 046	4,4
L2-P	866	1 076	7,0
L3-P	835	1 047	4,7
L4-P	881	1 036	3,3
L5-P	870	1 083	7,7

Tab. 19 Výstupy tahové zkoušky tisknutých vzorků za pokojové teploty.

Označení vzorku	Smluvní mez kluzu	Mez pevnosti	Tažnost
	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
T1-P	1 076	1 392	20,5
T2-P	1 144	1 388	19,9
T3-P	1 173	1 389	18,1
T4-P	1 100	1 383	18,3
T5-P	1 213	1 391	19,0

12.4 Creepová zkouška

Creepové zkoušky probíhaly na stroji pro zkoušky tečení T-800 při 870 °C společnosti SVÚM, a. s., dle zkušebního postupu ČSN ISO 204. Pro vstupní napětí byla zvolena hodnota 353 MPa. U všech vzorků (5 litých, 5 tisknutých) došlo k prasknutí ihned při spuštění zkoušky – počáteční napětí 353 MPa se ukázalo jako nadměrné. Výstupy z této zkoušky (kontrakce a tažnost) jsou zaneseny v tab. 20.

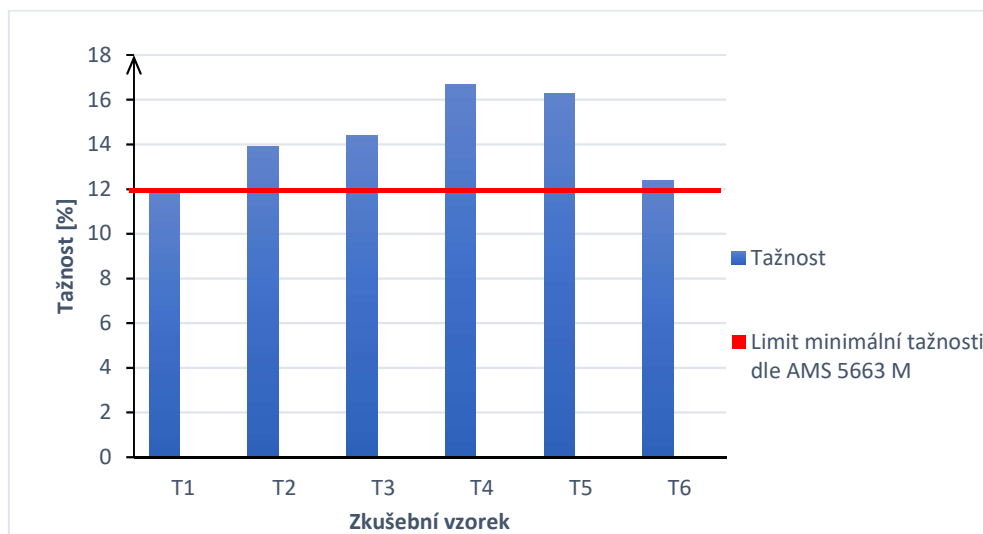
Tab. 20 Výstupy creepové zkoušky.

Označení vzorku	Kontrakce	Tažnost	Označení vzorku	Kontrakce	Tažnost
	Z [%]	A ₅ [%]		Z [%]	A ₅ [%]
L1	69,67	30,75	T1	51,18	25,85
L2	66,85	41,15	T2	42,40	22,50
L3	72,80	45,20	T3	58,21	38,70
L4	60,46	55,95	T4	49,50	33,90
L5	49,65	33,30	T5	48,10	40,35

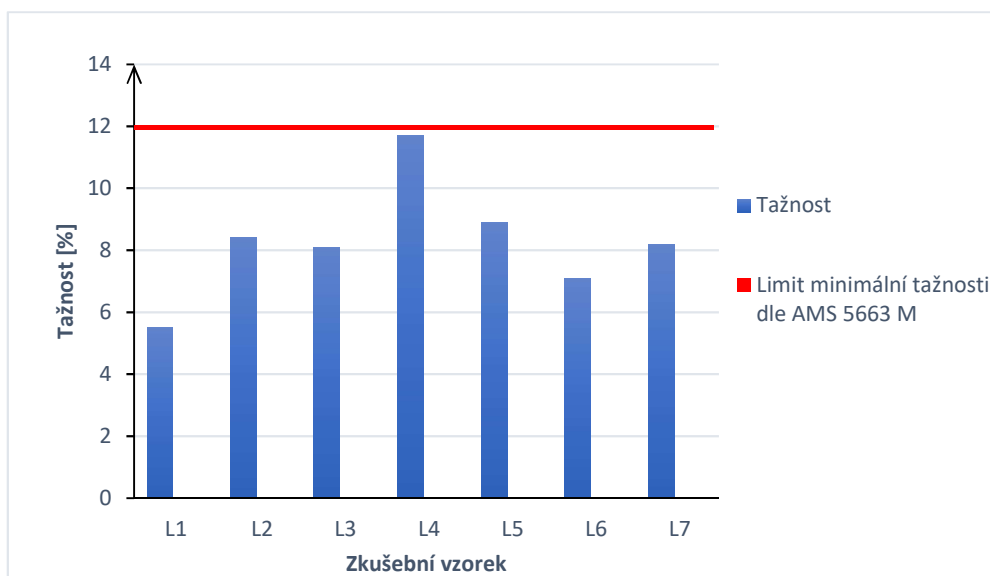
12.5 Zhodnocení mechanických vlastností

Při vyhodnocování výsledků mechanických zkoušek jsou patrné výrazné rozdíly mezi oběma technologiemi. Nejvýraznější je tento rozdíl u výstupů z tahové zkoušky za zvýšené teploty, kde se u sintrovaného materiálu pohybují meze pevnosti nad hranicí 1 200 MPa. U materiálu, který byl odléván technologií přesného lití, mez pevnosti nepřesahuje 900 MPa. Takto rozdílné výsledky mechanických zkoušek mohou být ovlivněny makrostrukturou lité součásti, či nižší segregací vměstků a karbidů ve struktuře tisknutých vzorků. Výstupy z této zkoušky jsou zpracovány na obr. 35 až 42. Pro vyhodnocení materiálu Inconel 718 byla použita norma AMS 5663 M, jelikož ISO norma k tomuto materiálu nebyla zatím vytvořena. Norma AMS (Aerospace Material Specification) pracuje primárně s jednotkami angloamerické měrné soustavy – imperiálními jednotkami. Po převedení jednotek do SI soustavy vznikají mírné rozdíly. Především pro mechanické zkoušky za zvýšené teploty (standardně 600 °C) jsou v normě AMS 5663 M uváděny hodnoty pro 1 200 °F, v přepočtu 649 °C. Je proto nutné brát limity nastavené v dalším hodnocení za přibližné a přesné limity pro mechanické vlastnosti materiálu při teplotě 600 °C se mohou mírně lišit. Stejně tak

i rozměry standardizovaného tělesa použitého pro mechanické zkoušky se v obou případech mírně liší.

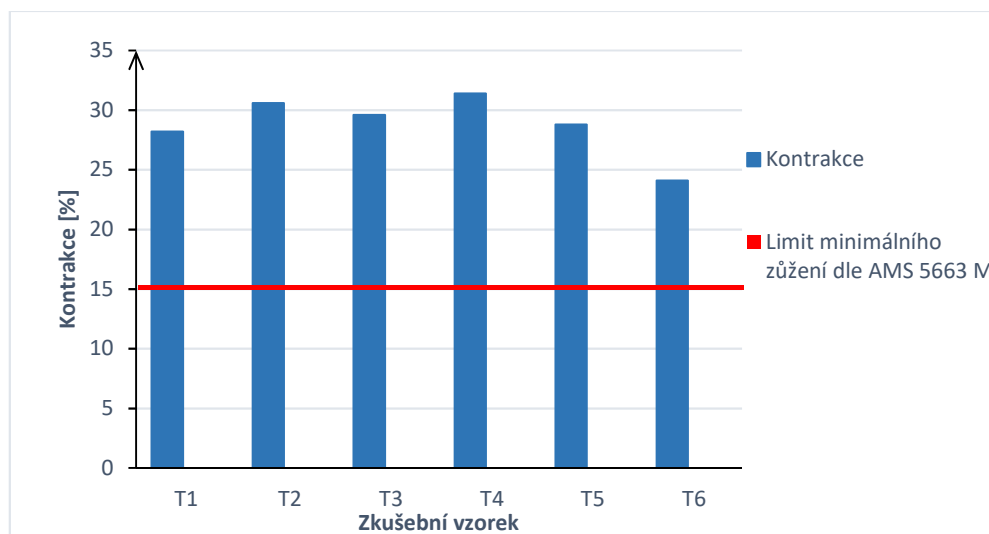


Obr. 35 Tažnosti tisknutých vzorků při 600 °C.

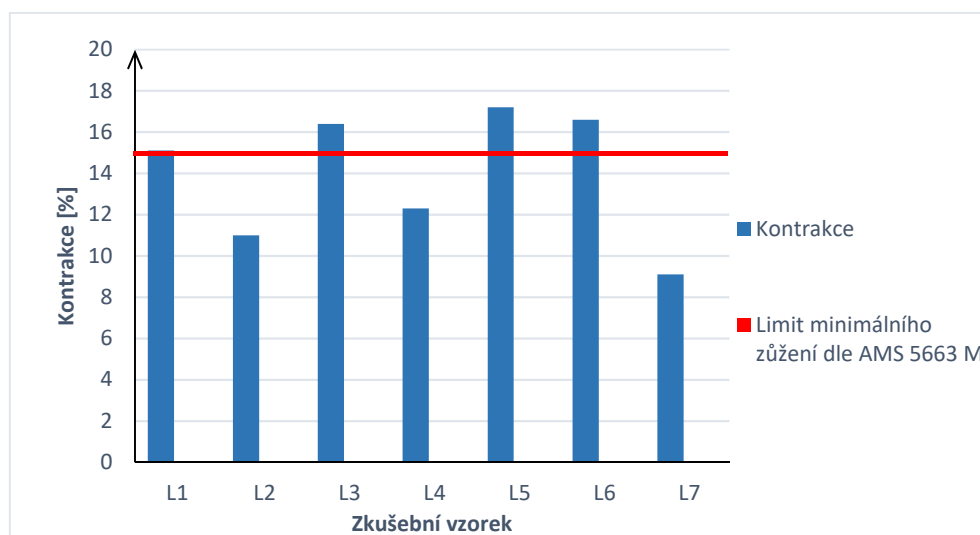


Obr. 36 Tažnosti litých vzorků při 600 °C.

Norma AMS 5663 M vyžaduje minimální hodnotu tažnosti 12 %. Těmto podmínkám vyhovovalo 5 tisknutých vzorků, kdy šestý (T1) se od normy odchyloval pouze o 2 desetiny procenta. U tohoto vzorku byla provedena elektronová mikroskopie ke zjištění příčiny nevyhovující tažnosti. Ani jeden z litých vzorků nedosahoval požadované hranice 12 %. Nejnižší hodnoty tažnosti (5,5 %) dosahoval vzorek nesoucí označení L1.

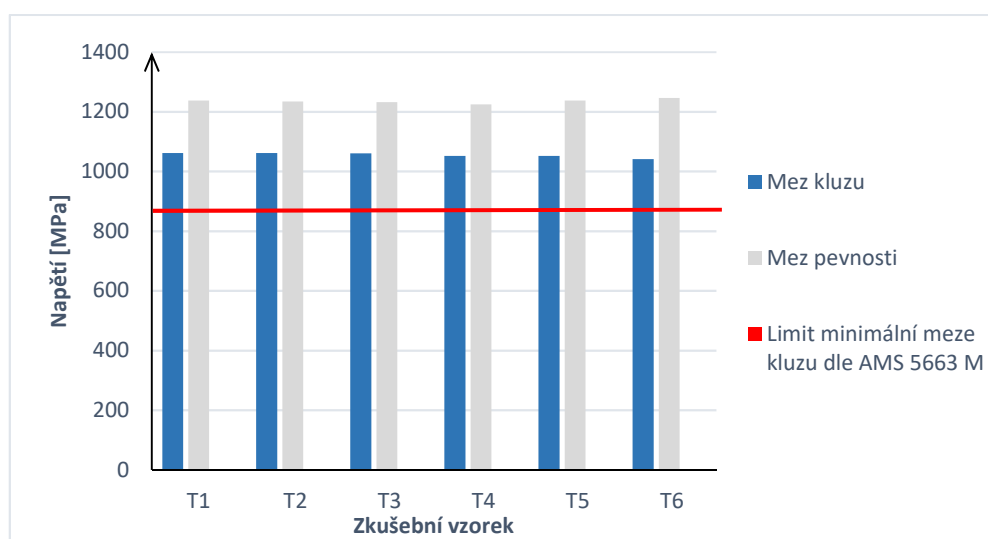


Obr. 37 Kontrakce tisknutých vzorků při 600 °C.

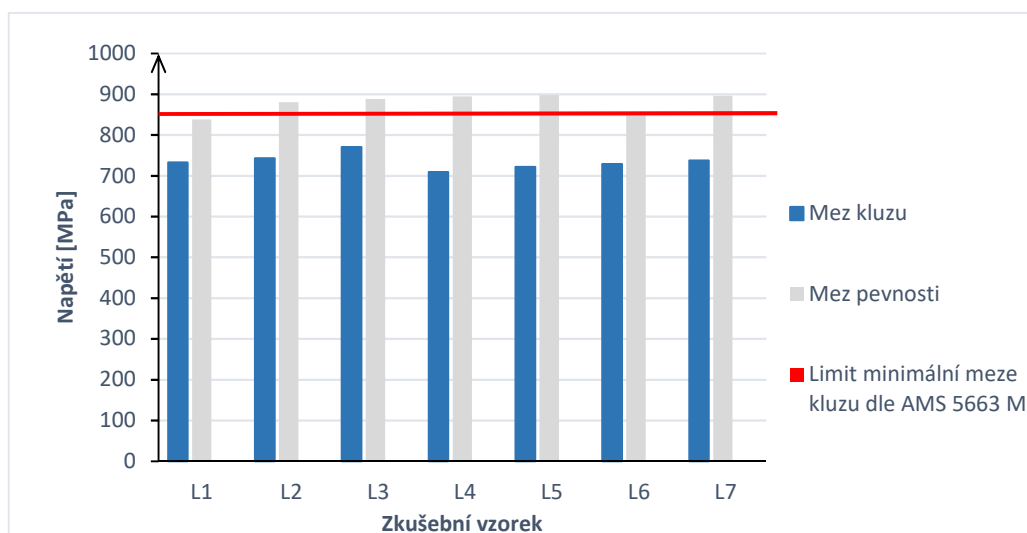


Obr. 38 Kontrakce litých vzorků při 600 °C.

Podobný trend bylo možné pozorovat i u získaných hodnot kontrakce. Zkušební tyčky vyrobené metodou DMLS přesahovaly požadovanou minimální hodnotu kontrakce (15 %) o desítky procent. U tyček vyrobených technologií přesného lití splňovaly nastavené podmínky normy AMS 5663 M pouze vzorky s označením L1, L3, L5 a L6.



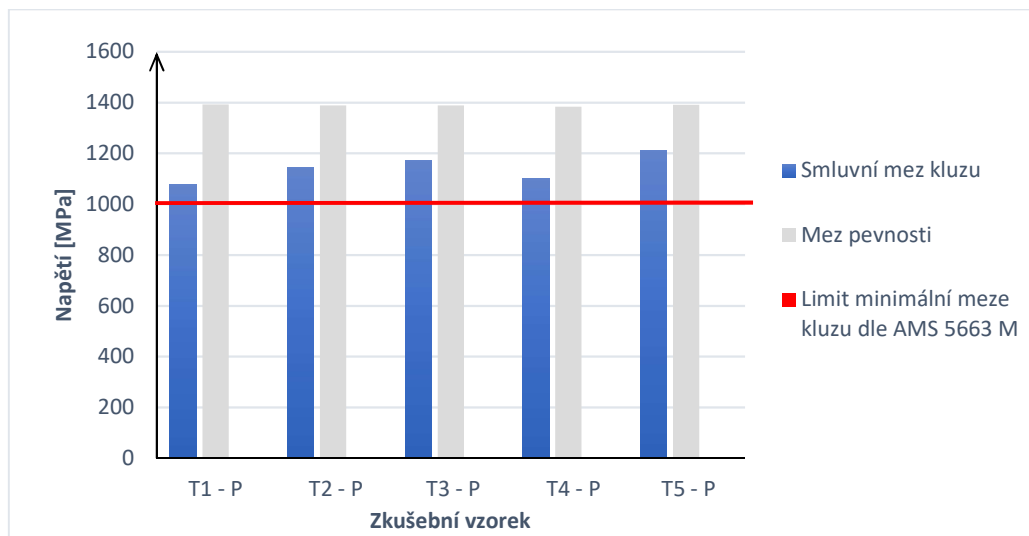
Obr. 39 Mechanické vlastnosti materiálu zpracovaného technologií DMLS při 600 °C.



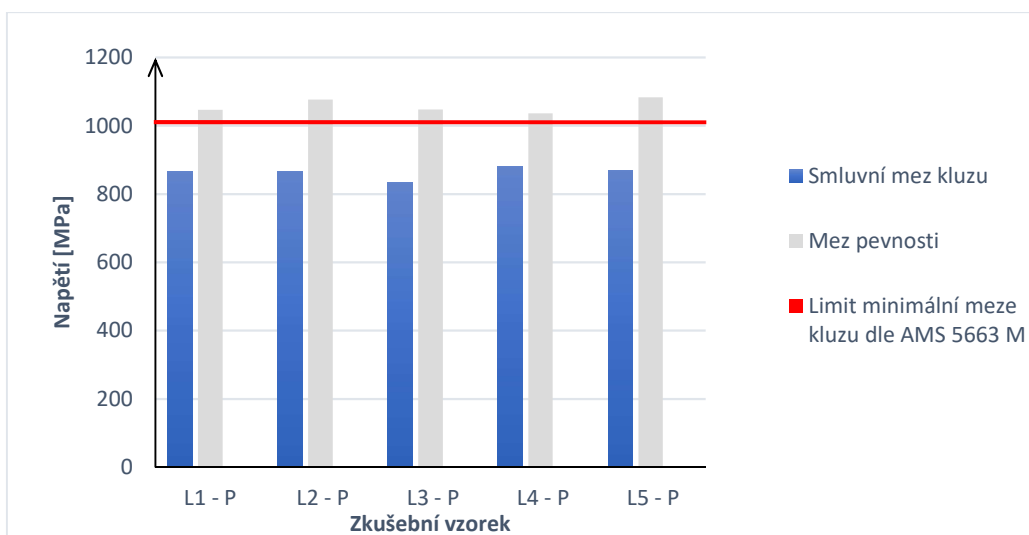
Obr. 40 Mechanické vlastnosti materiálu zpracovaného technologií přesného lití při 600 °C.

Při vyhodnocování výstupů z mechanických zkoušek za zvýšené teploty byla zvolena jako určující vlastnost využitelnosti materiálu pro žárupevné aplikace mez kluzu. Pro zhodnocení bylo opět využito normy AMS 5663 M. Nastaveného limitu 862 MPa nedosáhl ani jeden z litých vzorků. Naopak všechny sintrované vzorky dosahovaly meze kluzu větší než 1 000 MPa, více jak 150 MPa nad limitem. Takto vysoké meze pevnosti lze považovat za dostačující i při zohlednění mírných odlišností mezi normou a provedenou zkouškou (kapitola 12.5). Podobný výsledek byl pozorován i u meze pevnosti, kdy nastavenou podmínku 1 000 MPa splnily pouze vzorky vyrobené technologií DMLS.

U výstupů z tahové zkoušky vzorků za pokojové teploty bylo opět možné pozorovat výrazné rozdíly mezi litými a sintrovanými vzorky. Nastavené hranice pro mez kluzu (1 034 MPa) nedosáhl ani jeden z litých vzorků. Naopak všechny tisknuté tyčinky tuto hodnotu převyšovaly – i o více jak 175 MPa (vzorek T5). Výstupy z této zkoušky jsou zpracovány v grafech na obr. 41 a 42.



Obr. 41 Mechanické vlastnosti materiálu zpracovaného technologií DMLS za pokojové teploty.



Obr. 42 Mechanické vlastnosti materiálu zpracovaného technologií přesného lití za pokojové teploty.

U creepových zkoušek došlo vlivem nadměrného počátečního zatížení k porušení všech vzorků ihned po spuštění zkoušky. Zpracované výsledky této zkoušky ovšem naznačují rozdílné výsledky u kontrakce a tažnosti zkušebních vzorků. U litého materiálu dochází k výraznější kontrakci a zároveň má takto zpracovaný materiál větší tažnost než materiál zhotovený technologií DMLS.

Takto výrazné rozdíly v mechanických vlastnostech litého materiálu mohou být způsobeny např. nevhodným tepelným zpracováním. Hodnoty požadované firmou EOS pro materiál zpracovaný technologií DMLS (dle AMS 5664) se mírně odlišují od předpisu používaného pro lité materiály dle normy AMS 5663 M. Konkrétně se jedná o překročení maximální teploty z 1 010 na 1 065 °C u rozpouštěcího žíhání a překročená doba výdrže na 760 °C o 2 hodiny u precipitačního vytvrzování.

Po zpětné analýze provedeného tepelného zpracování bylo zjištěno i mírné odchýlení od předpisu normy AMS 5664, od které se uskutečněný průběh tepelného zpracování mírně lišil.

Souhrnem se uskutečněné tepelné zpracování lišilo od předpisu normy AMS 5663 M o 55 °C u rozpouštěcího žíhání, u vytvrzování pak došlo k delší výdrži na teplotě 760 °C o 2 hodiny a následný interval výdrže na teplotě 650 °C byl také prodloužen o 2 hodiny.

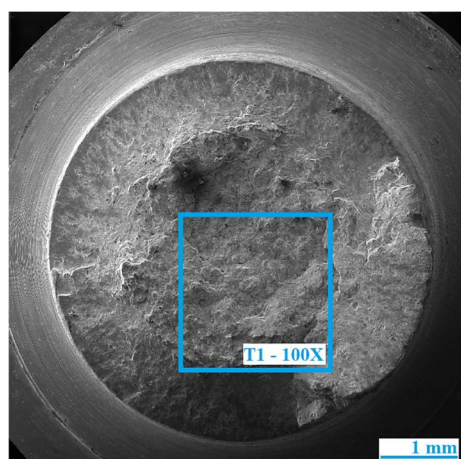
Pro zjištění, zdali tyto rozdíly v tepelném zpracování stály za nízkými mechanickými vlastnostmi litých vzorků, by bylo nutné provést podrobnější experiment.

13 ELEKTRONOVÁ A TRANSMISNÍ MIKROSKOPIE

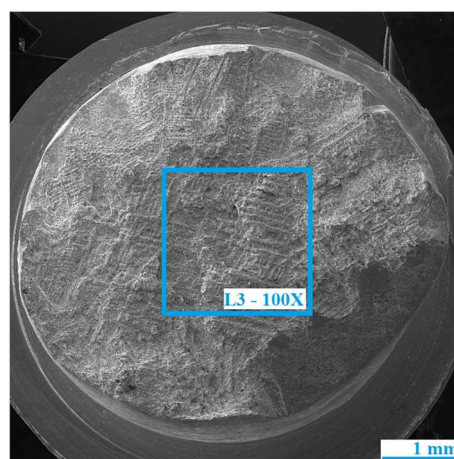
U vybraných vzorků byla po uskutečněních zkouškách provedena elektronová mikroskopie zaměřená na lomové plochy a zhodnocení obrobených závitů u sintrovaného i odlévaného materiálu. Obrobené vzorky byly očištěny v ultrazvukové čističce a studovány pomocí rastrovacího mikroskopu (SEM) LYRA 3 od firmy Tescan.

13.1 Lomová plocha

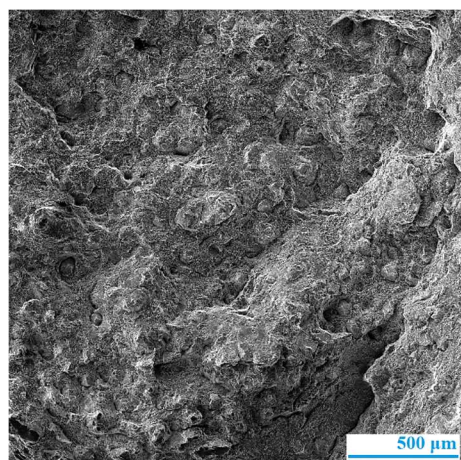
Studium morfologie povrchu všech obrobených vzorků bylo provedeno pomocí elektronové mikroskopie. Pro zobrazení byl ve všech případech využit detektor sekundárních elektronů SE, přičemž vzorky byly vždy studovány při zvětšení 35 $\times$, 100 $\times$ a následně 500 $\times$. Na obr. 43 až 48 jsou zachyceny lomové plochy vzorku T1 a L3.



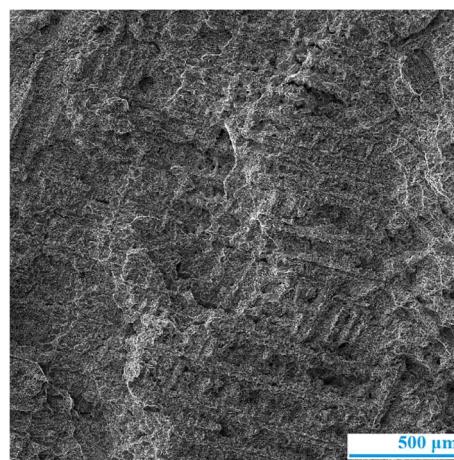
Obr. 43 Vzorek T1 zvětšeno 35 $\times$.



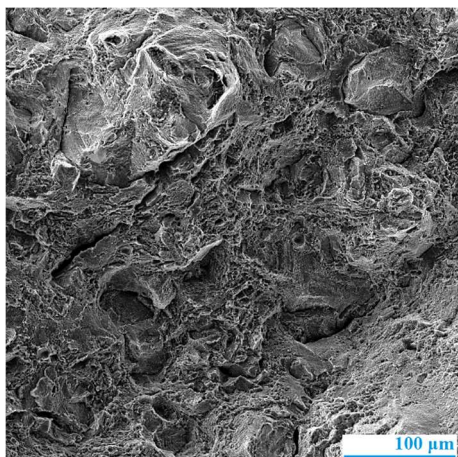
Obr. 44 Vzorek L3 zvětšeno 35 $\times$.



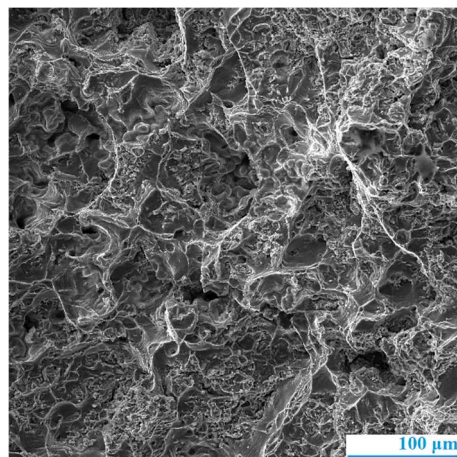
Obr. 45 Vzorek T1 zvětšeno 100 $\times$.



Obr. 46 Vzorek L3 zvětšeno 100 $\times$.



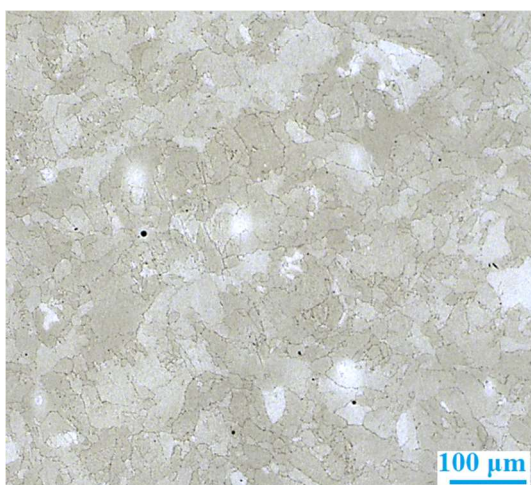
Obr. 47 Vzorek T1 zvětšeno 500×.



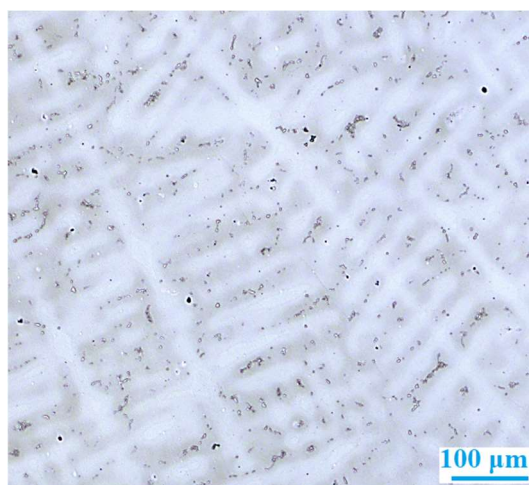
Obr. 48 Vzorek L3 zvětšeno 500×.

13.2 Zhodnocení lomové plochy

U litých vzorků došlo k šíření lomové trhliny z velké části po hranicích zrn a primárních dendritů, kdežto u sintrovaného materiálu docházelo k šíření trhliny skrze jemnozrnnou strukturu (mikrostruktury vzorků T1 a L3 jsou zachyceny na obr. 49 a 50) [36].

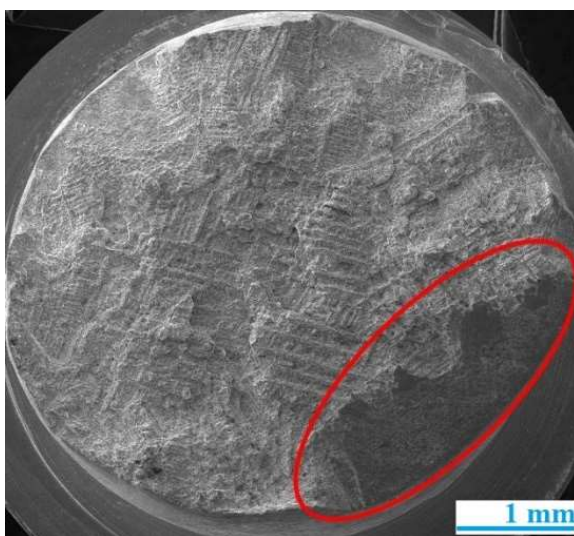


Obr. 49 Mikrostruktura vzorku T1 zvětšeno 10×.



Obr. 50 Mikrostruktura vzorku L3 zvětšeno 10×.

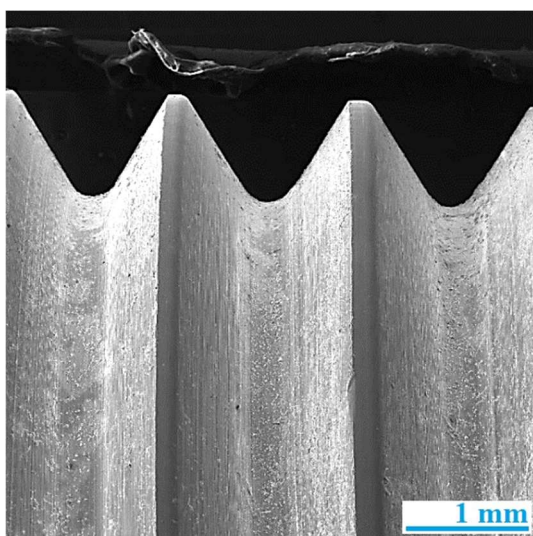
Tento rozdíl v šíření trhlin stojí s největší pravděpodobností za dobrými mechanickými vlastnostmi sintrovaného materiálu, který jako jediný splňoval požadavky meze kluzu normy AMS 5663 M. Rozdíly lomových ploch jsou nejlépe patrné na obr. 45 a 46, kdy jsou u lité struktury zachyceny primární dendrity, po jejichž hranicích proběhl hlavní lom. Na obr. 51 je možné pozorovat hranici jednoho ze zrn přímo v lomové ploše vzorku L3 [36].



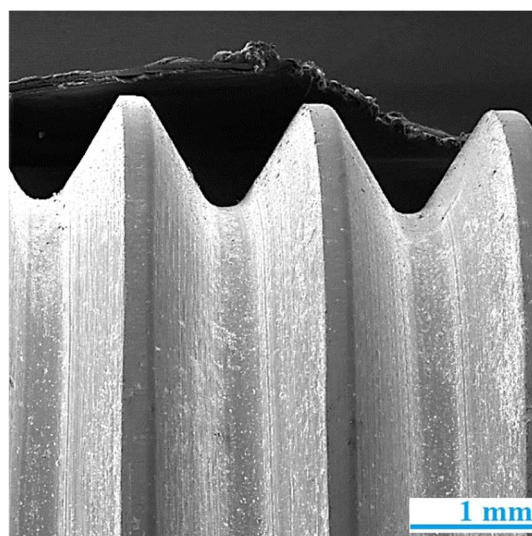
Obr. 51 Lomová plocha vzorku L3 s oválně vyznačenou oblastí hranice zrna zvětšeno 35×.

13.3 Obrobený závit

U vybraných vzorků byla provedena elektronová mikroskopie k zjištění stavu obrobených ploch na vytvořených závitech. Na obr. 52 je zachycen závit u tištěné tyčinky, na obr. 53 pak závit litého vzorku.



Obr. 52 Obrobený závit tištěného vzorku T2 zvětšeno 50×.



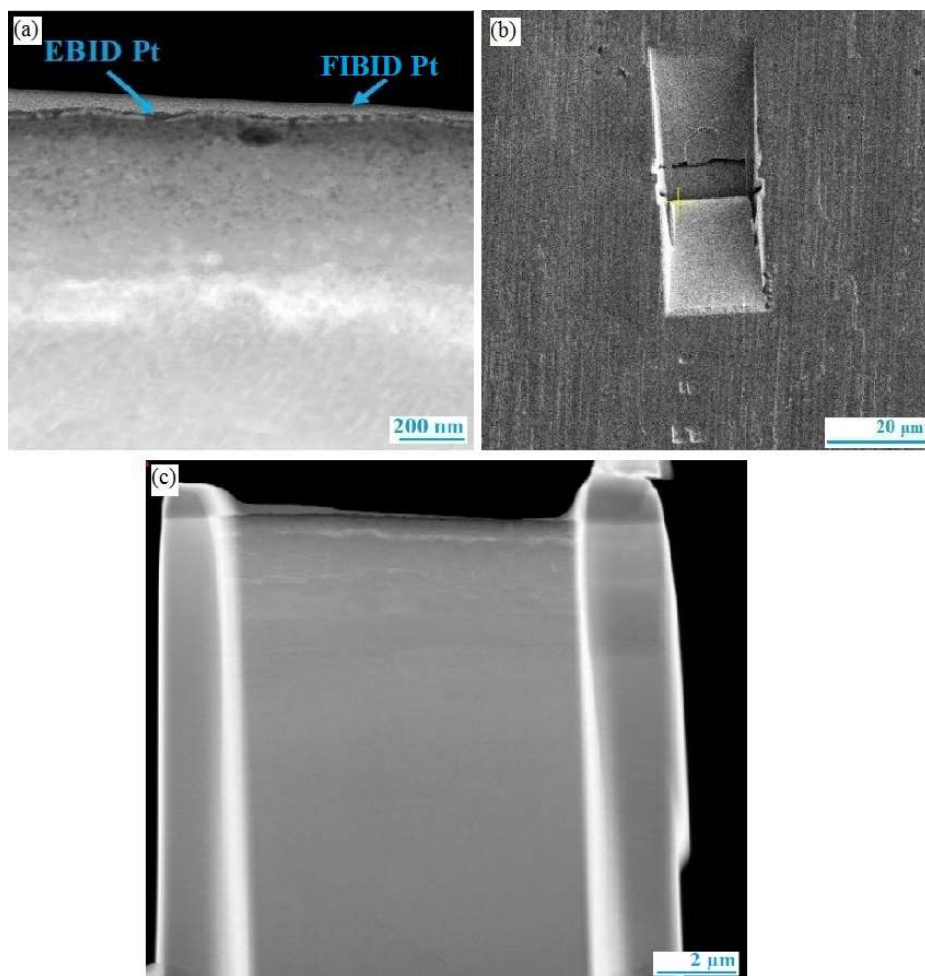
Obr. 53 Obrobený závit litého vzorku L4 zvětšeno 50×.

13.4 Zhodnocení obrobené plochy závitu

Na obrobených plochách obou vzorků nebyly zaznamenány žádné výrazné rozdíly, které by naznačovaly rozličnou tvorbu obou vzorků.

13.5 Příprava TEM lamely pro EDX analýzu

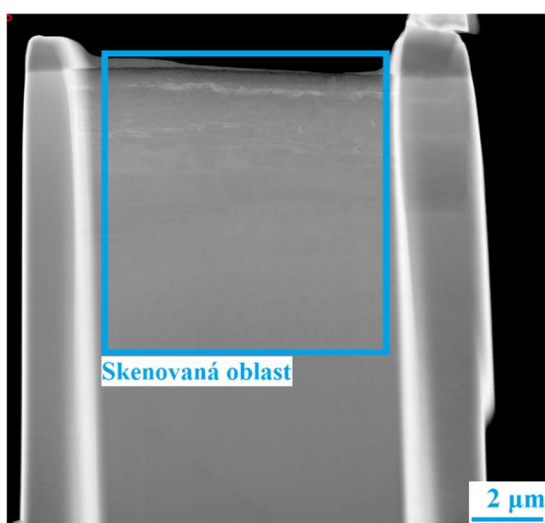
Za účelem EDX analýzy a zjištění možných příčin nízkých mechanických vlastností litého materiálu byla vyhotovena TEM lamela ze závitové části vzorku s označením L3 (po provedení tahové zkoušky za zvýšené teploty). Příprava lamely v mikroskopu Helios od firmy FEI zahrnovala několik technologických kroků. V úvodním kroku byla provedena depozice ochranné platinové vrstvy obdélníkového tvaru o rozměrech $2 \times 10 \mu\text{m}$ a tloušťce 100 nm pomocí asistované elektronové depozice (EBID), následované iontovou depozicí (FIBID) 2 000 nm (obě vrstvy depozice jsou zachyceny na obr. 54 (a)). K odprášení či tvarování lamely byl v následujících krocích využit fokusovaný iontový svazek. Dalším krokem bylo vytvoření trojstranného zákopu okolo platinové vrstvy a podříznutí lamely ve tvaru L, jak je znázorněno na obr. 54 (b). V následujícím kroku byl k platinové vrstvě přideponován nano-manipulátor, který umožnil uvolnění lamely ze vzorku. Po uvolnění lamely následovalo její uchycení k měděnému držáku pomocí depozice platiny. Posledním krokem přípravy bylo ztenčení lamely z $2 \mu\text{m}$ na finálních 100 nm (obr. 54 (c)).



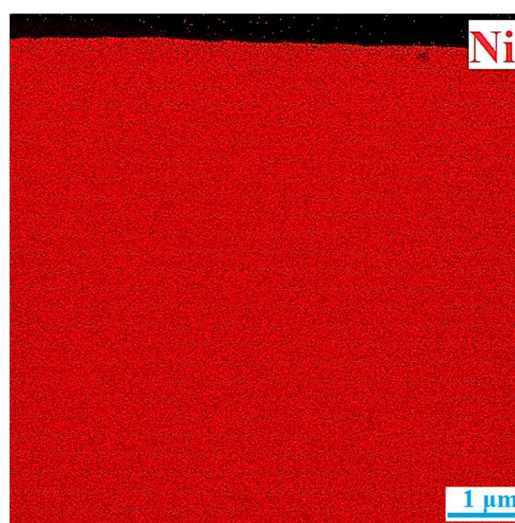
Obr. 54 Příprava TEM lamely: (a) depozice platiny pomocí EBID a FIBID, (b) trojstranný zákop okolo platinové vrstvy, (c) finálně ztenčená lamela.

13.6 EDX analýza TEM lamely

Připravená lamela z Inconelu 718 byla umístěna do speciálního držáku určeného pro měření chemického složení (EDX). Měření EDX proběhlo v transmisním elektronovém mikroskopu TITAN od firmy THERMOFISHER SCIENTIFICS nastaveném ve skenovacím režimu. Rentgenový signál, vzniklý dopadem vysokoenergetických elektronů (300 kV), byl analyzován detektorem od firmy GATAN. Získaná data byla vyhodnocena v programu Velox verze 2.3. K provedení bližší EDX analýzy bylo nejprve nutné provedení předběžného skenu větší oblasti připravené lamely (obr. 55).

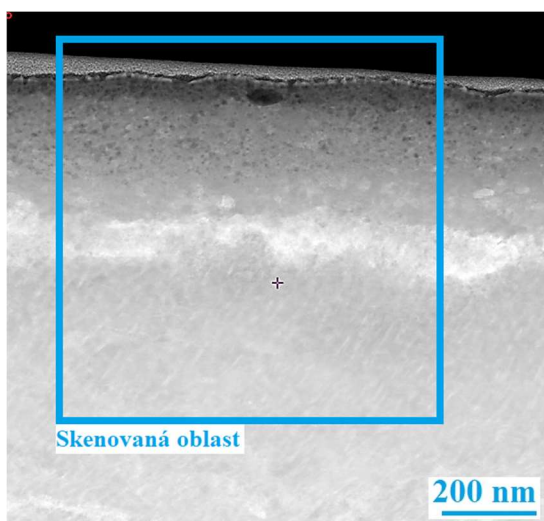


Obr. 55 Oblast prvního EDX skenu TEM lamely.

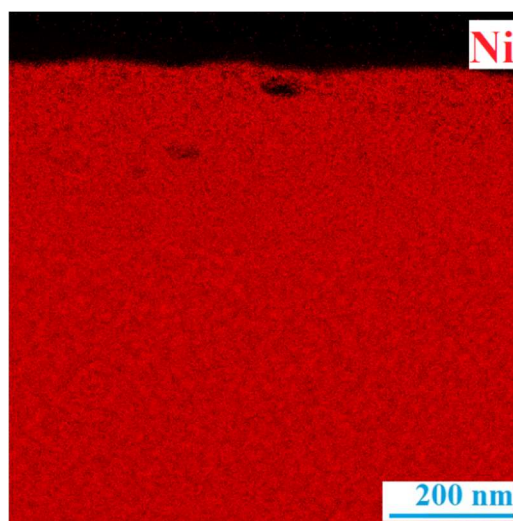


Obr. 56 Obsah niklu v první skenované oblasti vyznačený v hmotnostních zlmcích.

Vzhledem k tomu, že z obr. 56 vyplývá, že je rozložení niklu v materiálu rovnoměrné, přistoupilo se ke skenu menší oblasti (obr. 57).



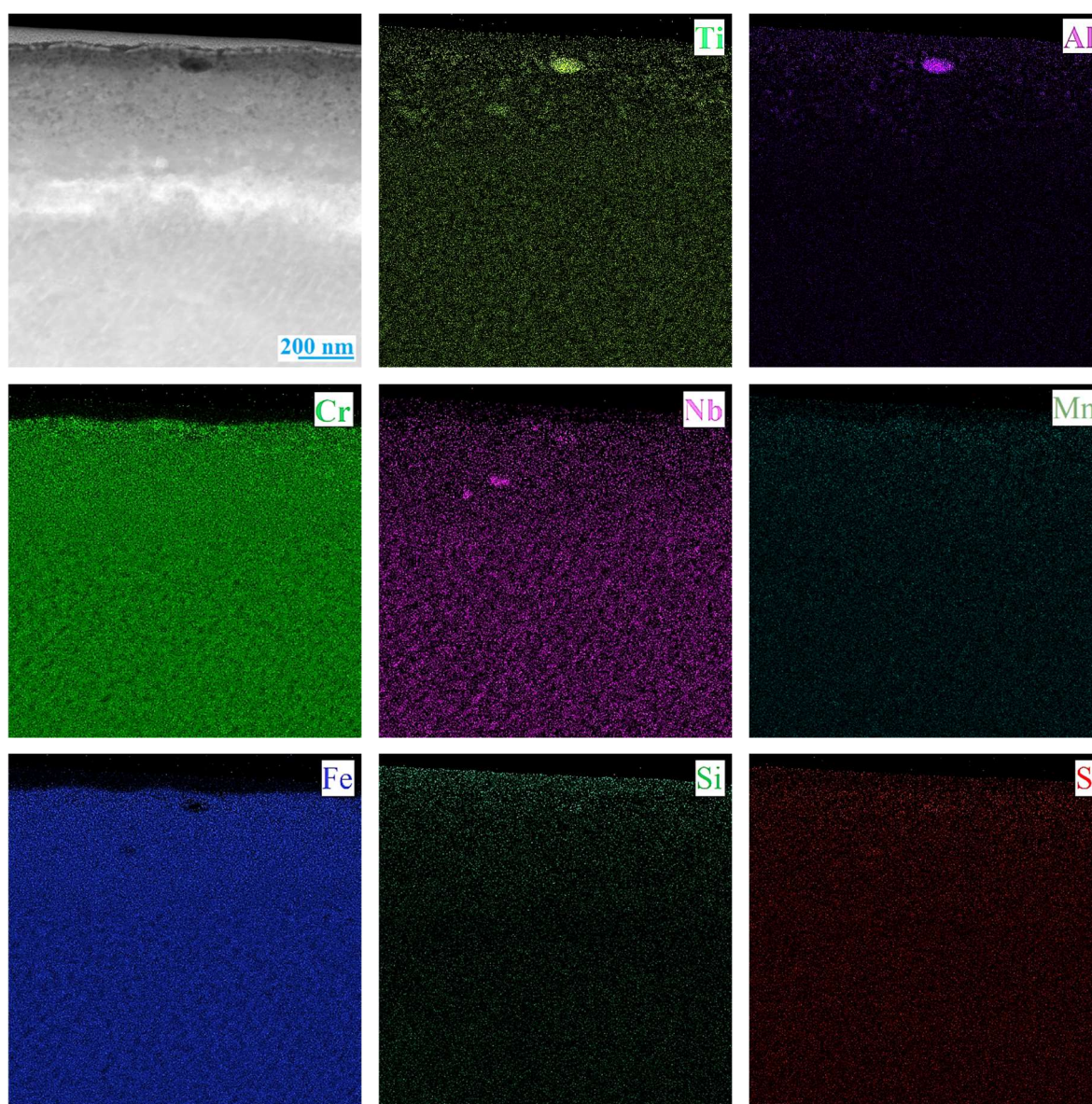
Obr. 57 Oblast druhého EDX skenu TEM lamely.



Obr. 58 Obsah niklu v barevně vyznačených hmotnostních zlmcích.

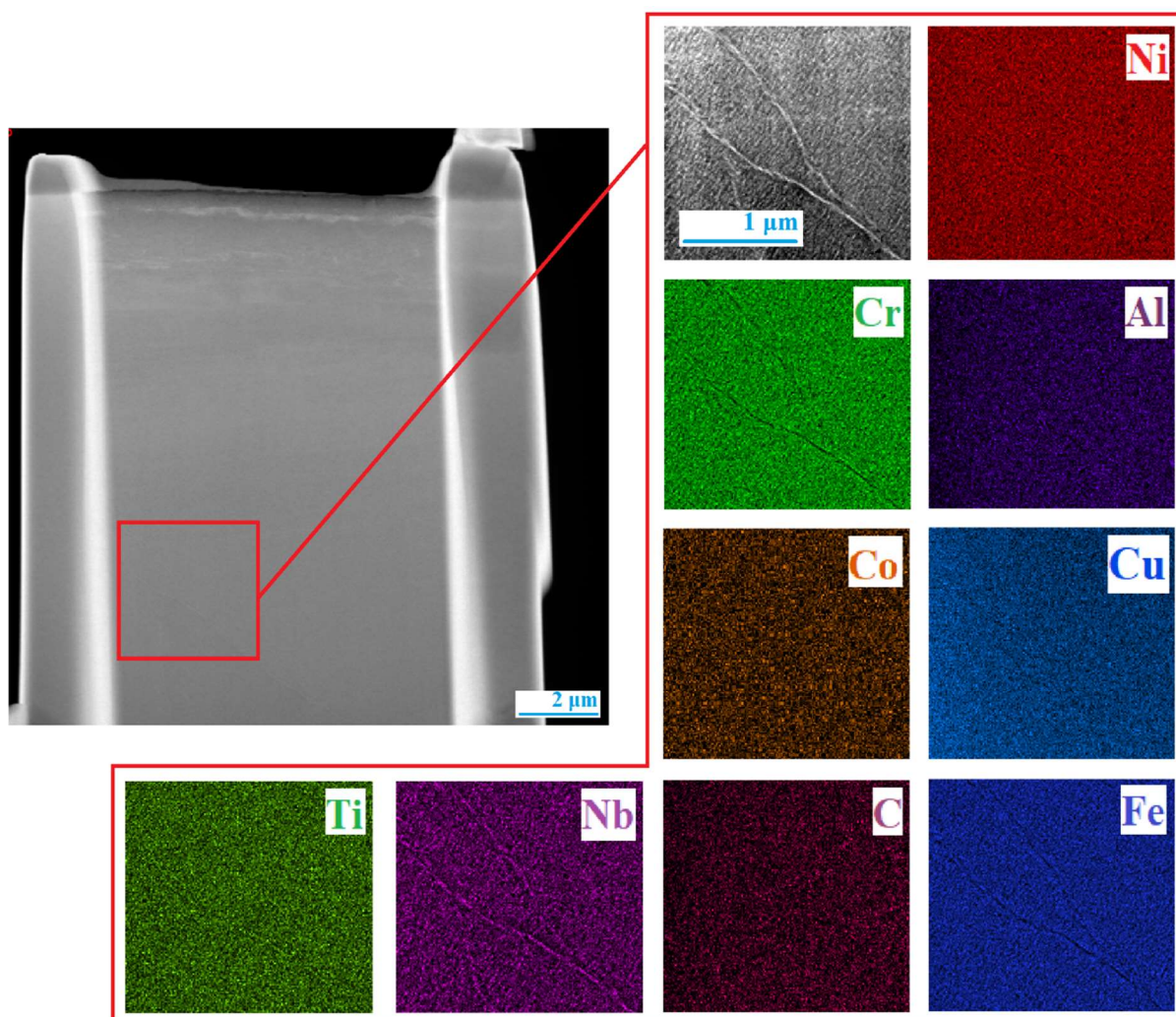
Rozdílná struktura horní a dolní části lamely viditelná na obr. 58 je způsobena tepelným ovlivněním materiálu v průběhu oddělování části vzorku pro následnou přípravu TEM lamely. Oddělování proběhlo pomocí řezného kotouče z Al_2O_3 s označením 50A15 od firmy Struers.

Změna koncentrace niklu, viditelná na spodní části obr. 58, je způsobena rozdílnými koncentracemi fází γ a γ' , které bohužel nelze pomocí EDX měření od sebe odlišit. Zpracované výsledky z EDX analýzy vybraných prvků byly zaneseny do obr. 59.



Obr. 59 Detailní EDX měření druhé oblasti s barevně vyznačenými hmotnostními zlomky vybraných prvků doplněné o TEM snímek v HAADF režimu.

Posledním místem, ve kterém bylo analyzováno chemické složení metodou EDX, byla oblast hranice zrn ve spodní části lamely (obr. 60).



Obr. 60 Detailní EDX měření oblasti hranice zrn s barevně vyznačenými hmotnostními zlomky vybraných prvků doplněné o TEM snímek v HAADF režimu.

EDX analýza ukázala, že u materiálu zpracovaného technologií přesného lití došlo k výraznému snížení koncentrace chromu a železa na hranicích zrn korelující se zvýšenou koncentrací niobu a titanu. U ostatních prvků nebyly ve skenované oblasti pozorovány žádné další zásadní změny v jejich koncentraci. Shluk atomů titanu a hliníku na obr. 59 je nejspíše způsobený vyloučením těchto prvků ve vzniklé staženině. Zvýšená koncentrace hliníku na okraji lamely je pak s největší pravděpodobností způsobena kontaminací při oddělování materiálu pomocí řezného kotouče z Al_2O_3 .

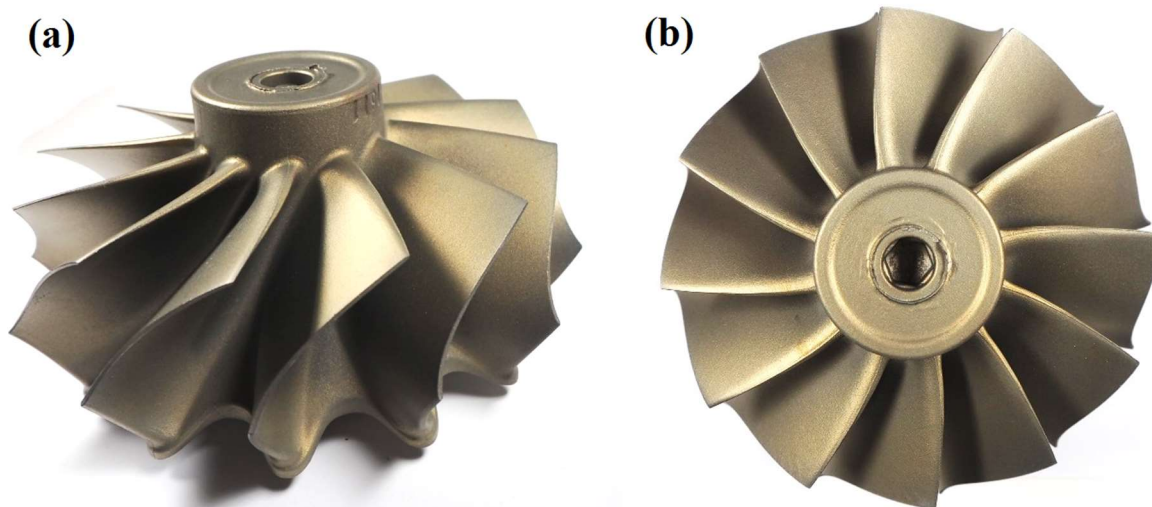
14 VÝROBA TURBÍNOVÉHO KOLA

Za účelem možného navázání na práci byla odlita dvě radiální turbínová kola z IN718 určená pro porovnání hotového produktu vyrobeného technologií DMLS a jeho následného testování v konkrétní aplikaci. Kola byla odlévána v jedné tavbě s tělesy pro zkušební tyčky. Parametry lití v tab. 21.

Tab. 21 Parametry lití turbínového kola [33].

	Turbínové kolo XC
Materiál	Inconel 718
Označení kola	TPS 44
Hmotnost tělesa	2,609 kg
Kusů na vtok	1
Celková váha vtoku	7.5 kg
Teplota skořepiny	1 050 °C
Teplota lití	1 362 °C
Vakuum	$4 \cdot 10^{-2}$ mbar

Obě radiální turbínová kola (obr. 61) byla tepelně zpracována dle AMS 5664.



Obr. 61 Radiální turbínové kolo: (a) pohled zachycující geometrii lopatek, (b) čelní pohled.

15 TECHNICKO-EKONOMICKÉ ZHODNOCENÍ

Vzhledem k jednoduché geometrii součástí je velmi obtížné porovnat technické možnosti obou použitých technologií. V případě technologie přesného lití bylo pro výrobu zkušebních vzorků využito standardizovaného postupu společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. Náklady na vyhotovení polotovaru pro tahovou zkoušku dosahovaly 595 Kč/ks, u polotovarů pro creepové zkoušky 549 Kč/ks. Náklady na vyrobení třinácti vzorků pro tahovou a pěti vzorků pro creepovou zkoušku dosahovaly výše 10 480 Kč + náklady na obrábění.

U technologie DMLS proběhla výroba zkušebních vzorků v jednom sintrovacím cyklu. Ve společné sumě je zahrnuta stejně jako u litých vzorků cena surového materiálu, technologie i marže výrobce. Pro tisknutí jedenácti polotovarů pro tahovou zkoušku a šesti polotovarů na creepovou zkoušku byly vynaloženy náklady ve výši 21 767,90 Kč + náklady na obrábění.

Jelikož nebylo možné rozdělit náklady na tisk creepových vzorků od zkušebních tyčinek pro tahovou zkoušku, byly za účely ekonomického zhodnocení výroby porovnávány celkové náklady na výrobu sady jedenácti tyčinek pro tahovou a šesti tyčinek pro creepovou zkoušku, součástí dle výkresů na obr. 8 a 9. V tab. 23 je zpracováno porovnání nákladů na vyhotovení celé této sady, a to mezi technologií přesného lití a tištěním vzorků metodou DMLS.

Tab. 22 Náklady na výrobu sady vzorků bez zahrnutí operace obrábění.

	Typ 1 Creepová zkouška	Typ 3 Tahová zkouška	Celkové náklady na výrobu vzorků
Lité vzorky	549 Kč/ks	595 Kč/ks	9 839,00 Kč
Tisknuté vzorky	Neuvedeno	Neuvedeno	21 767,90 Kč

Z tab. 22 vyplývá, že výroba sintrovaných vzorků byla výrazně nákladnější než výroba tyčinek pomocí standardizovaných těles společnosti PBS Velká Bíteš, a. s. Dodatečné náklady na obrobení sady se odvíjely od objemu obrobeného materiálu a požadované drsnosti obráběných ploch. U tisknutých vzorků byly tyto dodatečné náklady výrazně nižší právě díky minimálním přídavkům na obrábění.

Po zahrnutí všech aspektů, ovlivňujících cenu hotové sady zkušebních tyčinek, bylo dospěno k závěru, že na výrobu tištěných vzorků je nutné vynaložit přibližně 2,5–3krát vyšší náklady než na výrobu sady metodou přesného lití.

ZÁVĚR

Cílem práce bylo poskytnout náhled do rozvíjející se problematiky kovového 3D tisku se zaměřením na využitelnost této technologie v žárupevných aplikacích. Rychlý pokrok aditivní technologie v posledních letech s sebou přinesl mimo jiné i nové, dokonalejší materiály, jehož příkladem je i niklová superslitina Inconel 718. Rychlý vývoj otevírá i nové příležitosti využití aditivní technologie v oblastech, které dříve byly dominantou konvenčně používaných technologií. Významnou oblastí, která by mohla být velice ovlivněna tímto rapidním vývojem kovového 3D tisku v následujících letech, jsou žárupevné součásti nejen v automobilovém průmyslu. Za účelem zjištění aktuálního stavu a vlastností těchto materiálů byla naplánována experimentální část s řadou zkoušek, které pomohly nastínit eventuální využitelnost technologie DMLS a jejího porovnání s technologií přesného lití.

Na základě výkresů byly vyhotoveny polotovary pro zkušební tyčinky z materiálu Inconel 718. Celkem bylo vyrobeno 13 tyčinek pro tahovou a 5 tyčinek pro creepovou zkoušku metodou přesného lití, 11 tyčinek pro tahovou a 6 tyčinek pro creepovou zkoušku metodou DMLS.

V prvním kroku bylo provedeno leptání vzorků za účelem odhalení makrostruktury a následovalo tepelné zpracování. Byla také provedena analýzy textury povrchu na přístroji Taylor Hobson Talysurf CCI Lite. Před obrobením byla vyhodnocena také vnější geometrie vytištěných vzorků pomocí metod reverzního inženýrství na bezdotykovém optickém 3D skeneru ATOS od firmy GOM. Po následném obrobení byly na vzorkách realizovány mechanické zkoušky, konkrétně tahová zkouška při pokojové teplotě dle ČSN EN ISO 6892-1, tahová zkouška za zvýšené teploty dle ČSN ISO EN 6892-2 a creepová zkouška dle zkušebního postupu ČSN ISO 204. Na základě výstupů z mechanických zkoušek byly některé ze vzorků odeslány na transmisní elektronovou mikroskopii ke zkoumání lomové plochy a kvality obráběných závitů. Experimentální část byla zakončena ekonomicko-technickým zhodnocením. Pro možné navázání na práci byla odlita dvě radiální turbínová kola z materiálu Inconel 718, sloužící jako zástupce metody přesného lití, pro testování technologie DMLS v konkrétních aplikacích.

Analýza výstupů experimentální části

Na základě výsledků z experimentální části byly vyvozeny tyto závěry a zjištění:

- pro naleptání materiálu Inconel 718 je vhodné použít leptací směs založenou na chloridu železitém a kyselině dusičné,
- u vzorků vyrobených technologií DMLS nebylo pozorováno výrazné rozčlenění makrostruktury na jednotlivá zrna,
- u tvorby modelu určeného pro 3D tisk je nutné uvažovat nad protavováním materiálu do nesintrovaného prášku předešlé vrstvy, což má za následek zhoršení textury vnější geometrie součásti,
- tisknuté vzorky mají vyšší drsnost povrchu a vyšší koncentraci povrchových vad než polotovary zhotovené technologií přesného lití,
- u součástí zhotovených technologií DMLS, s možným využitím v žárupevných aplikacích, je nutné zařazení třískového obrábění, či omílání do výrobního postupu součásti,
- materiál zpracovaný metodou DMLS dosahoval výrazně vyšších mechanických vlastností než materiál zpracovaný technologií přesného lití. Tento závěr potvrdil předpoklad vycházející z provedené rešerše. Neočekávané byly však nízké mechanické vlastnosti litých vzorků, které byly nejpravděpodobněji způsobeny větším množstvím licích vad. Byla doporučena kontrola licích parametrů a chemického složení použitého materiálu,
- lomové plochy vzorků z obou technologií se lišily především šířením lomové trhliny, kdy u litého materiálu kopírovala lomová plocha hranice dendritů a zrn, kdežto u tisknutého materiálu pak procházela skrz jemnější strukturu,
- na výrobu vzorků technologií DMLS je nutné vynaložit přibližně 2,5–3krát vyšší náklady než u metody přesného lití.

Závěrečné zhodnocení

Aditivní technologie kovu je rychle se rozvíjející oblastí, která může v budoucnu pomáhat utvářet většinu průmyslových odvětví. Jen v posledních letech se množství zpracovatelných materiálů rozšířil o řadu dalších titanových a niklových slitin. Je tedy možné očekávat další rozšiřování palety použitelných materiálů v aditivní technologii. Další úrovní by mohly být niklové superslitiny typu Inconel 713 či Mar M 247, u kterých ovšem vyvstávají některé fyzikálně-chemické bariéry. U těchto vysokolegovaných slitin dochází vlivem široké oblasti tuhnutí k výraznému odmíšení (segregaci) legujících prvků s nižší teplotou tuhnutí. Pro možné využití těchto materiálů v průmyslových aplikacích bude nutné pracovat na vývoji nových sintrovacích parametrů a modifikacích samotných technologií.

Pokud se zaměříme na využitelnost metody DMLS v oblasti žárupevných aplikací, bylo dospěno k závěru, že takto zhotovené součásti je možné využít pro testování v zátěžových aplikacích. Toto tvrzení podporují vysoké hodnoty výstupů z prováděných mechanických zkoušek, které odpovídají i standardům nastavených normou AMS 5663 M. Při výrobě funkční žárupevné součásti je ovšem nutné počítat se zařazením procesu třískového obrábění, či omílání do výrobního postupu.

POUŽITÁ LITERATURA

- [1] ISO/ASTM 52900:2015: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-1:vl:en>. 2015.
- [2] DONACHIE, Matthew a Stephen DONACHIE. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2002, x, 439 s. : il. ISBN 0-87170-749-7.
- [3] REED, Roger. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, xv, 372 s. : il., čb. fot. ; 26 cm. ISBN 978-0-521-85904-2.
- [4] SMÉKALOVÁ, Jana. *Vztah mezi stukturou a vlastnostmi litých niklových slitin* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2008 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/4242>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Tomáš Podrábský.
- [5] DAVIS, J. *ASM speciality handbook: Nickel, cobalt, and their alloys*. 1st. Materials Park: ASM International, 2000, 442 s. : il. ; 29 cm. ISBN 978-0-87170-685-0.
- [6] DURAND-CHARRE, Madeleine. *The microstructure of superalloys*. Boca Raton: CRC Press, 1997, xiv, 124 s. : il. ISBN 90-5699-097-7.
- [7] HEMALA, Robert. *Stanovení vhodného tvaru zkušebních tyčí pro odstranění vnitřních vad ovlivňujících testování nízko- a vysokocyklové únavy* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2014 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/34036>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Petr Ňuksa.
- [8] JIN, Tao, Y ZHOU, X WANG, J LIU, X SUN a Z HU. RESEARCH PROCESS ON MICROSTRUCTURAL STABILITY AND MECHANICAL BEHAVIOR OF ADVANCED Ni-BASED SINGLE CRYSTAL SUPERALLOYS. *Acta Metallurgica Sinica* [online], 2015(51) [cit. 2018-04-05]. DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00429. Dostupné z: <http://www.ams.org.cn/EN/10.11900/0412.1961.2015.00429>

- [9] FUKÁTKOVÁ, Pavla. *Struktura a vlastnosti litých niklových superslitin* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2008 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/64089>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Simona Hutařová.
- [10] BOWMAN, Randy. Superalloys: A Primer and History. *The Mineral, Metals and Material Society* [online]. 2000 [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <http://www.tms.org/Meetings/Specialty/Superalloys2000/SuperalloysHistory.html>
- [11] ZHOU, Wenlong, Lanzhang ZHOU, Yiqiang MU a Changshuai WANG. Effect of Nb on δ Phase Precipitation and the Tensile Properties in Cast Alloy IN625. *Metals* [online]. 2018, 2018(2), 9 [cit. 2018-03-22]. DOI: 10.3390/met8020086. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2075-4701/8/2/86/htm>
- [12] BARTOŠ, Filip. *Technologie zhotovení odlitků "na hotovo"* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2010 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/2618>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Milan Horáček.
- [13] SLOVÁK, Vojtěch. *Metody rychlého prototypování (RP) použitelné ve slévárenství* [online]. Brno: Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství, 2009 [cit. 2018-03-22]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/11012/8005>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně. Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie. Vedoucí práce Milan Horáček.
- [14] Pennsylvania Precision Cast Part's Investment Casting Process. In: *Youtube.com* [online]. San Bruno, Kalifornie, USA: Youtube, b.r. [cit. 2018-03-22]. Dostupné z: https://www.youtube.com/watch?time_continue=64&v=wMzSS3BnMLs
- [15] LAMONICA, Martin. Additive Manufacturing GE, the world's largest manufacturer, is on the verge of using 3-D printing to make jet parts. *MIT technology review* [online]. b.r. [cit. 2018-03-22]. Dostupné z: <https://www.technologyreview.com/s/513716/additive-manufacturing/>

- [16] EBAM® Drives Innovation for Many Applications and Industries. *Sciaky, Inc.* [online]. Chicago, b.r. [cit. 2018-03-22]. Dostupné z: <http://www.sciaky.com/additive-manufacturing/applications-industries>
- [17] YANG, Li, Keng HSU, Brian BAUGHMAN, Donald GODFREY, Francisco MEDINA, Mamballykalathil MENON a Soeren WIENER. *Additive manufacturing of metals: the technology, materials, design and production*. UK. Cham]: Springer International Publishing, 2017, vii, 168 stran, ISBN 978-3-319-55127-2.
- [18] CASTELLS, Ryan. ARTICLE DMLS vs SLM 3D Printing for Metal Manufacturing. *Element* [online]. Element Materials Technology, 2016 [cit. 2018-03-20]. Dostupné z: <https://www.element.com/nucleus/2016/06/29/dmls-vs-slm-3d-printing-for-metal-manufacturing>
- [19] PAGÁČ, Marek. Začínáme s 3D tiskem kovů #2: Technologie 3D tisku kovů (SLM). *Konstrukter* [online]. 2016 [cit. 2018-03-22]. Dostupné z: <https://www.konstrukter.cz/2016/11/23/zaciname-s-3d-tiskem-kovu-2-technologie-3d-tisku-kovu-slm/>
- [20] L. MESSIMER, Sherri, Phillip A. FARRINGTON a Albert E. PATTERSON. Overhanging Features and the SLM/DMLS Residual Stresses Problem: Review and Future Research Need. *Technologies* [online]. 2017, 2017(2) [cit. 2018-03-22]. DOI: 10.3390/technologies5020015. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/2227-7080/5/2/15>
- [21] GKN Sinter Metals reports development of new metal powder for Additive Manufacturing. *METAL AM* [online]. Inovar Communications Ltd, 2017 [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <http://www.metal-am.com/gkn-reports-development-new-metal-powder-additive-manufacturing/>
- [22] INCONEL® alloy HX. *Special Metals Wiggin* [online]. b.r. [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <http://www.specialmetalswiggin.co.uk/pdfs/products/INCONEL%20alloy%20HX.pdf>
- [23] 3D Metals Discover the variety of Metal Powders. *SLM Solution* [online]. Germany Lübeck: SLM Solutions Group AG, b.r. [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: https://slm-solutions.com/sites/default/files/downloads/201en171023-01-001-powder_web.pdf

- [24] INCONEL® alloy 625. *Special Metal Swiggin* [online]. b.r. [cit. 2018-03-27].
Dostupné z: <http://www.specialmetalswiggin.co.uk/pdfs/products/INCONEL%20alloy%20625.pdf>
- [25] INCONEL® alloy 718. *Special Metal Swiggin* [online]. Special Metal Swiggin, b.r. [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <http://www.specialmetalswiggin.co.uk/pdfs/products/INCONEL%20alloy%20718.pdf>
- [26] KOCIÁN, Petr. *Obrábění materiálů typu Inconel 718* [online]. Plzeň, 2012 [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <https://otik.zcu.cz/bitstream/11025/2621/1/Obrabeni%20materialu%20typu%20Inconel%20718%20-%20Petr%20Kocian.pdf>.
Bakalářská práce. Západočeská univerzita v Plzni, fakulta strojní.
- [27] Rozpouštěcí žíhání a stárnutí niklových slitin. *Bodycote* [online]. b.r. [cit. 2018-03-27]. Dostupné z: <http://www.bodycote.cz/cs-CZ/services/heat-treatment/solution-and-age/nickel-alloys.aspx>
- [28] Material data sheet EOS NickelAlloy IN718. *EOS Electro Optical Systems: Industrial 3D printing* [online]. b.r. [cit. 2018-03-27].
Dostupné z: http://ip-saas-eos-cms.s3.amazonaws.com/public/4528b4a1bf688496/ff974161c2057e6df56db5b67f0f5595/EOS_NickelAlloy_IN718_en.pdf
- [29] *Základy teorie třískového obrábění* [online]. Centrum odborné přípravy technické Kroměříž, [cit. 2018-04-29]. Dostupné z: <https://coptkm.cz/portal/reposit.php?action=0&id=18765&instance=2>
- [30] KALIVODA, Milan. *Re: Přídavky na třískové obrábění* [e-mailová komunikace]. 23. listopadu 2017, [cit. 2018-04-29].
- [31] HUMÁR, Anton. *TECHNOLOGIE I: TECHNOLOGIE OBRÁBĚNÍ – 3. část* [online]. 2005, 57 [cit. 2018-04-29].
- [32] KLOUZEK, Zdeněk. *Re: Parametry tisku* [e-mailová komunikace]. 7. března 2018 12:24, b.r. [cit. 2018-04-29].
- [33] VOJTĚCH, Jan. *Re: Parametry lití* [e-mailová komunikace]. 25. února 2018, [cit. 2018-04-29].
- [34] ŠABACKÝ, Petr. *Re: Makrostruktura* [e-mailová komunikace]. 15. března 2018, [cit. 2018-04-29].

- [35] *Systém ATOS: výukový modul* [online]. b.r. [cit. 2018-04-29]. Dostupné z:
<http://dokumenty.uk.fme.vutbr.cz/FRVS/atos.pdf>
- [36] ŠABACKÝ, Petr. *Re: Elektronová mikroskopie* [e-mailová komunikace]. 15. března 2018, [cit. 2018-04-29].

SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK

Zkratka	Popis
Al	Hliník
AMS	Aerospace Material Specifications
BCT	Tetragonálně prostorově středěná krystalová mřížka
C	Uhlík
CAD	Computer Aided Design
Co	Kobalt
Cr	Chrom
Cu	Měď
DMLS	Direct Metal Laser Sintering
EBID	Electron Beam-Induced Deposition
EDM	Electric Discharge Machining
EDX	Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy
EOS	Electro Optic Systems Pty Ltd
FCC	Kubická plošně středěná krystalová mřížka
Fe	Železo
FIBID	Focused ion beam induced deposition
HAADF	High-Angle Annular Dark-Field
IN	Inconel
Nb	Niob
Ni	Nikl
NM	Not Measured
PBF	Powder Bed Fusion
Si	Křemík
SLM	Selective Laser Melting
STL	Stereolithography
Ta	Tantal
TEM	Transmission Electron Microscopy
Ti	Titan
VBD	Vyměnitelná břitová destička
W	Wolfram

Symbol	Jednotka	Popis
a_p	mm	Záběr hlavního ostří nástroje
r_ϵ	mm	Poloměr zaoblení špičky řezného nástroje
γ	-	Gamma phase – fáze gama
γ'	-	Gamma primary phase – fáze gama primární
γ''	-	Gamma secondary phase – fáze gama sekundární
δ	-	Delta phase – fáze delta

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1	Zpráva o procesu tepelného zpracování
Příloha 2	Materiálový list IN718 určeného pro technologii DMLS společnosti EOS

Zpráva procesu

Numer:	00001858	Rec:	15.0 VPT-4025	
Start:	14.2.2018 6:10:06	Konec:	14.2.2018 11:06:17	
Receptura:	0165 - Inconel 718 - Rozpouštění zihání, DPL			
Operátor:	spravce			
Komentář:				

Sériové číslo #1:	816821	Objednávka:	
Sériové číslo #2:	ID. 910638	Úkol:	
Sériové číslo #3:	816788.26	Materiál:	IN 718
Sériové číslo #4:	ID. 910636	Hmotnost [kg]:	0,0
Sériové číslo #5:	816794.4	Energie [kWh]:	142,0
Sériové číslo #6:	ID. 910635		
Sériové číslo #7:			
Sériové číslo #8:			
Sériové číslo #9:			
Sériové číslo #10:			

16-02-2018



PBS-001, ver. 1.02

Zápisná KÓRUPCE

Receptura

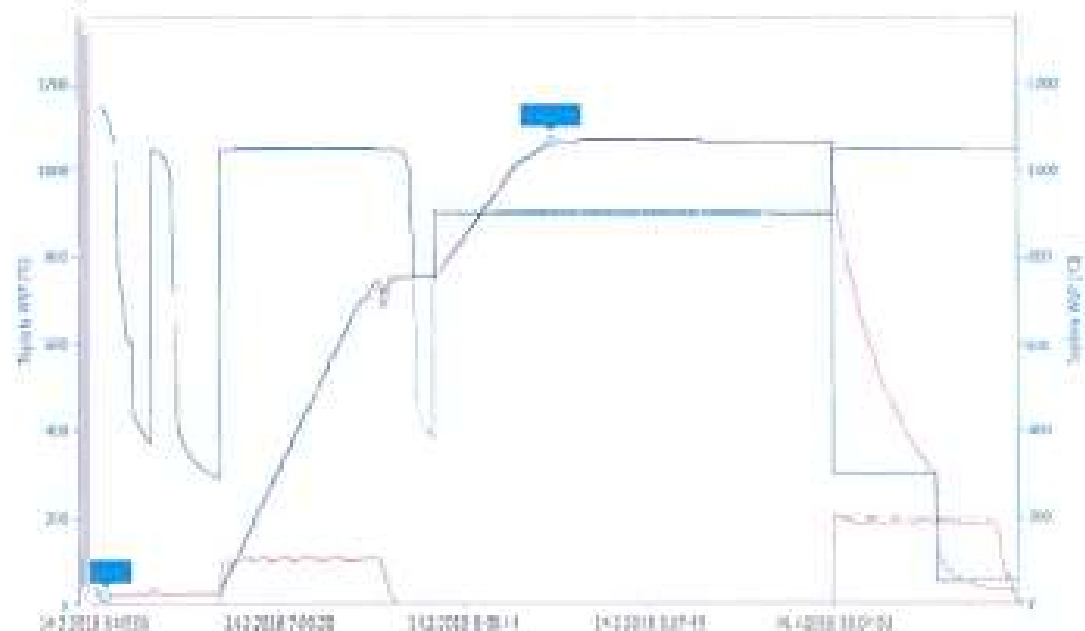


Nr.	Segment	Rampa [°C/min]	Temp. [°C]	Čas	T. odol. [°C]	Tlak [Bar]	Vakuum [mBar]	Typ T/C	Typ plynu
1	PROPLACHOVÁNÍ			00:10:00			1,00e-1		
2	PUMPOVÁNÍ			00:05:00			1,00e-3		
3	HŘÁNÍ V PLYNU	15,0	700,0	00:01:00	10,0	1,00		T/C kontrolní	Argon
4	HŘÁNÍ V PLYNU	10,0	745,0	00:01:00	10,0	1,00		T/C kontrolní	Argon
5	HŘÁNÍ VE VAKUU	15,0	750,0	00:05:00	10,0		1,00e-3	T/C kontrolní	
6	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	10,0	1020,0	00:01:00	10,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
7	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	5,0	1066,0	01:30:00	10,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
8	CHLAZENÍ V PLYNU		300,0	00:01:00		3,00		T/C kontrolní	Argon
9	CHLAZENÍ S VENTILÁTOREM POMALU		50,0	00:10:00		2,00		T/C kontrolní	Argon
10	KONEC CYKLU								

Po pláchy

Datum / Čas	Popis	Stav	Skupina	Operátor
-------------	-------	------	---------	----------

Trendy



-  Teplota WSP [°C]
-  Teplota pece [°C]
-  Teplota vsáčky #1 [°C]
-  Teplota vsáčky #2 [°C]
-  Teplota vsáčky studeného bodu [°C]
-  Teplota vsáčky horkého bodu [°C]
-  Tlak pece [Bar]
-  Vakuum pece [mBar]

Zpráva procesu

Numer: **00001060** Pec: **15.0 VPT-4035**
Start: **15.2.2018 6:15:15** Konec: **16.2.2018 5:13:30**
Receptura: **0166 - Inconel 718 - Starnutí, DPL**
Operátor: **spravce**
Komentář:



Sériové číslo #1: **816821**
Sériové číslo #2: **ID. 910638**
Sériové číslo #3: **816794.4**
Sériové číslo #4: **ID. 910635**
Sériové číslo #5: **816788.25**
Sériové číslo #6: **ID. 910636**
Sériové číslo #7:
Sériové číslo #8:
Sériové číslo #9:
Sériové číslo #10:

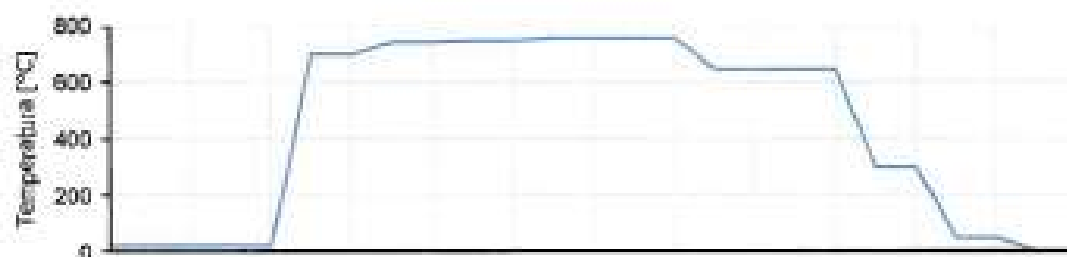
Objednávka:
Úkol:
Materiál: **IN718**
Hmotnost [kg]: **0,0**
Energie [kWh]: **491,0**

16-02-2018

PBS ERT, s.r.l. 3012
Zlajová KŘEPELA



Receptura

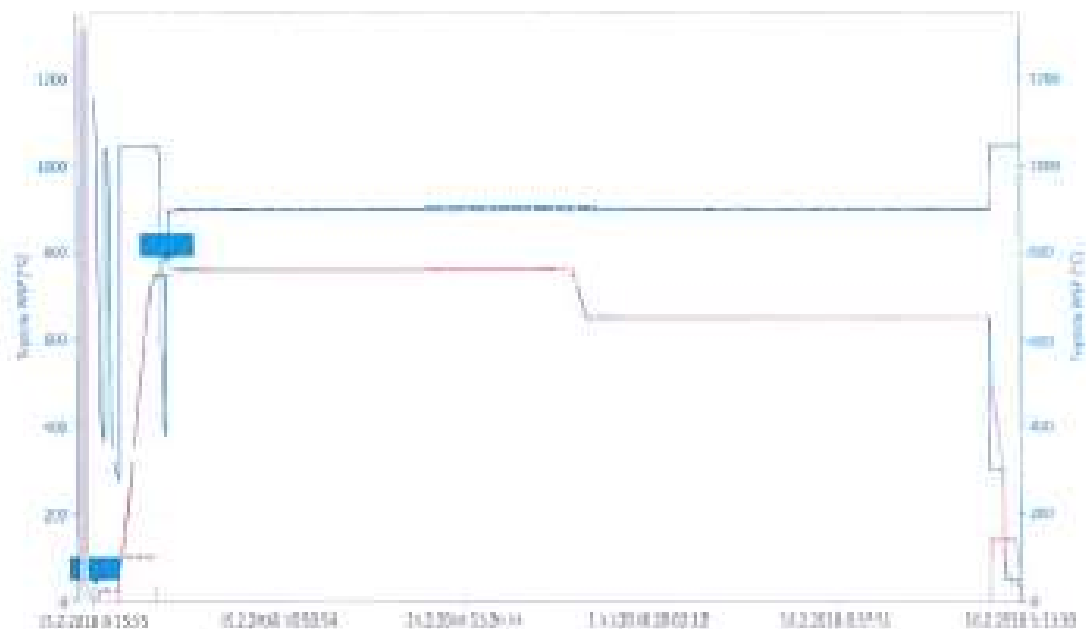


Nr.	Segment	Rampa [°C/min]	T _{op.} [°C]	t _{ak}	T. odol. [°C]	Tlak [Bar]	Vakuu m [mBar]	Typ T/C	Typ plynu
1	PROPLACHOVÁNÍ			00:10:00			1,00e-1		
2	PUMPOVÁNÍ			00:05:00			1,00e-3		
3	HŘÁNÍ V PLYNU	15,0	700,0	00:01:00	10,0	1,00		T/C kontrolní	Argon
4	HŘÁNÍ V PLYNU	10,0	745,0	00:01:00	10,0	1,00		T/C kontrolní	Argon
5	HŘÁNÍ VE VAKUU	15,0	750,0	00:05:00	10,0		1,00e-3	T/C kontrolní	
6	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	5,0	760,0	05:00:00	5,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
7	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	5,0	760,0	05:00:00	5,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
8	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	5,0	649,0	05:00:00	5,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
9	HŘÁNÍ S OMEZENÍM VAKUA	5,0	649,0	05:00:00	5,0		1,00e0	T/C kontrolní	Argon
10	CHLAZENÍ V PLYNU		300,0	00:01:00		1,50		T/C kontrolní	Argon
11	CHLAZENÍ S VENTILÁTOREM POMALU		50,0	00:10:00		1,50		T/C kontrolní	Argon
12	KONEC CYKLU								

Poplachy

Datum / čas	Popis	Stav	Skupina	Operátor
-------------	-------	------	---------	----------

Trendy



-  Teplota WSP [°C]
-  Teplota pece [°C]
-  Teplota vzduchy #1 [°C]
-  Teplota vzduchy #2 [°C]
-  Teplota vzduchy studeného bodu [°C]
-  Teplota vzduchy horkého bodu [°C]
-  Tlak pece [Bar]
-  Vakuum pece [mbar]



Material data sheet

EOS NickelAlloy IN718

EOS NickelAlloy IN718 is a heat and corrosion resistant nickel alloy powder which has been optimized especially for processing on EOS M systems.

This document provides information and data for parts built using EOS NickelAlloy IN718 powder (EOS art.-no. 9011-0020) on the following system specifications:

- EOSINT M280 400W System with PSW3.6 and Parameter Set IN718_Performance 1.0
- EOS M290 400W System with EOSPRINT 1.0 and Parameter Set IN718_Performance 1.0

Description

Parts built from EOS NickelAlloy IN718 have chemical composition corresponding to UNS N07718, AMS 5662, AMS 5664, W.Nr 2.4668, DIN NiCr19Fe19NbMo3. This kind of precipitation-hardening nickel-chromium alloy is characterized by having good tensile, fatigue, creep and rupture strength at temperatures up to 700 °C (1290 °F).

This material is ideal for many high temperature applications such as gas turbine parts, instrumentation parts, power and process industry parts etc. It also has excellent potential for cryogenic applications.

Parts built from EOS NickelAlloy IN718 can be easily post-hardened by precipitation-hardening heat treatments. In both as-built and age-hardened states the parts can be machined, spark-eroded, welded, micro shot-peened, polished and coated if required. Due to the layerwise building method, the parts have a certain anisotropy - see Technical Data for examples.

Material data sheet

Technical data

General process data

Typical achievable part accuracy [1], [11]	
- small parts	approx. $\pm 40 - 60 \mu\text{m}$ approx. $\pm 1.6 - 2.4 \times 10^{-3} \text{ inch}$
- large parts	$\pm 0.2 \%$
Min. wall thickness [2], [11]	
	typ. $0.3 - 0.4 \text{ mm}$ typ. $0.012 - 0.016 \text{ inch}$
Surface roughness [3], [11]	
- after shot-peening	$R_a 4 - 6.5 \mu\text{m}$, $R_z 20 - 50 \mu\text{m}$ $R_a 0.16 - 0.25 \times 10^{-3} \text{ inch}$, $R_z 0.78 - 1.97 \times 10^{-3} \text{ inch}$
- after polishing	R_z up to $< 0.5 \mu\text{m}$ R_z up to $< 0.02 \times 10^{-3} \text{ inch}$ (can be very finely polished)
Volume rate [4]	
- Parameter Set IN718_Performance ($40 \mu\text{m}$)	$4 \text{ mm}^3/\text{s}$ ($14.4 \text{ cm}^3/\text{h}$) $0.88 \text{ in}^3/\text{h}$

- [1] Based on users' experience of dimensional accuracy for typical geometries, e.g. $\pm 40 \mu\text{m}$ ($1.6 \times 10^{-3} \text{ inch}$) when parameters can be optimized for a certain class of parts or $\pm 60 \mu\text{m}$ ($2.4 \times 10^{-3} \text{ inch}$) when building a new kind of geometry for the first time. Part accuracy is subject to appropriate data preparation and post-processing, in accordance with EOS training.
- [2] Mechanical stability is dependent on geometry (wall height etc.) and application#
- [3] Due to the layerwise building, the surface structure depends strongly on the orientation of the surface, for example sloping and curved surfaces exhibit a stair-step effect. The values also depend on the measurement method used. The values quoted here given an indication of what can be expected for horizontal (up-facing) or vertical surfaces.
- [4] Volume rate is a measure of build speed during laser exposure. The total build speed depends on the average volume rate, the recoating time (related to the number of layers) and other factors such as DMLS-Start settings.

Material data sheet

Physical and chemical properties of parts

Material composition	Ni (50 - 55 wt-%) Cr (17.0 - 21.0 wt-%) Nb (4.75 - 5.5 wt-%) Mo (2.8 - 3.3 wt-%) Ti (0.65 - 1.15 wt-%) Al (0.20 - 0.80 wt-%) Co ($\leq$ 1.0 wt-%) Cu ($\leq$ 0.3 wt-%) C ($\leq$ 0.08 wt-%) Si, Mn (each $\leq$ 0.35 wt-%) P, S (each $\leq$ 0.015 wt-%) B ($\leq$ 0.006 wt-%) Fe (balance)
Relative density	approx. 100 %
Density	min. 8.15 g/cm ³ min. 0.294 lb/in ³

Material data sheet

Mechanical properties of parts at 20 °C (68 °F)

	As built	Heat treated per AMS 5662 [5]	Heat treated per AMS 5664 [6]
Tensile strength [7]			
- in horizontal direction (XY)	typ. 1060 ± 50 MPa (154 ± 7 ksi)		
- in vertical direction (Z)	typ. 980 ± 50 MPa (142 ± 7 ksi)	min. 1241 MPa (180 ksi) typ. 1400 ± 100 MPa (203 ± 15 ksi)	min. 1241 MPa (180 ksi) typ. 1380 ± 100 MPa (200 ± 15 ksi)
Yield strength (Rp 0.2 %) [7]			
- in horizontal direction (XY)	typ. 780 ± 50 MPa (113 ± 7 ksi)		
- in vertical direction (Z)	typ. 634 ± 50 MPa (92 ± 7 ksi)	min. 1034 MPa (150 ksi) typ. 1150 ± 100 MPa (167 ± 15 ksi)	min. 1034 MPa (150 ksi) typ. 1240 ± 100 MPa (180 ± 15 ksi)
Elongation at break [7]			
- in horizontal direction (XY)	typ. (27 ± 5) %		
- in vertical direction (Z)	typ. (31 ± 5) %	min. 12 % typ. (15 ± 3) %	min. 12 % typ. (18 ± 5) %
Modulus of elasticity [7]			
- in horizontal direction (XY)	typ. 160 ± 20 GPa (23 ± 3 Msi)		
- in vertical direction (Z)		170 ± 20 GPa 24.7 ± 3 Msi	170 ± 20 GPa 24.7 ± 3 Msi
Hardness [8]			
	approx. 30 HRC approx. 287 HB	approx. 47 HRC approx. 446 HB	approx. 43 HRC approx. 400 HB

[5] Heat treatment procedure per AMS 5662:

1. *Solution Anneal* at 980 °C (1800 °F) for 1 hour, air (/argon) cool.
2. *Ageing treatment*; hold at 720 °C (1330 °F) 8 hours, furnace cool to 620 °C (1150 °F) in 2 hours, hold at 620 °C (1150 °F) 8 hours, air (/argon) cool.



Material data sheet

- [6] Heat treatment procedure per AMS 5664:
 - 1. *Solution Anneal* at 1065 °C (1950 °F) for 1 hour, air (/argon) cool.
 - 2. *Ageing treatment*; hold at 760 °C (1400 °F) 10 hours, furnace cool to 650 °C (1200 °F) in 2 hours, hold at 650 °C (1200 °F) 8 hours, air (/argon) cool
- [7] Tensile testing according to ISO 6892-1:2009 (B) Annex D, proportional test pieces, diameter of the neck area 5 mm (0.2 inch) , original gauge length 25 mm (1 inch).
- [8] Rockwell C (HRC) hardness measurement according to EN ISO 6508-1 on polished surface. Note that measured hardness can vary significantly depending on how the specimen has been prepared.



Material data sheet

Mechanical properties of parts at high temperature (649 °C, 1200 °F) [11]

	Heat treated per AMS 5662 [5]	Heat treated per AMS 5664 [6]
Tensile Strength (Rm) [9]		
- in vertical direction (Z)	min. 965 MPa (140 ksi) typ. 1170 ± 50 MPa (170 ± 7 ksi)	typ. 1210 ± 50 MPa (175 ± 7 ksi)
Yield strength (Rp 0.2 %) [9]		
- in vertical direction (Z)	min. 862 MPa (125 ksi) typ. 970 ± 50 MPa (141 ± 7 ksi)	typ. 1010 ± 50 MPa (146 ± 7 ksi)
Elongation at break [9]		
- in vertical direction (Z)	min. 6 % typ. (16 ± 3) %	typ. (20 ± 3) %
Stress-Rupture Properties [10]		
- in vertical direction (Z)	min. 23 hours at stress level 689 MPa (100 ksi)	
	51 ± 5 hours (final applied stress to rupture 792.5 MPa / 115 ksi)	81 ± 10 hours (final applied stress to rupture 861.5 MPa / 125 ksi)

[9] Elevated temperature tensile testing at 649 °C (1200 °F) in accordance with EN 10002-5 [92]

[10] Testing at 649 °C (1200 °F) in accordance with ASTM E139 (2006), smooth specimens. Test method as described in AMS 5662 (3.5.1.2.3.3): "The load required to produce an initial axial stress of 689 MPa (100 ksi) shall be used to rupture or for 23 hours, whichever occurs first. After the 23 hours and at intervals of 8 hours minimum, thereafter, the stress shall be increased in increments of 34.5 MPa (5 ksi)."

[11] Hint: these properties were determined on an EOSINT M 270 IM Xtended and EOSINT M 280-400W. Test parts from following machine types EOSINT M 270 Dual Mode, EOSINT M 280-200W and EOS M 290-400W correspond with these data.



Material data sheet

Thermal properties of parts

Heat treated per AMS 5662 [4]	
Coefficient of thermal expansion	
- over 25 - 200 °C (36 - 390 °F)	approx. 12.5 - 13.0 x 10 ⁻⁶ m/m°C approx. 6.9 - 7.2 x 10 ⁻⁶ in/in°F
- over 25 - 750 °C (36 - 930 °F)	approx. 16.6 - 17.2 x 10 ⁻⁶ m/m°C approx. 9.2 - 9.6 x 10 ⁻⁶ in/in°F
Maximum operating temperature for parts under load	approx. 650 °C approx. 1200 °F
Oxidation resistance up to [11]	approx. 980 °C approx. 1800 °F

[12] Based on literature of conventional Ni-alloy with identical chemistry

Abbreviations

typ.	typical
min.	minimum
approx.	approximately
wt	weight

Notes

The data are valid for the combinations of powder material, machine and parameter sets referred to on page 1, when used in accordance with the relevant Operating Instructions (including Installation Requirements and Maintenance) and Parameter Sheet. Part properties are measured using defined test procedures. Further details of the test procedures used by EOS are available on request.

The data correspond to our knowledge and experience at the time of publication. They do not on their own provide a sufficient basis for designing parts. Neither do they provide any agreement or guarantee about the specific properties of a part or the suitability of a part for a specific application. The producer or the purchaser of a part is responsible for checking the properties and the suitability of a part for a particular application. This also applies regarding any rights of protection as well as laws and regulations. The data are subject to change without notice as part of EOS' continuous development and improvement processes.

EOS®, EOSINT® and DMLS® are registered trademarks of EOS GmbH.

© 2014 EOS GmbH – Electro Optical Systems. All rights reserved.