



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

**VLIV TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NA MECHANICKÉ  
VLASTNOSTI Ni-SUPERSLITINY INCONEL 713 LC**

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON MECHANICAL PROPERTIES OF INCONEL 713 LC Ni SUPERALLOY

**BAKALÁŘSKÁ PRÁCE**

BACHELOR'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Klára Hyspecká**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.**

**BRNO 2017**



## Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství  
Studentka: Klára Hyspecká  
Studijní program: Aplikované vědy v inženýrství  
Studijní obor: Materiálové inženýrství  
Vedoucí práce: doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.  
Akademický rok: 2016/17

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:

### **Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti Ni-superslitiny Inconel 713 LC**

#### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Student se bude v rámci bakalářské práce zabývat vlivem tepelného zpracování na mechanické vlastnosti Ni-superslitiny Inconel 713 LC ve spolupráci s PBS Velká Bíteš, a.s.

#### **Cíle bakalářské práce:**

V rámci bakalářské práce budou prováděny tyto práce pro určení vlastností zkoumaného materiálu:

- metalografická analýza předlitku (stav po odlití),
- metalografická analýza předlitku (stav po TZ),
- měření tvrdosti - stav po odlití i stav po TZ,
- tahová zkouška na předlitku bez obrobení měrné délky zkušební tyče (stav po odlití i stav po TZ),
- tahová zkouška na předlitku s obrobenou měrnou délkou zkušební tyče (stav po odlití i stav po TZ),
- fraktografická analýza po provedené tahové zkoušce,
- diskuse výsledků s dostupnou literaturou.

#### **Seznam literatury:**

JONŠTA, P., Z. JONŠTA, J. SOJKA, L. ČÍŽEK and A. HERNAS. Structural characteristics of nickel super alloy INCONEL 713LC after heat treatment. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 21(2), 29-32. 2007, ISSN 1734-8412.

JONŠTA, P., Z. JONŠTA, J. SOJKA, L. ČÍŽEK and A. HERNAS. Nickel super alloy INCONEL 713LC - structural characteristics after heat treatment. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 22(2), 7-14. 2007, ISSN 1734-8412.

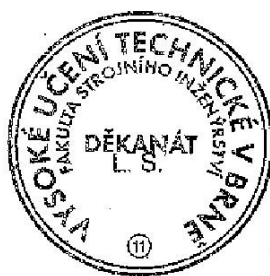
CHANG, S-H. Effects of gamma' Precipitation on the Structure and Properties of 713LC Superalloy via HIP Treatment. Materials Transactions. 2012, 53(2), 446-452. DOI: doi:10.2320/matertrans.m2011287.

BINCZYK, F. and J. ŚLEZIONA. Macrostructure of IN-713C superalloy after volume modification. Archives of foundry engineering. 2009, 9(2), 105-108.

BINCZYK, F. and J. ŚLEZIONA. Macro- and microhardness of IN-713C nickel superalloy constituents. Archives of foundry engineering. 2009, 9(4), 9-12.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne 1. 11. 2016



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

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



## **ABSTRAKT**

Cílem této bakalářské práce bylo posouzení vlivu tepelného zpracování, dále vlivu zpracování metodou HIP a vliv tvaru polotovaru na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu Ni-superslitiny Inconel 713LC. Byly provedeny tahové zkoušky za pokojové teploty a měření tvrdosti na všech typech vzorků. Po provedené tahové zkoušce byla prováděna fraktografická analýza pro posouzení vlivu zpracování na charakter porušení.

## **Klíčová slova**

Inconel 713LC, tepelné zpracování, izostatické lisování za tepla (HIP), mechanické vlastnosti

## **ABSTRACT**

The main aim of this bachelor thesis was evaluation of the influence of heat treatment, HIP processing and of semi-product shape on mechanical properties and microstructure of Ni-superalloy Inconel 713LC. Tensile tests at room temperature and hardness measurement were performed for all types of the samples. Fractographic analysis was conducted after tensile tests for evaluation of the influence of processing on mechanisms of the fracture.

## **Key words**

Inconel 713LC, heat treatment, hot isostatic pressing (HIP), mechanical properties



### **Bibliografická citace**

HYSPECKÁ, K. *Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti Ni-superslitiny Inconel 713 LC*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 69 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.



## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma: „*Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti Ni-superslitiny Inconel 713LC*“ vypracovala samostatně pod vedením vedoucího práce doc. Ing. Libora Pantělejeva, Ph.D. s použitím odborné literatury, jejíž seznam je uveden na konci této práce.

V Brně dne 29. 5. 2017

.....  
Klára Hyspecká



## **Poděkování**

Ráda bych touto cestou poděkovala svému vedoucímu práce doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D. za jeho vedení, vřelý přístup, ochotu a cenné rady. Dále pak chci poděkovat Ing. Petrovi Šabackému za pomoc a ochotu při provádění experimentální části, stejně tak chci poděkovat paní Jitce Burianové za vřelý přístup a trpělivost. V neposlední řadě bych chtěla poděkovat všem, kteří mne podpořili.

Experimentální část bakalářské práce byla vypracována za podpory PBS Velká Bíteš, a.s.





## Obsah

1 ÚVOD.....	15
2 SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU .....	16
3 Základní rozdělení niklových superslitin .....	17
3.1 Žáruvzdorné superslitiny.....	17
3.2 Žárupevné superslitiny.....	17
3.3 Lité superslitiny niklu.....	18
3.4 Tvářené Ni-superslitiny .....	18
3.5 Ni – superslitiny vyrobené práškovou metalurgií .....	19
4 MIKROSTRUKTURA.....	20
4.1 Matrice $\gamma$ a zpevňující fáze ( $\gamma'$ , $\gamma''$ ) .....	21
a) Účinek antifázové hranice (APB).....	22
b) Koherentní precipitace .....	23
4.2 Rafting .....	24
4.3 TCP fáze.....	25
4.4 Primární karbidy.....	25
4.5 Sekundární karbidy.....	25
5 VLASTNOSTI NIKLOVÝCH SUPERSLITIN .....	26
6 CÍLE PRÁCE.....	29
7 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....	30
7.1 Experimentální materiál .....	30
7.2 Mechanické zkoušky.....	31
7.2.1 Tahová zkouška .....	31
7.2.2 Zkouška tvrdosti podle Brinella .....	32
7.3 Příprava vzorků pro metalografickou analýzu .....	32
7.4 Fraktografická analýza .....	33
8 VÝSLEDKY .....	34
8.1 Mechanické vlastnosti.....	34
8.2 Metalografická analýza .....	36
a) Vzorek – předlitý .....	36
b) Vzorek – komolokužel .....	39
c) Vzorek – blok .....	41
8.3 Fraktografická analýza.....	44
a) Vzorek – předlitý .....	44
b) Vzorek – komolokužel .....	48
c) Vzorek – blok .....	51
9 DISKUZE .....	55

10 ZÁVĚRY .....	60
11 SEZNAM LITERATURY .....	61
12 SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ.....	63
13 SEZNAM OBRÁZKŮ.....	64
14 SEZNAM TABULEK.....	66
15 SEZNAM GRAFŮ.....	67
Příloha č. 1.....	68
Příloha č. 2.....	69

# 1 ÚVOD

Superslitinami rozumíme slitiny, které jsou speciálně vyvinuté pro práci za vysokých teplot. Na rozdíl od běžných slitin, které ztrácejí své mechanické vlastnosti při vysokých teplotách, jsou superslitiny odolné vůči creepu a vůči poklesu mechanických vlastností. Superslitiny niklu se vyznačují vysokým elektrickým odporem, vysokou odolností proti korozi, opalu, vysokou pevností, žáruvzdorností a žárupevností. Většina inženýrských aplikací ze superslitin niklu je vystavena nejen mechanickému zatěžování za zvýšených teplot, ale i působení oxidačního a korozního prostředí. Zlepšování vlastností superslitin je dosahováno optimalizací chemického složení, technologie výroby (odlévání a tváření) a volbou vhodného tepelného zpracování. Zvýšení odolnosti lze dosáhnout i jinými způsoby např. nanášením ochranných vrstev. Využívají se dva typy ochranných vrstev, difúzní vrstvy a tepelné bariéry (TBC – Thermal Barrier Coating). Hlavním cílem difúzní vrstvy je zvýšení korozní a oxidační odolnosti, zatímco TBC mají za úkol snížit teplotní účinek na povrchu součásti. Tepelné bariéry jsou schopny snížit teplotu na povrchu až o 150 °C a snížit teplotní výkyvy během provozu. Povrchové vrstvy, resp. jejich kvalita může negativně ovlivňovat únavové vlastnosti. Dále je třeba zmínit odlišné teplotní roztažnosti superslitiny (substrát) a ochranné vrstvy, tyto rozdíly vedou ke značnému vnitřnímu pnutí, kdy v případě, že dojde k prasknutí ochranné vrstvy je součást ve výsledku vystavena lokální korozi a oxidaci, což může vést k iniciaci trhliny z takto vzniklého defektu.

Vývoj superslitin a zvyšování jejich mechanických vlastností přispěl k rozvoji chemického a především leteckého průmyslu. Niklové superslitiny jsou významnou částí leteckých a raketových motorů (až 50 %). Díky zlepšení odolnosti superslitin bylo možno zvýšit účinnost turbín, která roste se zvyšujícími se pracovními teplotami.

Zpracování superslitin niklu je velmi náročné. Pro dosažení finálního tvaru součásti je velmi často (z důvodu obtížné obrobitelnosti) používán lití metodou vytavitelného modelu. K moderním technologiím zpracování niklových superslitin patří také kování v zápustkách indukčně ohříváných na 760 až 980 °C, dále pak izotermické tváření a tváření v superplastickém stavu. V dnešní době se rozšiřuje výroba součástí pomocí práškové metalurgie, kdy se vlastní práškový materiál připravuje atomizací v proudě inertního plynu. Takto připravený prášek je zhutněn (jednoose zalisován) do formy, tak je vytvořen finální tvar součásti. Pro dosažení požadovaných vlastností je nezbytné zařazení izostatického lisování za tepla (HIP), pro zhutnění takto vyráběného materiálu/součásti.

Metoda HIP se používá nejen v odvětví práškové metalurgii, ale s úspěchem také po odlití Ni-superslitin, kdy dochází k výraznému zvýšení tažnosti superslitin niklu při zachování jejich pevnostních charakteristik.

Tato bakalářská práce se bude zabývat vlivem tepelného zpracování a izostatického lisování na mechanické vlastnosti a strukturu superslitiny Inconel 713LC.

## 2 SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU

Superslitiny na bázi niklu mají matici s kubickou plošně středěnou krystalovou mřížkou (FCC). Nikl coby matriční kov těchto superslitin je ferromagnetický prvek bílé barvy s výbornou odolností vůči korozi a teplotou tavení 1453 °C. Byl objeven německým baronem Alexem Frederikem Cronstedtem v roce 1751.

Za první niklovou superslitinu můžeme označit Monel K 500, která byla vyvinuta v USA během dvacátých let 19. století. Monel je využíván v potravinářském, chemickém a farmaceutickém průmyslu. Složení této superslitiny v hm. % je následující: 0,15 %C, 2,8 %Al, 0,6 %Ti, 30 %Cu a Ni báze. Komplexně legovaný Monel se vyznačuje pevností v rozsahu 500–1200 MPa. [1]

Další pokrok v oblasti vývoje niklových superslitin lze spojovat se čtyřicátými lety 19. století a to v Anglii. Zde byl vyvinut Nimonic, což je obdoba slitiny Ni80Cr20, o chemickém složení (hm. %): 54 %Ni, 18–21 %Cr, 15–21 %Co, 2–3 %Ti a 1–2 %Al. Tato slitina se vyznačuje vysokoteplotní odolností až do 815 °C. Superslitiny Monel a Nimonic byly taveny v otevřených pecích, které byly sice efektivní, avšak materiál obsahoval velmi malý objemový podíl precipitátů  $\gamma'$  (zpevňující fáze). Proto byla v padesátých letech 20. století vyvinuta vakuová technologie lití, díky které je zajištěn větší podíl precipitátů  $\gamma'$ , a usnadňuje řízení chemického složení. [1] Vakuovou technologií se následně začaly vyrábět také superslitiny Hastelloy, Inconel a jiné.

Superslitina Inconel 713LC (existují také modifikace Inconel 718, 738, 713C a další) byla vyvinuta ve Velké Británii C. G. Bieberem v Bayonne Research Laboratory především pro integrálně litá kola plynových turbín. Inconel 713LC je nízkouhlíkovou modifikací Inconelu 713C. Obsah uhlíku zde byl z důvodu tvorby karbidů a nežádoucích fází snížen na minimum. Chemické složení Inconelu 713LC je uvedeno v tabulce 1:

Tab. 1: Chemické složení superslitiny Inconel 713LC [2]

Obsah prvků [hm. %]											
Cr	Mo	C	Si	S	Zr	Nb	Ta	Al	B	Ti	Ni
11–13	3,8–5,2	0,04–0,07	0,05	0,015	0,05–0,15	1,5–2,5	1,5–2,5	5,5–6,5	0,005–0,015	0,4–1	báze

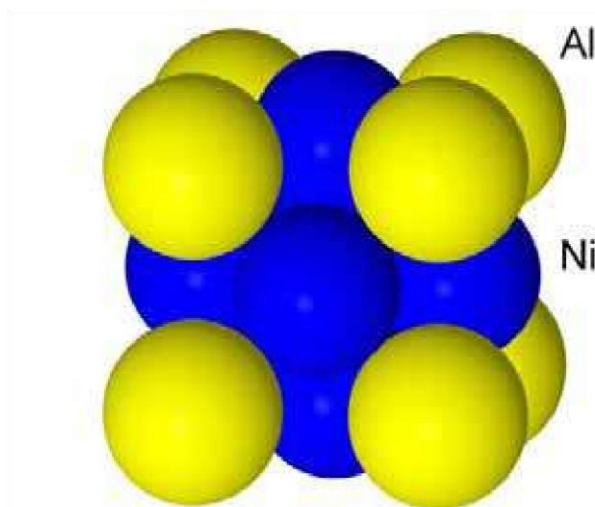
Měrná hmotnost Inconelu 713LC je 8010 kg/m<sup>3</sup>, rozmezí mezi teplotou likvidu a solidu je 1288–1321 °C. Minimální hodnoty mechanických vlastností  $R_m = 895$  MPa a  $R_{p0,2} = 750$  MPa. [2]

Niklové superslitiny jsou velmi drahé, nejen z důvodu ceny vstupního materiálu matrice (Ni), ale také z důvodu náročnosti používané vakuové technologie výroby. Ni-superslitiny se velmi špatně obrábí a tváří, jsou však nejvíce využívány díky svým vlastnostem. Snahou je co nejvíce zvýšit pracovní teplotu, která se v současné době pohybuje na úrovni 80 % teploty tavení. [1,2]

### 3 Základní rozdělení niklových superslitin

#### 3.1 Žáruvzdorné superslitiny

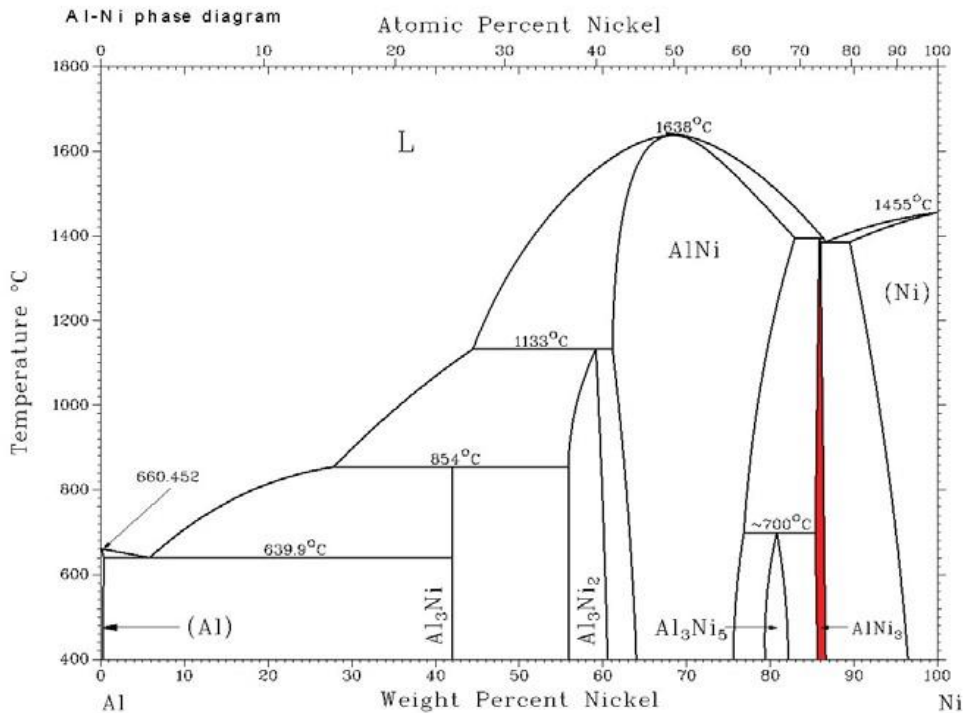
Žáruvzdorné superslitiny jsou založeny na bázi Cr-Ni popřípadě Cr-Ni-Fe. Vysoký obsah chromu je základní podmínkou žáruvzdornosti, pohybuje se v rozmezí 15–20 hm. %. Podíl železa je max. 20 hm. %. Dalšími přísadovými prvky, které zpevňují tuhý roztok, jsou především molybden, wolfram a kobalt. Vytvrzení je pouze substitučního charakteru, proto není možné součásti z těchto slitin zatěžovat za vyšších teplot (nad 650 °C), kdy by rychlost tečení byla vysoká. Obsah uhlíku a jiných příměsových prvků se udržuje na minimum, kvůli tvorbě nežádoucích fází, karbidů a karbonitridů, zvláště pokud se tyto fáze vylučují jako velké primární částice v mezidendritickém prostoru. [3,4]



Obr. 1: Krystalografická mřížka  $Ni_3Al$  (FCC) [5]

#### 3.2 Žárupevné superslitiny

Základem je matrice Ni se značným obsahem Cr. Základní přísadové prvky jsou Al a Ti. Tyto prvky tvoří hlavní vytvrzující fázi  $\gamma'$ . Na obr. 1 je znázorněna mřížka fáze  $\gamma'$ , atomy niklu jsou umístěny ve středu stranových úhlopříček, zatímco atomy hliníku v uzlových bodech. Takovéto uspořádání intermetalické fáze odpovídá sloučenině  $Ni_3Al$ , kterou lze nalézt v binárním diagramu (obr. 2, v oblasti definované obsahem cca 75 at.% Ni a 25 at.% Al). Slitiny tohoto typu mají často na konci označení písmena LC – „low carbon“ (nízký obsah uhlíku). Legující prvky při současně vysokém obsahu uhlíku ve slitině tvoří nežádoucí karbidy, zatímco by tyto prvky měly substitučně zpevňovat matici. Z tohoto důvodu se obsah uhlíku snižuje na minimum. [4,6]



Obr. 2: Diagram Al-Ni, červeně vyznačeno složení intermetalické uspořádané fáze Ni<sub>3</sub>Al [7]

### 3.3 Lité superslitiny niklu

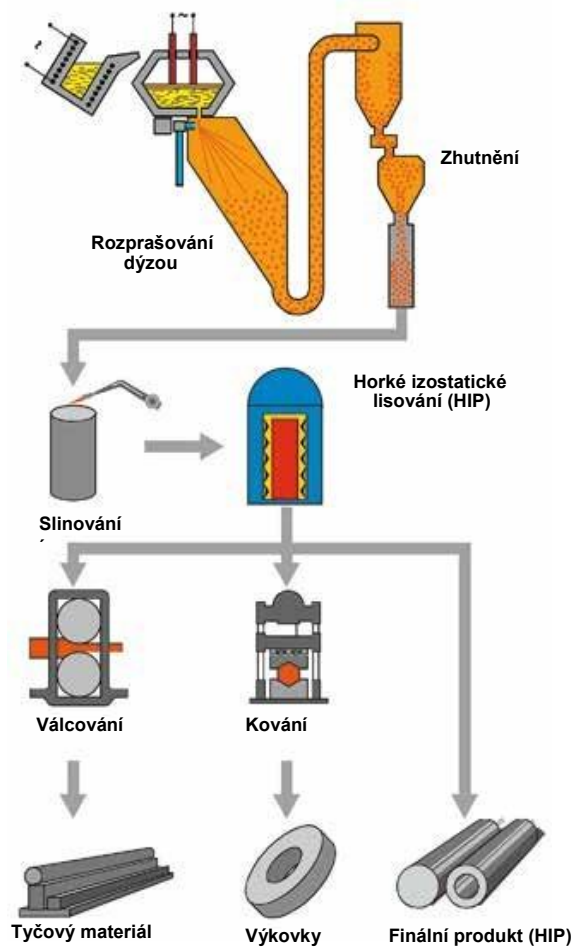
Odlévání je nejčastější způsob zpracování superslitin niklu, a to díky vyššímu obsahu fáze  $\gamma$ . Vyšší obsah fáze  $\gamma$  zaručuje použití slitiny při vyšších provozních teplotách. Při zvyšujícím se obsahu fáze  $\gamma$  klesá podíl matrice, s tím klesá i obsah prvků jako je Cr, Mo a W. Tyto prvky často tvoří nežádoucí TCP fázi (topologicky uspořádaná fáze) a pokles jejich obsahu je proto žádoucí (viz 4.3). S klesajícím obsahem Cr v matrici však klesá odolnost vůči oxidaci, avšak dostatečný obsah Al je pro tvorbu významnějšího objemového podílu fáze  $\gamma$  příznivější z hlediska účinnosti a ve výsledku i životnosti součástí. Obsah hliníku ve slitině však nezabrání korozi a proto je nezbytné použití ochranných povlaků. Pro aplikace v korozním prostředí využíváme superslitiny Inconel 723LC, Inconel 939LC a Inconel 713LC, kdy tyto superslitiny mají vyšší obsah chromu, ale nižší obsah fáze  $\gamma$ . [8]

### 3.4 Tvářené Ni-superslitiny

Tvářené Ni-superslitiny mají malou žárupevnost, což způsobuje vysokou rychlost tečení při mechanickém namáhání nad 650 °C. Ke zpevnění matrice slitiny přispívá výrazný podíl Co, Mo a 15-20 %Cr. Titan s hliníkem tvoří fázi  $\gamma$ , která se objevuje ve slitině maximálně v 45 hm. %. Tato poměrně nízká hodnota zužuje možný teplotní rozsah pro tvářením za tepla, neboť se k sobě přibližují křivky solidu a likvidu. Typická tvářená superslitina niklu je Udimet 700 nebo Udimet 720. [8]

### 3.5 Ni – superslitiny vyrobené práškovou metalurgií

Při odlévání Ni-superslitin vzniká hrubá struktura, ta je však nevhodná pro disky turbín. Z tohoto důvodu se pro tyto aplikace využívá práškové metalurgie, díky níž se docílí požadovaných vlastností. Proces výroby pomocí práškové metalurgie začíná u předslitiny o daném chemickém složení (viz obr. 3). Ta je atomizací převedena do formy prášku, který se následně zhutní do tvaru součástky. Následuje slinování při teplotě  $0,75 T_m$  ( $T_m$  – teplota tavení), kdy se výlisek homogenizuje, pak následuje izostatické lisování za tepla (HIP). Touto metodou je docíleno objemu fáze  $\gamma$  až 60 %, jako je tomu například u superslitiny Inconel 100. Takto vyrobené superslitiny mají tendenci k precipitaci křehkých TCP fází (viz 4.3). [8]

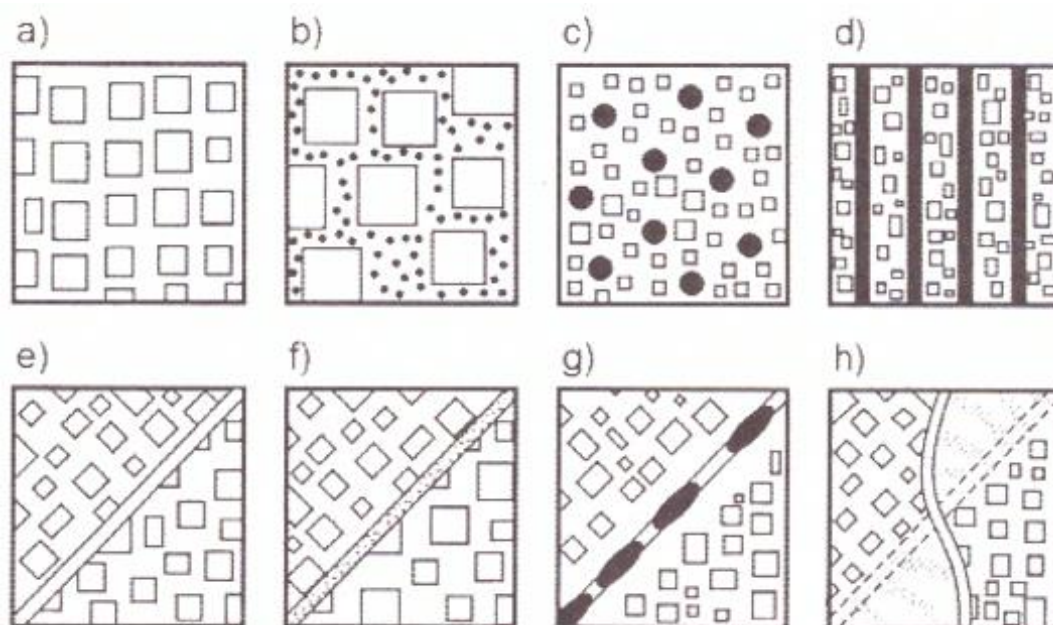


Obr. 3: Postup výroby materiálu práškovou metalurgií [10]

## 4 MIKROSTRUKTURA

Mikrostruktura niklových superslitin je tvořena základní maticí  $\gamma$ , s mřížkou kubickou plošně středěnou. S touto fází je koherentně spojena vytvrzující fáze  $\gamma'$  (typicky  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$  – obr. 4) a fáze  $\gamma''$  (typicky  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ). Při dlouhodobém provozu (teplotní exploataci) dochází k formování nežádoucích fází. Tyto nežádoucí fáze způsobují zkrěhnutí a ztrátu požadovaných vlastností, zejména pak mechanických.

U niklových superslitin můžeme předpokládat výskyt primárních (MC) a sekundárních ( $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{M}_6\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ) karbidů. Primární karbidy se vyskytují ve formě větších, nepravidelně rozmístěných částic s kubickou morfologií, typicky v mezidendritických prostorech. Vznik primárních karbidů probíhá během krystalizace z taveniny, na rozdíl od karbidů sekundárních, které vznikají při tepelném zpracování nebo při dlouhodobém provozu za vysokých teplot. Vyskytují se ve formě síťových desek nebo v podobě nepravidelně rozmístěných částic. V následující tabulce 2 je uveden základní přehled přísadových prvků a jejich vliv na mikrostrukturu a vlastnosti Ni superslitin. [7,8]



Obr. 4: Schématické znázornění základních struktur slitin na bázi niklu: a), b) různé morfologie fáze  $\gamma'$ , c) koherentní fáze  $\gamma'$  a nekoherentní fáze (oxidy, karbidy, boridy), d) eutektikum po usměrněné krystalizaci, e) hranice bez precipitátů, f), g) hranice se segregací atomu nebo nekoherentních fází, h) lamelární struktura po nespojitě přeměně [1]



Tab. 2: Vliv legujících prvků na strukturu Ni-superslitin [5]

Tvorba strukturních součástí		Prvky
Substituční zpevnění matrice		Co, Cr, Mo, Fe, W, Ta
Tvorba koherentních precipitátů		Al, Ti, Nb
Tvorba karbidů	MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb
	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Cr
	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Cr, Mo, W
	M <sub>6</sub> C	Mo, W
Tvorba karbonitridů M(CN)		Ti, Zr, Nb, Hf
Tvorba nežádoucích fází (TCP)		Cr, Mo, W, Fe, Nb, Ni, Co
Vlastnosti		Prvky
Korozní odolnost		Al, Cr, Ta
Zlepšení vysokoteplotní korozní odolnosti		La, Th
Zpevnění hranic zrn		B, Zr, Hf
Odolnost proti sulfidům		Cr

#### 4.1 Matrice $\gamma$ a zpevňující fáze ( $\gamma'$ , $\gamma''$ )

Jak již bylo zmíněno, matrice má mřížku kubickou plošně centrovanou (FCC). Fáze  $\gamma$  je substituční tuhý roztok niklu s přísadami (typicky s chromem). Přísadové prvky se pro konkrétní slitinu vybírají dle velikosti jejich atomů a stability za vysokých teplot. Velikost atomů přísadových prvků se smí lišit maximálně o 13 % od velikosti atomů základního prvku (matričního) niklu.

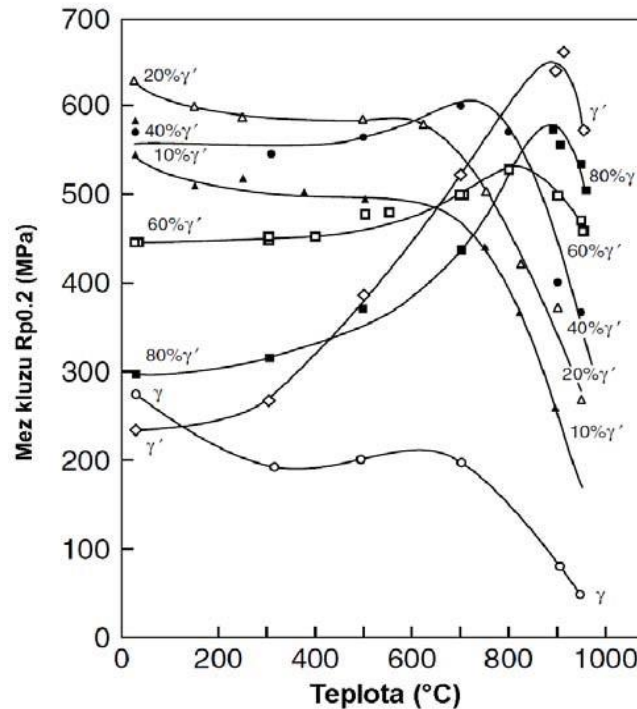
Struktura niklových slitin je složena z tuhého roztoku, kdy po přidání min. 10 % Al (viz obr. 2) nebo jiného prvku (například Ti), začne podle křivky změny rozpustnosti v tuhém stavu s klesající teplotou, proces vylučování fáze  $\gamma'$  (Ni<sub>3</sub>Al popřípadě Ni<sub>3</sub>Ti) z neuspořádaného tuhého roztoku  $\gamma$ . Při ochlazování vstupují atomy přísadového prvku do mřížky a roztok se stává uspořádaným (viz obr. 1). Rozpustnost Al v tuhém roztoku závisí na teplotě, což umožňuje precipitační vytvrzení při tepelném zpracování. Precipitáty se mohou vylučovat v podobě globulí nebo v podobě skoro dokonalých krychlíček. Tvar precipitátů je dán součtem povrchové a deformační energie. Mluvíme o nesouladu mřížek neboli misfit, vyjádřen vztahem: [5,11]

$$\text{misfit} = \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'}} \cdot 100 [\%], \quad (1)$$

$a_{\gamma'}$  [nm]- parametr mřížky precipitující fáze,

$a_{\gamma}$  [nm]- parametr mřížky matrice.

Pokud je hodnota misfit v rozmezí (-0,2–0,4 %) jsou precipitáty vyloučeny v podobě globulí, pokud však hodnota klesne na (-0,6–0 %), nebo naopak vzroste na (0,4–1 %) jsou precipitáty vyloučeny ve formě krychlí. Při překročení hodnoty 1,25 % jsou precipitáty vyloučeny v tyčinkové podobě, tzv. rafty. Tvar precipitátů, stejně jako jejich objemový podíl ve struktuře, má výrazný vliv na vlastnosti superslitiny, např. na žárupevnost. V začátcích vývoje niklových superslitin se objem fáze  $\gamma'$  pohyboval okolo 20 %, v současnosti se zejména vlivem zvyšování obsahu Al a Ti pohybuje okolo 85 %. Na obr. 5. je znázorněna závislost meze kluzu na teplotě pro různé objemové podíly fáze  $\gamma'$ . [11,12]



Obr. 5: Závislost meze kluzu na teplotě zkoušení pro různé objemové podíly  $\gamma'$  [3]

Intermetalická fáze  $\text{Ni}_3(\text{Nb})$  neboli fáze  $\gamma''$  je s matricí spojena koherentně (misfit = 2,6 %). Výrazně zvyšuje pevnost, po překročení teploty 650 °C však přichází o svou stabilitu a dochází k přeměně krystalografické mřížky z FCC na ortorombickou. Proto je potřeba volit tepelné zpracování vhodně (s ohledem na teplotu) a také teplotu provozu. Výskyt této fáze je ojedinělý, je však typický pro superslitiny Inconel 706 a Inconel 718. [12]

Fáze  $\gamma'$  může zpevňovat superslitiny následujícími způsoby:

- Modifikace vrstvené chyby.
- Účinek antifázové hranice (APB).
- Zpevnění vyvolané koherentní precipitací.
- Modifikace zpevnění v závislosti na objemovém podílu, velikosti a tvaru vyloučených částic fáze  $\gamma'$ .
- Rozdíl v modulech pružnosti fází  $\gamma$  a  $\gamma'$ .

#### a) Účinek antifázové hranice (APB)

Jedná se o teorii, která předpokládá, že dvě úplné dislokace se pohybují precipitátem pouze jako pár. První dislokace z páru musí v mřížce („supermřížce“) nutně vytvořit vrstvenou chybu APB, čímž se její skluz omezí. Druhá dislokace se za ní pohybuje a může tuto chybu anihilovat. Pro návrat do uspořádané struktury je nutná superdislokace. Tato superdislokace má Burgersův vektor dvakrát větší než byl u dislokace v tuhém roztoku. Obě dislokace tak utvoří dvojici zvanou superparciální dislokace, která pak zůstává zablokována v precipitátu a to vyvolá zpevnění (přírůstek až 300 MPa), jež lze vyjádřit změnou smykového napětí: [3]

$$\Delta\tau_{APB} = \frac{\gamma_{APB}}{2b} [\text{Pa}], \quad (2)$$

$\gamma_{APB}$  [J/m<sup>2</sup>] - energie antifázové hranice,  
 $b$  [m] - Burgersův vektor.

## b) Koherentní precipitace

Koherentní precipitáty se vyznačují významným příspěvkem ke zpevnění, ovšem pouze za předpokladu, že nepřesáhnou určitou velikost, tj. že nepřestanou být koherentní s matricí. Ztratí-li koherenci obr. 4c, přestanou precipitáty zpevňovat matrici mechanismem protínání (obr. 6), a nahradí ho jiný mechanismus, tzv. mechanismus obcházení částic dislokacemi (obr. 7). [13,14]

Míra zpevňování matrice precipitací závisí v obou případech mechanismů zpevnění, především na objemovém podílu a velikosti precipitátů. Následující popis vychází z předpokladu, že objemový podíl koherentních či nekoherentních precipitátů bude stejný ( $V_{\text{koh}} \approx V_{\text{nekoh}}$ ). Pro mechanismus protínání koherentních částic, lze vyjádřit příspěvek ke zpevnění  $\Delta\tau$  v závislosti na jejich velikosti  $r$ : [14]

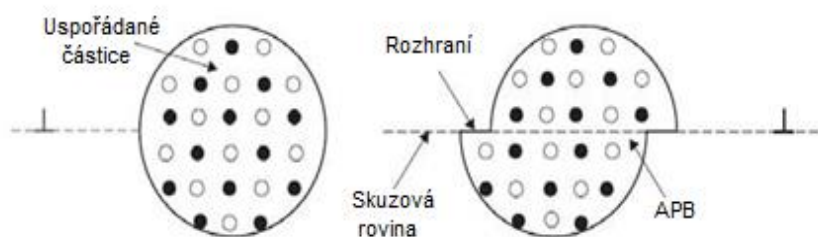
$$\Delta\tau = k \cdot r^n, \quad (4)$$

$\Delta\tau$  [Pa] – zvýšení napětí, které musí být při protínání částic dislokacemi překonáno,  
 $k$  [ $\text{N}\cdot\text{m}^{-(2+n)}$ ] – konstanta, zahrnující objemový podíl, typ dislokací, modul pružnosti, soulad mřížek  $\gamma$  a  $\gamma'$ , tzv. misfit,  
 $r$  [m] – velikost koherentního precipitátu,  
 $n > 0$  – bezrozměrná konstanta.

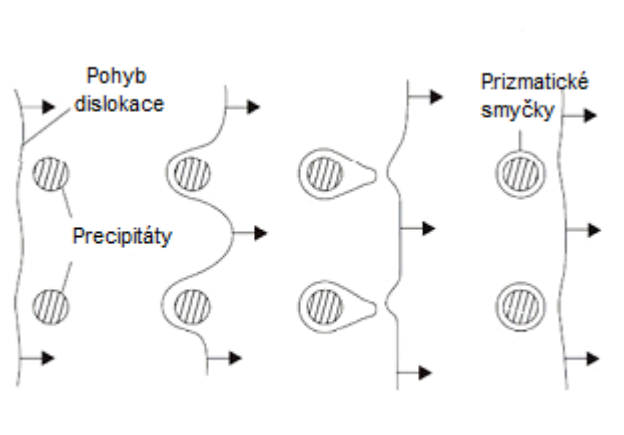
Koherence se poruší, jakmile částice dosáhne určité kritické velikosti, neboť soulad mřížek (mistif)  $\gamma/\gamma'$  je porušen. Především povrchová energie částic je překážkou pro pohyb dislokací, a uplatňuje se mechanismus obcházení částic  $\gamma'$  dislokacemi (viz obr. 7). Platí vztah: [14]

$$\Delta\tau = k' \cdot r^l, \quad (5)$$

$\Delta\tau$  [Pa] – zvýšení napětí, které musí být při obcházení překonáno,  
 $k'$  [ $\text{N}\cdot\text{m}^{-(2-l)}$ ] – konstanta, zahrnující objemový podíl, typ dislokací a zejména povrchové napětí, protože vliv souladu mřížek – elastického napětí je nulový,  
 $r$  [m] – velikost nekoherentního precipitátu,  
 $l < 0$  – bezrozměrná konstanta.



Obr. 6: Koherence se zvětšením plochy rozhraní mezi oběma fázemi po průchodu dislokace [16]

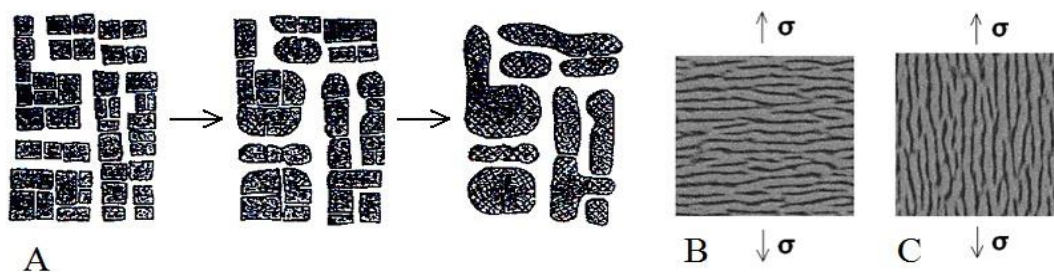


Obr. 7: Obcházení precipitátů dislokacemi [16]

## 4.2 Rafting

Při zvyšování teploty, dochází ve struktuře niklových superslitin ke zhrubnutí precipitátů fáze  $\gamma'$ . Intenzita jevu se odvíjí od úrovně zvýšení teploty. Díky zhrubnutí precipitátů dochází k propojování částic vytvrzující fáze  $\gamma'$  (obr. 7). Propojování vede až ke spojení v řetězce nebo bloky, ve kterých zcela vymizí koherence. Dle podmínek za nichž k tomuto jevu dochází lze rozlišit tzv. raftovou morfologii a rafting. [12]

Raftová morfologie – vznik pouze při vysokých teplotách díky vlivu elastické a povrchové energie rozhraní. Částice  $\gamma'$  mají snahu se spojit a tím vytvořit řetězce nebo bloky. Tento děj vyvolává usměrněnou koalescenci částic vytvrzující fáze, která je způsobena chemickou heterogenitou. [5,12]



Obr. 8: Obrázek A znázorňuje spojování částic vytvrzující fáze  $\gamma'$ , v prvním kroku se rozšiřují prostory v matici, což umožňuje snadný pohyb dislokací, ve druhém kroku dochází ke slučování částic fáze  $\gamma'$  (vznik dislokační sítě), třetí krok je konečné sloučení a ztráta koherence. Obrázek B/C - vliv hodnoty misfit na směr raftingu, kladný/záporný misfit [11]

Rafting – tento děj vzniká při působení dvou faktorů, vysoké teploty a napětí. Při tomto procesu dochází k protahování a zaobalování částic  $\gamma'$ . Ve struktuře je díky tomu zaznamenán značný výskyt různorodosti fyzikálních vlastností, které následně výrazně ovlivní creepovou pevnost. Formování raftů je závislé na hodnotě misfit (znázorněno na obr. 8 B/C). [5,12]

### 4.3 TCP fáze

Topologicky uspořádaná fáze (TCP – Topologically Close Packed), jde o dlouhé, tenké, protáhlé částice, které jsou tvrdé a křehké, obvykle vyloučené po hranicích zrn. Jejich umístění a morfologie má především vliv na mechanické a creepové vlastnosti. Kvůli svému tvaru a umístění zvyšují pravděpodobnost iniciace trhliny nebo mikrotrhliny. TCP fáze také ochuzují základní matici o žáruvzdorné prvky, což způsobí snížení žáruvzdornosti slitiny. Mluvíme o fázi, které má těsně uspořádané atomy ve vrstvách, které jsou od sebe vzdáleny velkou meziatomovou vzdáleností. K tvorbě této fáze dochází při tepelném zpracování, nebo při dlouhodobé exploataci při vysokých teplotách. Ovlivnění tvorby TCP je možné řídit chemickým složením slitiny. [1,12]

### 4.4 Primární karbidy

Prvky tvořící primární karbidy MC jsou například W, Mo, Ta, Ti, Hf, Nb (viz tab. 2). Primární karbidy vznikají během krystalizace taveniny, jedná se o výsledek eutektické reakce. Jejich rozložení ve struktuře je heterogenní, vyskytují se jak na hranicích zrn, tak uprostřed zrn v mezidendritických prostorech. Primární karbidy mají tendenci ke změně v karbidy sekundární ( $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ ). Tato změna probíhá při tepelném zpracování nebo při provozu. U nízkouhlíkových niklových superslitin (0,02–0,3 hm. %C) jako je například Inconel 713LC, jsou karbidy nežádoucí, proto se přidává Nb, který částečně zabrání tvorbě karbidů. Pokud se však vyskytují v malém množství na hranicích zrn, mohou sloužit k dosažení vyšší pevnosti a houževnatosti. [1,12]

### 4.5 Sekundární karbidy

Jak již bylo řečeno, karbidy sekundární se tvoří při tepelném zpracování, nebo při provozu. Vyskytují se v několika formách a podle toho jsou žádoucí nebo nežádoucí. Pokud se vyskytují v podobě souvislého pásu, jsou nežádoucí. V této podobě zapříčiňují degradaci materiálu a pokles tažnosti. Prospěšné karbidy jsou ty, které vyprecipitují na hranicích zrn v globulárním stavu. Tyto jemné karbidy pak přispívají k lepším creepovým vlastnostem a brzdí pokluzy po hranicích zrn. Karbidy  $M_{23}C_6$  vznikají, pokud materiál obsahuje vyšší obsah chromu, při tepelném zpracování na úrovni 760–980 °C, nebo při dlouhodobém používání za vysokých teplot. Jsou dvě možnosti jejich tvorby a to precipitací ze zbytkového uhlíku anebo transformací primárních karbidů. Karbidy  $M_6C$  mají kubickou mřížku, jejich vznik nastává za vyšších teplot a při obsahu Mo popřípadě W vyšším jak 8 %, mají vyšší stabilitu ve srovnání s karbidy typu  $M_{23}C_6$ . Nejméně stabilní jsou karbidy  $M_7C_3$ , které při ohřevu transformují na typ  $M_{23}C_6$ . [1,12]

## 5 VLASTNOSTI NIKLOVÝCH SUPERSLITIN

Vlastnosti niklových superslitin jsou ovlivňovány nejen jejich chemickým složením, ale také mikrostrukturními detaily jako je množství a velikost precipitátů, velikost zrna matrice, tvar a rozložení karbidů, ale také přítomnost a množství nežádoucích fází. Důležitým faktorem je také způsob zpracování Ni-superslitin, kdy slitiny odlévané mohou vykazovat odlišné chování, při stejném chemickém složení, ve srovnání se slitinami tvářenými, či zpracovanými dalšími metodami zvyšující kompaktnost matrice (např. HIP – Hot isostatic pressing apod.), nezanedbatelnou roli hraje také způsob tepelného zpracování. V tab. 3 jsou uvedeny mechanické vlastnosti vybraných Ni-superslitin. Chemické složení Ni-superslitin uvedených v tab. 3 se liší. Nejhorší mechanické vlastnosti vykazuje superslitina Nickel 200 se svým chemickým složením 99,6 hm. % Ni a 0,04 hm. % C. Naopak nejlepší mechanické vlastnosti vykazuje superslitina Inconel alloy 725 s chemickým složením: 57 hm. % Ni, 16 hm. % Cr, 16 hm. % Mo, 5 hm. % Fe, 4 hm. % W. Další Ni-superslitiny uvedené v tabulce mají obdobné chemické složení, s rozdílem přísadových prvků jako je Cu, N, Mn a jiné. [15,16]

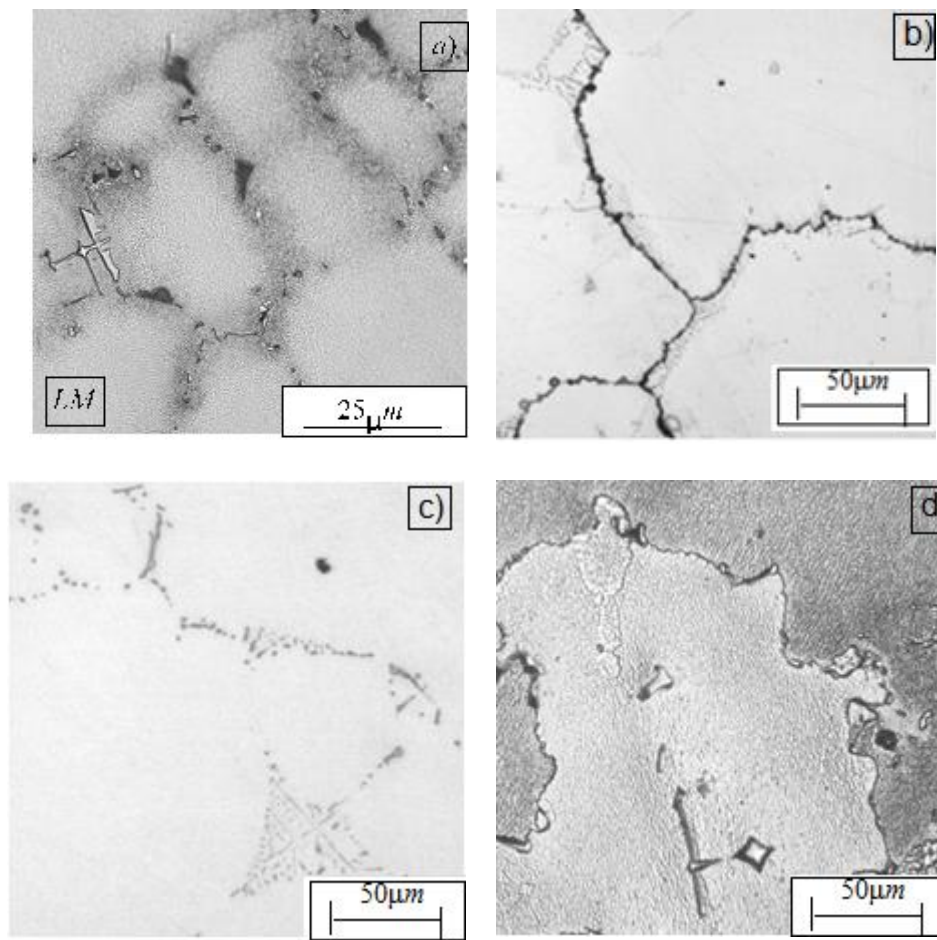
Tab. 3: Mechanické vlastnosti vybraných niklových superslitin [15]

Slitina	$\rho$ [g·cm <sup>-3</sup> ]	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	HV [-]
Nickel 200	8,89	448	207	45	110
Monel alloy 400	8,80	552	276	45	140
Inconel alloy 690	8,19	689	345	45	170
Inconel alloy 725	8,30	1276	896	30	355
Incoloy alloy 800	7,94	621	345	40	165
Incoloy alloy 25-6MO	8,03	758	379	45	180

Jak bylo uvedeno výše, způsob zpracování může ovlivňovat výsledné vlastnosti superslitiny. S ohledem na skutečnost, že v experimentální části práce budou diskutovány vlastnosti studované slitiny také ve stavu po HIP a po tepelném zpracování, bude v této kapitole pojednáno také o vlivu těchto procesů zpracování. [16]

Autoři Jonšta a kol. [17] sledovali vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu Ni superslitiny Inconel 713LC. Pozorovali čtyři sady vzorků, sadu bez tepelného zpracování a sady po třech rozdílných tepelných zpracováních. Tepelná zpracování probíhala následujícími metodami – u první sady vzorků byl proveden ohřev na 1240 °C s výdrží 2 hod. na teplotě a následné ochlazení do vody. Druhá sada vzorků byla ohřáta také na 1240 °C, výdrž 2 hod. a následně byla ochlazená na vzduchu a třetí sada vzorků byla ohřáta na 1240 °C, výdrž 2 hod., následovalo pomalé chlazení na teplotu 940–950 °C a konečné dochlazení na vzduchu.

Nejdříve byla hodnocena struktura bez tepelného zpracování (viz obr. 9a). Bylo zjištěno, že struktura bez tepelného zpracování je výrazně nehomogenní v mezidendritických prostorech. Byly stanoveny tři druhy částic, hrubé částice Nb, Ti dále pak o řád jemnější částice Ni<sub>3</sub>Al a třetí velmi nesourodé částice eutektického typu, jejichž složení nebylo možno analyzovat. Navržená tepelná zpracování měla nejprve zajistit, žíháním na vysoké teploty, homogenizaci dendritické mikrostruktury a následně vyloučit při nižší teplotě intermetalické uspořádané částice  $\gamma$ . K homogenizaci došlo u všech třech typů tepelného zpracování, avšak k vyloučení částic  $\gamma$  došlo pouze u třetího tepelného zpracování (viz obr. 9d). [17]



Obr. 9: a) bez TZ, b) po TZ – ochlazení voda, c) po TZ – ochlazení vzduch, d) po TZ pomalé ochlazení [17]

Autoři Chang a kol. [18] zkoumali vliv izostatického lisování za vysokých teplot (HIP) na mechanické vlastnosti určené ze zkoušky tahem slitiny Inconel 713LC. HIPování bylo provedeno v následující sekvenci (teplota/tlak/čas): 1180 °C/175 MPa/ 2 hod., následovalo rozpouštěcí žíhání při 1175 °C/ 2 hod. s rychlým ochlazením (N<sub>2</sub>) a vytvrzováním při 650 °C/ 16 hod./ ochlazení na vzduchu. Rozpouštěcí žíhání bylo provedeno za účelem rozpuštění karbidů a dosažení homogenní struktury. Na obr. 10 je uvedena mikrostruktura studované slitiny v různých stavech. V tab. 4 jsou uvedeny výsledky získané z tahových zkoušek prováděných za různých teplot. [18]

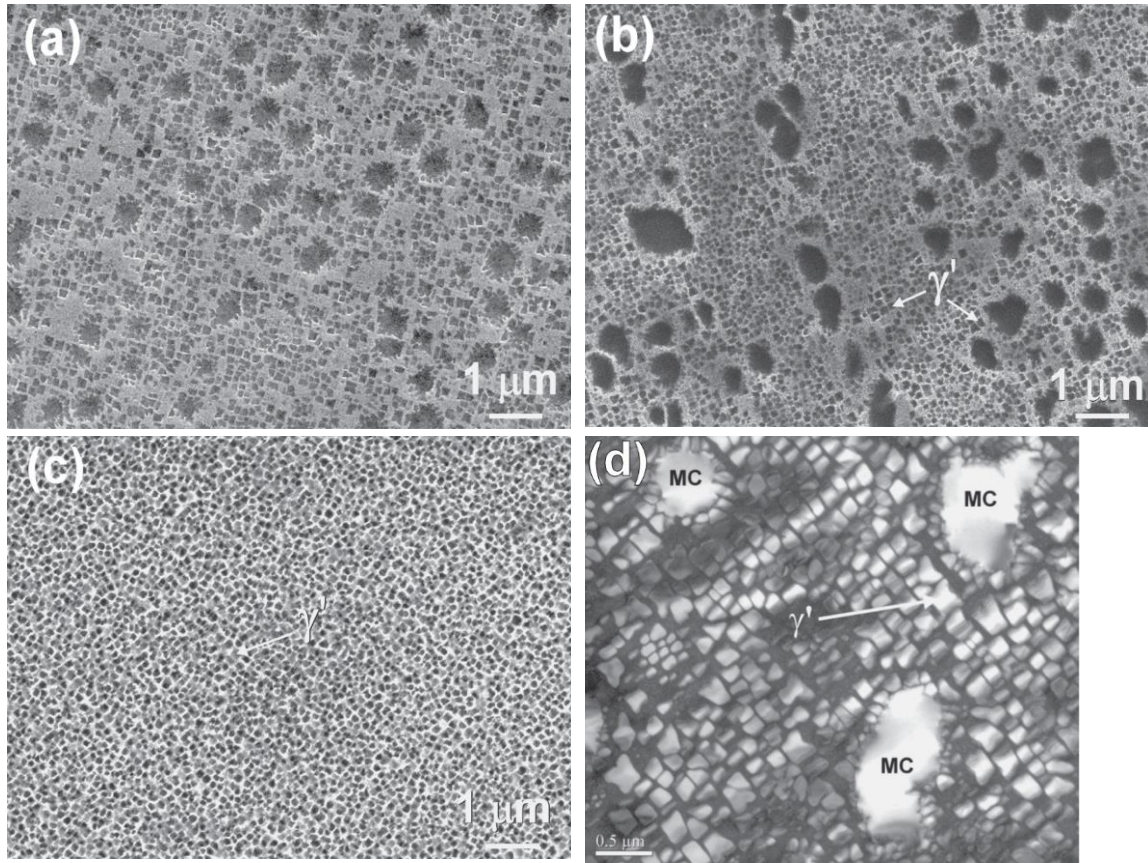
Tab. 4: Mechanické vlastnosti po TZ a HIP superslitiny Inconel 713LC [18]

Způsob zpracování	Teplota zkoušení [°C]	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	A [%]
TZ*	25	854,51	803,56	1,67
TZ*	540	831,45	824,21	1,94
TZ*	650	898,08	883,89	1,95
HIP	25	929,31	906,20	2,28
HIP	540	939,45	918,38	2,36
HIP	650	1020,29	1003,18	3,89

\*stav po odlití + (rozpouštěcí žíhání a vytvrzování)



Důvodem vyšších mechanických vlastností po HIP, ve srovnání se stavem TZ, jsou menší, homogenně rozptýlené koherentní částice  $\gamma'$  (obr. 10). Z mikrostrukturní analýzy vyplývá (obr. 10d), že v průběhu tahové zkoušky za vysoké teploty (650 °C) došlo k precipitaci karbidů MC v blízkosti hranic zrn, což má příznivý vliv na mechanické vlastnosti IN 713LC. [18]



Obr. 10: Stav mikrostruktury (SEM) IN 713LC a) stav po odlití, b) po TZ, c) HIP, d) HIP (TEM) [18]



## **6 CÍLE PRÁCE**

Cílem bakalářské práce je posouzení vlivu tvaru polotovarů – odlitků na základní mechanické vlastnosti slitiny Inconel 713LC. Dále bude zkoumán vliv tepelného zpracování a zpracování pomocí technologie HIP na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu zkoumaného materiálu. Experimentální část bude realizována ve spolupráci mateřského pracoviště a průmyslového partnera PBS Velká Bíteš, a.s.

## 7 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

### 7.1 Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byla zvolena polykrystalická, litá niklová superslitina Inconel 713LC. Chemické složení odpovídající tavby ozn. K88 je uvedeno v tabulce č. 5. Rozbor chemického složení byl proveden na spektrometru od firmy Bruker Elemental GmbH typu Q4 TASMAN.

Tab. 5: Chemické složení Inconel 713LC (v hm. %)

prvek							
Al	B	C	Co	Cr	Cu	Fe	Mg
5,95	0,009	0,069	0,137	12,10	0,002	0,123	0,001

prvek							
Mn	Mo	Nb	Ni	P	S	Si	Ta
0,002	4,12	1,83	74,7	0,001	0,001	0,0807	0,0295

prvek			
Ti	V	W	Zr
0,662	0,005	0,108	0,054

Superslitina byla dodána ve formě ingotů do firmy PBS Velká Bíteš a.s., kde byla vakuově odlita do třech různých forem, ze kterých byly následně zhotoveny zkušební tyče. Bylo vyrobeno celkem 45 zkušebních tyčí, ty sestávaly z 15 předlitků, kdy byla odlita již přesná zkušební tyč, následně byl pouze vysoustružen závit upínacích hlav (viz obr. 11). Další 15 zkušebních tyčí bylo odlito do tvaru tzv. komolokůžel (viz obr. 12). Tyto odlitky ve tvaru komolého kužele byly následně vysoustruženy do tvaru zkušebních tyčí – viz kapitola 6.2. Zbylých 15 zkušebních tyčí bylo vysoustruženo do rozměrů zkušebních těles z odlitků typu blok (viz obr. 13). Velikost odlitku komolého kužele byla v širší části 18 mm, v užší části 13 mm a výška 75 mm. Velikost odlitku bloku byla v rozpětí 120 mm a výška 300 mm.

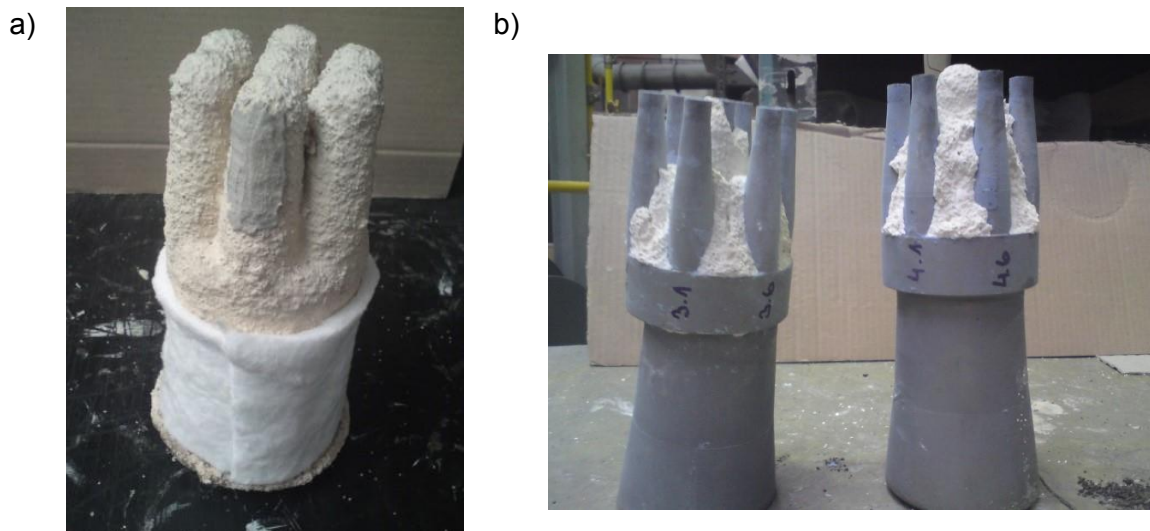
a)



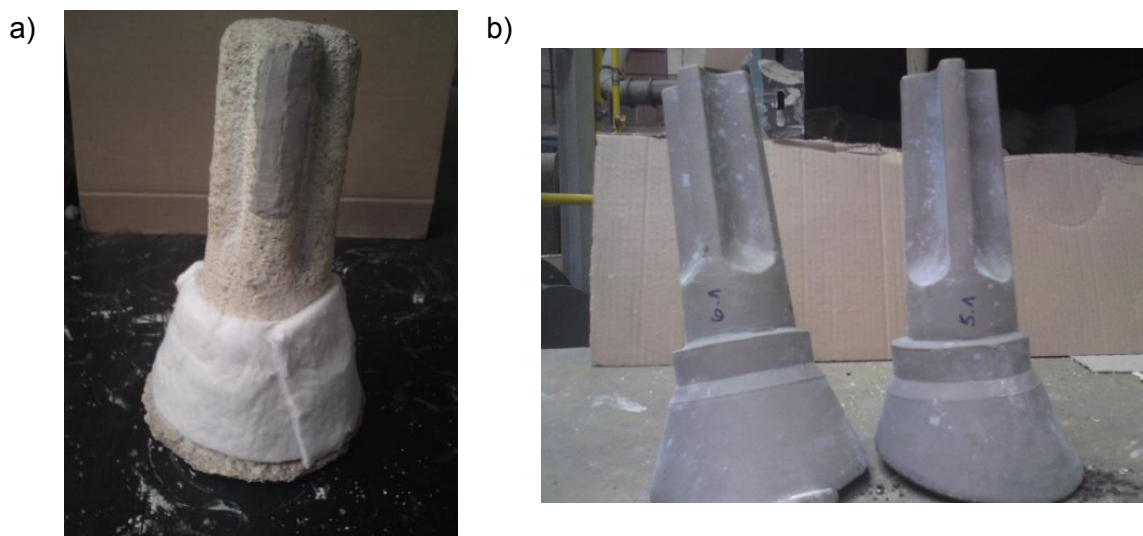
b)



Obr. 11: a) forma pro odlití b) předlité tyče



Obr. 12: a) forma pro odlití b) polotovary pro následné obrobení – komolokužel



Obr. 13: a) forma pro lití b) odlitý polotovar pro obrobení – blok

Pro zjištění vlivu tepelného zpracování na mechanické vlastnosti bylo z každého typu odlitku použito pro tento účel 5 vzorků (tzn. 5 tyčí předlitých, 5 tyčí z komolého kužele a 5 tyčí z bloku). Stejně množství bylo izostaticky lisováno za tepla (HIP), po kterém následovalo tepelné zpracování a zbylých 15 zkušebních tyčí zkoušeno v odlitém stavu.

Tepelné zpracování spočívalo v ohřevu na  $750\text{ °C} \pm 10\text{ °C}$ , výdrži 4 hod., následované chladnutím v peci na  $550\text{ °C}$ , poté byly vzorky dochlazeny na klidném vzduchu (viz Příloha č. 1).

Izostatické lisování za tepla (HIP) probíhalo při teplotě  $1200\text{ °C} \pm 10\text{ °C}$  a tlaku  $100\text{ MPa} \pm 5\text{ MPa}$  po dobu 4,5 hod (viz Příloha č. 2).

## 7.2 Mechanické zkoušky

### 7.2.1 Tahová zkouška

Tahová zkouška byla provedena na všech 45 zkušebních tyčích při pokojové teplotě, na přístroji typu TIRA test 28250 od firmy TIRA Schalkau, SNR, rychlost zatěžování byla 4 mm/s. Snímání prodloužení bylo provedeno pomocí indukčního snímače prodloužení

(MFN 500 – A). Na obr. 14 je uveden tvar použitého zkušební tělesa vyrobeného z polotovarů (komolokuzel a blok). Jak bylo uvedeno výše, předlitá tělesa byla v oblasti upínacích hlav opatřena závitem, měrná část byla ponechána v neobrobeném stavu. Neobrobená zkušební tělesa měla v oblasti měrné délky stejné rozměry jako obrobené tyče, a to  $L_0 = 30$  mm,  $d_0 = 6$  mm.



Obr. 14: Tahový zkušební vzorek ( $d_0 = 6$  mm,  $L_0 = 30$  mm)

### 7.2.2 Zkouška tvrdosti podle Brinella

Pro určení tvrdosti zkoumaného materiálu byla měřena tvrdost dle Brinella na přístroji typu HPO 250 od výrobce WPM (Lipsko, Německo). Vzorky pro měření tvrdosti byly odebrány z hlav zkušebních tyčí po provedené tahové zkoušce, a to v příčném směru (vztaženo k ose zkušebního tahového vzorku). Tyto vzorky byly následně použity pro hodnocení mikrostruktury – viz kapitola 8.2. Plocha, na níž bylo prováděno měření tvrdosti, byla nejdříve vyleštěna brusku s gumovým kotoučem do zrcadlového lesku. Následně bylo provedeno vlastní měření s použitím kuličky z tvrdokovu (HBW) o průměru 2,5 mm a zatížením 187,5 kP (1838,8 N), po dobu 10 s. Zkouška tvrdosti podle Brinella byla provedena opět na všech 45 vzorcích.

### 7.3 Příprava vzorků pro metalografickou analýzu

Vzorky byly odebrány ze závitových hlav zkušebních tyčí po provedené tahové zkoušce v příčném směru (vztaženo k ose tahového vzorku).

Zalisování vzorků bylo provedeno na stroji STRUERS CITOPRESS-10 (viz obr. 15). Vzorky byly zalísovány do 60 ml neprůhledné hmoty Multifast a 10 ml transparentní hmoty Clarofast. Zalisování proběhlo při 180 °C pod tlakem 250 barů (25 MPa) po dobu 5,5 minuty, následně byl výlisek chlazen vodou po dobu 3 minut.



Obr. 15: Lisovací stroj Struers citopress 10

Postup přípravy metalografického výbrusu (broušení a leštění):

Broušení bylo provedeno v následujících krocích:

1. Fólie SiC + H<sub>2</sub>O po dobu 8 min a přitlačnou silou 30 N
2. Piano 80 (zrnitost 200 $\mu$ m) + H<sub>2</sub>O po dobu 10 min a přitlačnou silou 60 N
3. Piano 120 (zrnitost 125 $\mu$ m) + H<sub>2</sub>O po dobu 4 min a přitlačnou silou 50 N

Po broušení následovalo leštění:

4. MD – Allegro + DP Suspension P-9  $\mu$ m + DP-Lubricant Blue po dobu 7 min a přitlačnou silou 35 N
5. Plátno DP - DUR + DP Suspension P-3  $\mu$ m po dobu 7 min a přitlačnou silou 45 N
6. Samet NAP + DP Suspension P-1  $\mu$ m po dobu 2 min a přitlačnou silou 30 N

Pro zviditelnění mikrostruktury bylo použito leptadlo Kalling's (2 g – CuCl<sub>2</sub>, 40 ml – HCl, 60 ml – metanol). Po naleptání byla mikrostruktura vzorků pozorována a dokumentována pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51.

#### **7.4 Fraktografická analýza**

Po provedených tahových zkouškách byla na vybraných vzorcích (všechny stavy) prováděna fraktografická analýza pomocí elektronového mikroskopu Zeiss Ultra Plus. Před vlastní analýzou byly vzorky očištěny v etylalkoholu za použití ultrazvukové čističky.

## 8 VÝSLEDKY

### 8.1 Mechanické vlastnosti

Výsledky tahových zkoušek a tvrdostí jsou uvedeny v tabulkách 6 až 8. Tabulky jsou rozděleny podle typu zpracování (tab. 6: Data získaná z mechanických testů pro vzorky bez TZ, tab. 7: Data získaná z mechanických testů pro vzorky po TZ, tab. 8: Data získaná z mechanických testů pro vzorky po HIP + TZ). Zvýrazněné řádky představují vzorky, které byly nadále vybrány jak pro metalografickou, tak fraktografickou analýzu.

Tab. 6: Data získaná z mechanických testů pro vzorky bez TZ

BEZ TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ							
Č.	TYP	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	L <sub>0</sub> [mm]	d <sub>0</sub> [mm]	HBW 2,5/187,5 [-]
1	Předlité	872	1039	6,6	30,0	6,05	337
2	Předlité	864	1062	6,6	30,0	6,00	354
3	Předlité	749	1052	6,8	30,0	6,05	345
4	Předlité	863	1038	6,2	30,0	6,10	337
5	Předlité	864	1053	6,5	30,0	6,05	337
	Střední hodnota	842	1048	6,5			342
	Směrodatná odchylka	47	9	0,2			6,7
1	Komolokužel	783	879	4,2	30,0	6,00	354
2	Komolokužel	762	885	6,2	30,0	6,00	354
3	Komolokužel	777	894	4,9	30,0	6,00	363
4	Komolokužel	781	893	5,7	30,0	6,00	354
5	Komolokužel	775	920	7,6	30,0	6,00	345
	Střední hodnota	775	894	5,7			354
	Směrodatná odchylka	7,4	14	1,2			5,7
4A	Z bloku	746	846	7,4	30,0	6,00	321
6A	Z bloku	749	854	7,2	30,0	6,00	313
8A	Z bloku	742	855	7,0	30,0	6,00	313
2B	Z bloku	720	777	4,9	30,0	6,00	329
7B	Z bloku	742	859	7,4	30,0	6,00	337
	Střední hodnota	740	838	6,8			322
	Směrodatná odchylka	10,2	31	0,9			9,3

Tab. 7: Data získaná z mechanických testů pro vzory po TZ

S TEPELNÝM ZPRACOVÁNÍM							
Č.	TYP	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	L <sub>0</sub> [mm]	d <sub>0</sub> [mm]	HBW 2,5/187,5 [-]
1	Předlité	897	995	1,7	30,0	6,10	329
2	Předlité	903	1066	6,2	30,0	6,05	329
3	Předlité	918	1084	6,8	30,0	6,05	363
4	Předlité	927	1057	5,8	30,0	6,10	345
5	Předlité	887	1067	6,3	30,0	6,00	345
	Střední hodnota	906	1054	5,4			342
	Směrodatná odchylka	14,4	30,6	0,9			9,3
1	Komolokužel	820	914	5,6	30,0	6,00	354
2	Komolokužel	811	927	6,4	30,0	6,00	313
3	Komolokužel	818	891	4,1	30,0	6,00	345
4	Komolokužel	832	933	5,0	30,0	6,00	345
5	Komolokužel	827	892	3,6	30,0	6,00	363
	Střední hodnota	822	911	4,9			344
	Směrodatná odchylka	7,3	17,4	1			16,9
1A	Z bloku	784	879	8,1	30,0	6,00	337
7A	Z bloku	796	886	6,7	30,0	6,00	345
1B	Z bloku	769	825	2,7	30,0	6,00	329
3B	Z bloku	774	831	3,9	30,0	6,00	337
5B	Z bloku	778	843	3,9	30,0	6,00	321
	Střední hodnota	780	853	5,0			334
	Směrodatná odchylka	9,3	25	2			8,2

Tab. 8: Data získaná z mechanických testů pro vzorky po HIP + TZ

HIP+TZ							
Č.	TYP	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	L <sub>0</sub> [mm]	d <sub>0</sub> [mm]	HBW 2,5/187,5 [-]
1	Předlité	731	1027	15,9	30,0	6,10	345
2	Předlité	757	1035	15,5	30,0	6,05	337
3	Předlité	761	1053	16,4	30,0	6,05	337
4	Předlité	763	1054	16,2	30,0	6,05	354
5	Předlité	767	1057	15,0	30,0	6,05	337
	Střední hodnota	756	1045	15,8			342
	Směrodatná odchylka	12,8	12	0,5			6,7



Pokračování Tab. 8: Data získaná z mechanických testů pro vzorky po HIP + TZ

HIP+TZ							
Č.	TYP	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	L <sub>0</sub> [mm]	d <sub>0</sub> [mm]	HBW 2,5/187,5 [-]
1	Komolokužel	767	921	9,4	30,0	6,00	337
2	Komolokužel	749	867	7,9	30,0	6,00	313
3	Komolokužel	745	919	10,5	30,0	6,00	337
4	Komolokužel	759	879	7,8	30,0	6,00	321
5	Komolokužel	754	895	8,4	30,0	6,00	345
	Střední hodnota	755	896	8,8			331
	Směrodatná odchylka	7,7	21,4	1			12
2A	Z bloku	746	817	6,3	30,0	6,00	345
3A	Z bloku	737	823	8,9	30,0	6,00	321
5A	Z bloku	765	841	7,1	30,0	6,00	321
4B	Z bloku	729	820	7,8	30,0	6,00	354
6B	Z bloku	742	825	6,7	30,0	6,00	329
	Střední hodnota	744	825	7,4			334
	Směrodatná odchylka	12	8,4	0,9			13,3

Z naměřených dat je patrné, že nejvyšších hodnot pevnostních charakteristik (střední hodnoty určené z pěti měření) bylo dosaženo pro vzorky předlité po TZ (R<sub>p0,2</sub> = 906 MPa, R<sub>m</sub> = 1054 MPa – tab. 7), nejnižší střední hodnotu meze kluzu R<sub>p0,2</sub> vykazoval vzorek „bloku“ ve stavu odlitém bez následného zpracování (tab. 6) a nejnižší pevnost v tahu R<sub>m</sub> rovněž vzorek „bloku“, ale ve stavu po HIP a následném tepelném zpracování (tab. 8).

## 8.2 Metalografická analýza

### a) Vzorek – předlitý

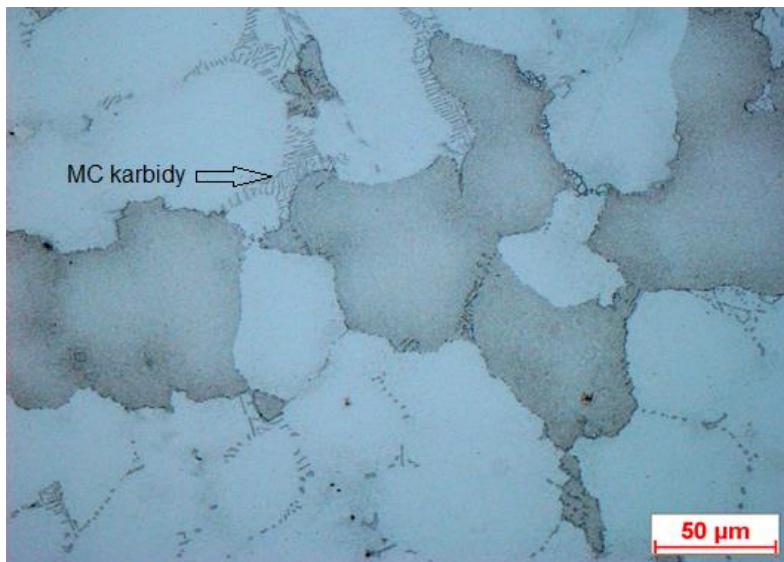
Na obr. 16 je vidět výrazná licí (dendritická) struktura s velkými zrny vzorku bez tepelného zpracování. Vzdálenosti sekundárních ramen dendritů se pohybují v rozmezí 30–50 μm. Ve struktuře jsou patrné karbidy typu MC vyloučené po hranicích zrn (čínské písmo) jak je vidět při větším zvětšení na obr. 17.

U tepelně zpracovaného vzorku (viz obr. 18) byla zaznamenána částečná homogenizace struktury (částečné „rozpuštění“ dendritů). Vzdálenosti sekundárních ramen dendritů se zvětšily na rozmezí 40–80 μm. Při větším zvětšení (viz obr. 19) je možné vidět eutektickou fázi γ' v podobě nekoherentních částic. Fáze γ' se ve struktuře (mimo eutektika) vyskytuje také v podobě jemné disperze částic (obr. 19).





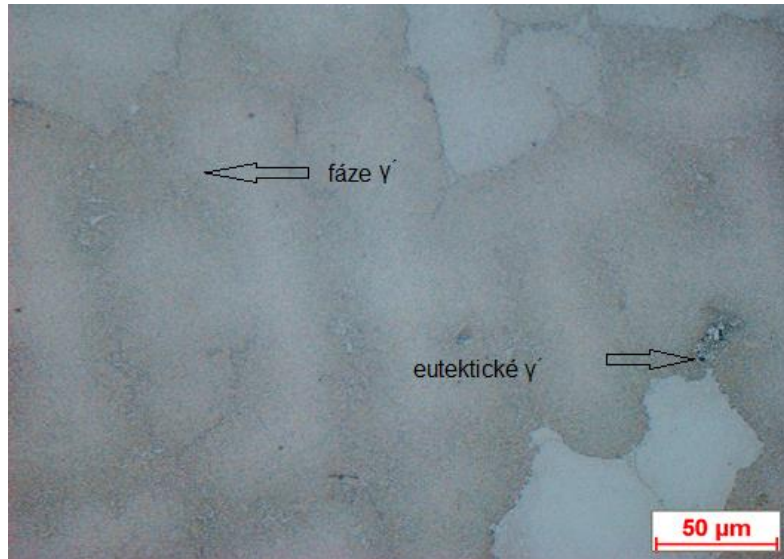
Obr. 16: Dendritická struktura, vz. předlitý bez TZ



Obr. 17: Karbidy typu MC vyloučené v mezidendritických prostorech, vz. předlitý bez TZ

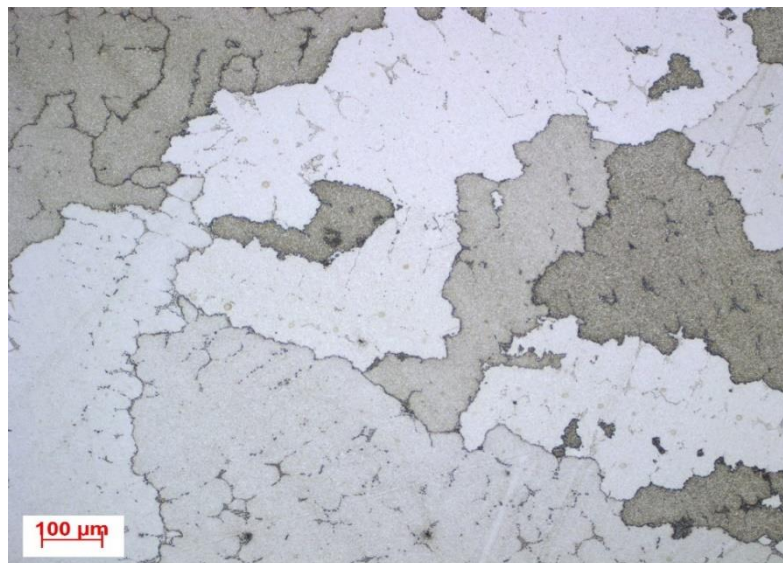


Obr. 18: Dendritická struktura – lehce zhomogenizovaná, vz. předlitý s TZ



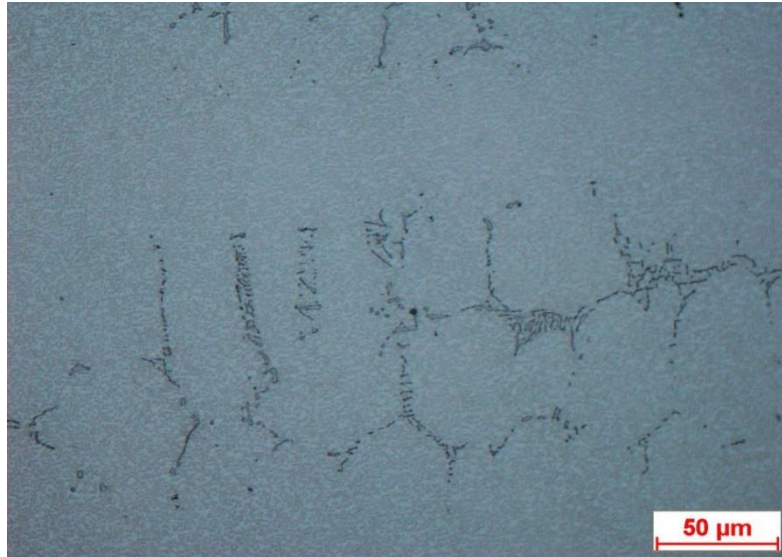
Obr. 19: Eutektická fáze  $\gamma'$  a disperzně jemná fáze  $\gamma'$ , vz. předlitý s TZ

Na obr. 20 je vidět výrazněji zhomogenizovaná struktura díky HIPování a následnému tepelnému zpracování. Vzdálenost sekundárních ramen dendritů vzrostla až na 200  $\mu\text{m}$ . Při větším zvětšení uvidíme opět karbidy typu MC vyloučené v mezidendritických prostorech a jemnou disperzi fáze  $\gamma'$  (viz obr. 21).



Obr. 20: Zhomogenizovaná struktura, vz. předlitý HIP+TZ



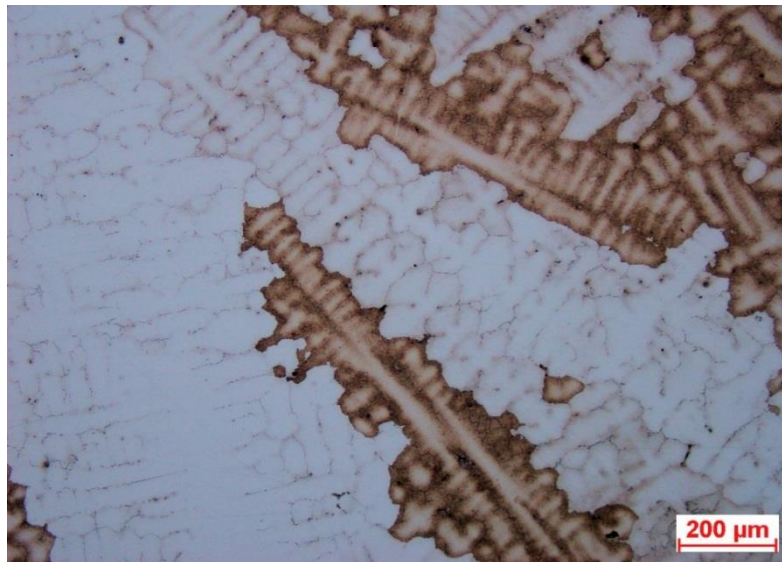


Obr. 21: Karbidy typu MC v mezidendritických prostorech, vz. předlité HIP+TZ

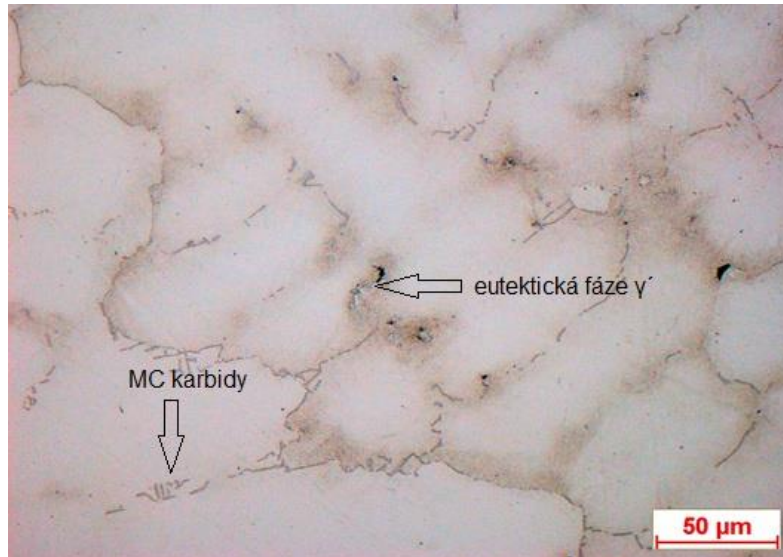
b) Vzorek – komolokužel

Na vzorku typu komolokužel bez tepelného zpracování (viz obr. 22) je opět typická dendritická lící struktura. V mezidendritickém prostoru jsou vyloučeny karbidy typu MC. Vzdálenosti sekundárních ramen dendritů se pohybují okolo 100 μm.

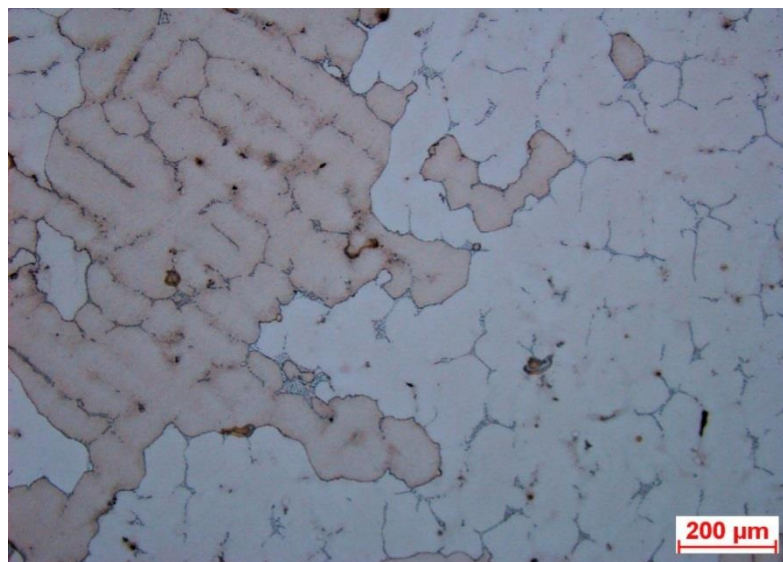
Vzorek po tepelném zpracování (obr. 24) byl částečně zhomogenizován, vzdálenosti sekundárních ramen dendritů vzrostly až na 150 μm. V mikrostruktuře uvedené na obr. 25 jsou pozorovatelné jemné karbidy typu MC vyloučené po hranicích zrn (čínské písmo).



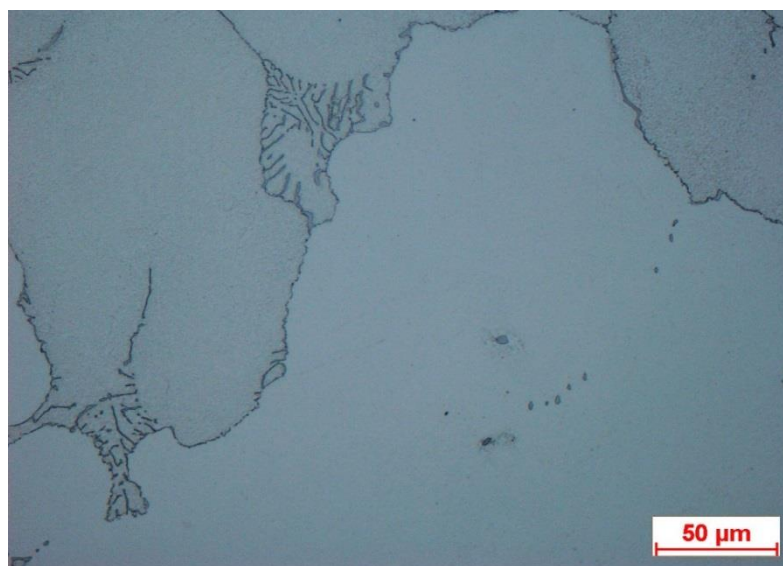
Obr. 22: Nehomogenní dendritická struktura, vz. komolokužel bez TZ



Obr. 23: Karbidy typu MC a eutektická fáze  $\gamma'$ , vz. komolokužel bez TZ



Obr. 24: Částečně zhomogenizovaná struktura, vz. komolokužel s TZ

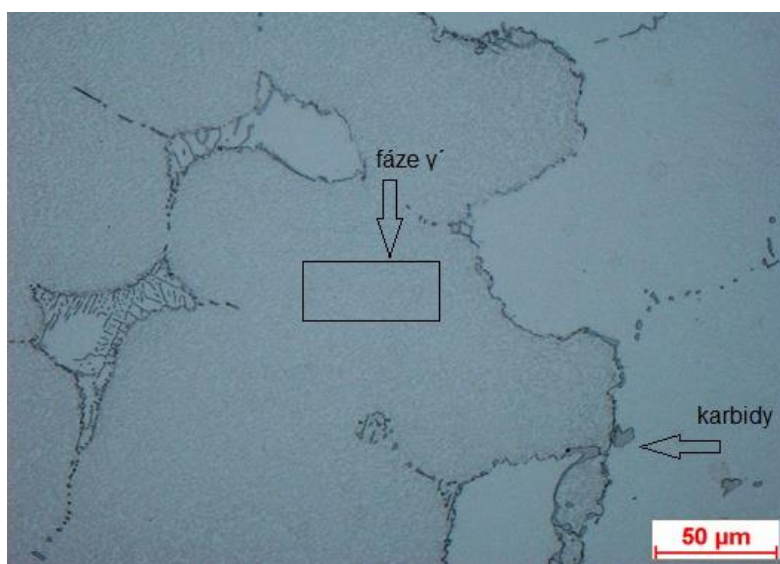


Obr. 25: Karbidy typu MC vyloučené po hranicích zrn, vz. komolokužel s TZ

Po izostatickém lisování za tepla je zřejmá homogenizace (viz obr. 26), eutektikum v mezidendritickém prostoru a karbidy typu MC (viz obr. 27).



Obr. 26: Zhomogenizovaná struktura, s eutektikem, vz. komolokužel HIP+TZ

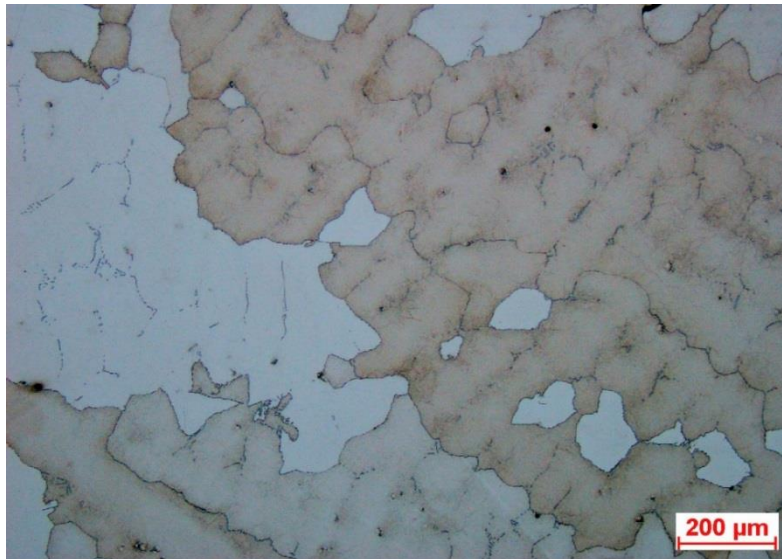


Obr. 27: Detaily mikrostruktury vz. komolokužel HIP +TZ

### c) Vzorek – blok

Na obr. 28 je uvedena struktura vzorku „blok“ bez tepelného zpracování, vzdálenosti sekundárních ramen dendritů se pohybují okolo 100–150 μm. Eutektikum se vyskytuje v minimálním množství (obr. 29), v mikrostruktuře lze identifikovat drobné karbidy, a jemnou disperzi fáze  $\gamma'$ .



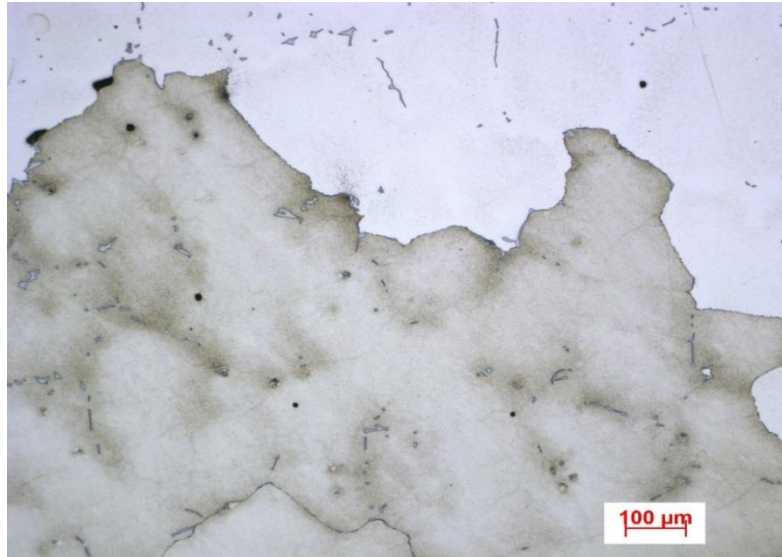


Obr. 28: Dendritická struktura, vz. blok bez TZ

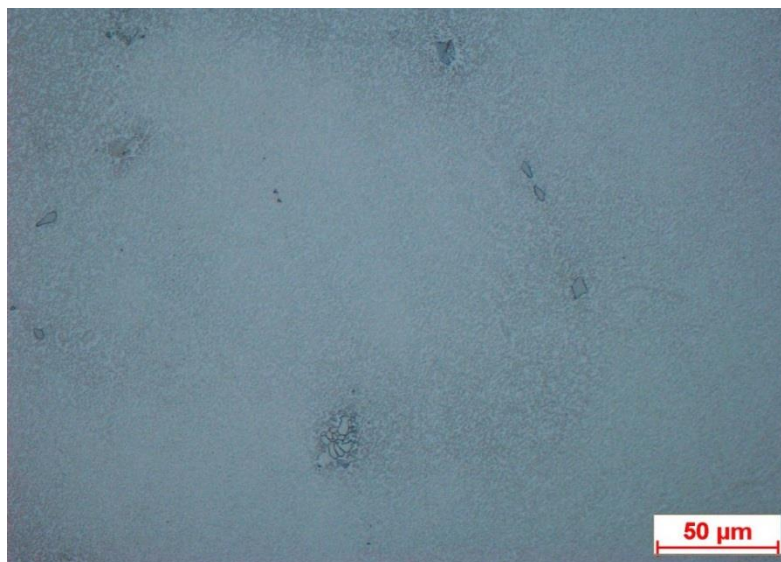


Obr. 29: Eutektická fáze  $\gamma'$ , karbidy vz. blok bez TZ

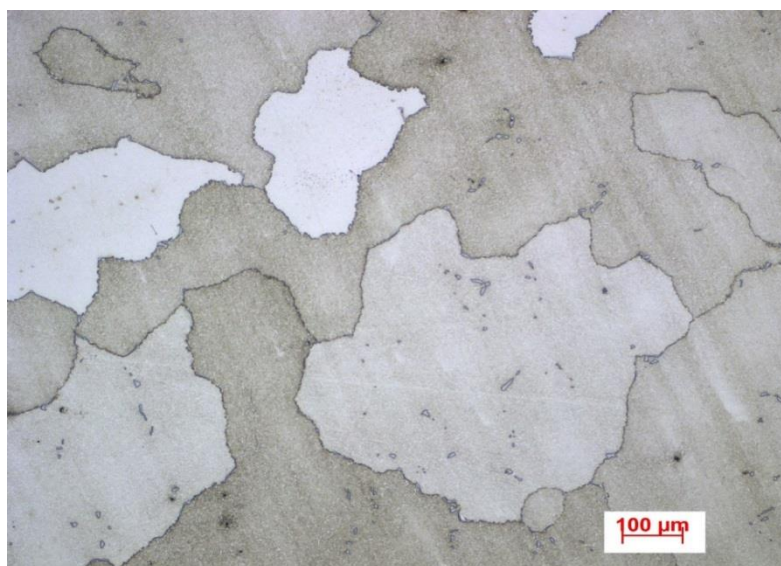
Na obr. 30 jsou viditelné karbidy jak na hranicích, tak uvnitř zrn. Vzdálenosti sekundárních ramen dendritů dosahují 400–600  $\mu\text{m}$ . U vzorku z bloku po TZ (viz obr. 31) je možno pozorovat eutektikum i jemnou fázi  $\gamma'$  (zaznamenány i karbidy).



Obr. 30: Karbidy vyloučené po hranicích zrn, vz. blok s TZ

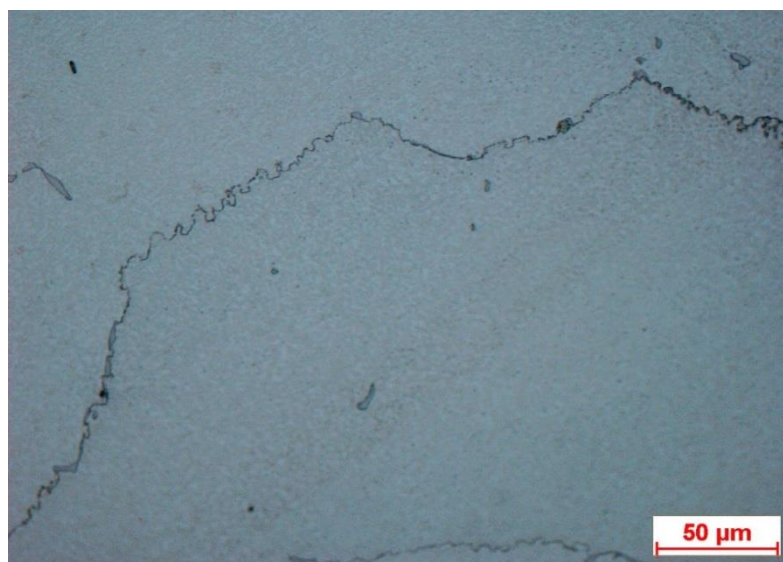


Obr. 31: Karbidy, fáze  $\gamma'$  a eutektická fáze  $\gamma'$ , vz. blok s TZ



Obr. 32: Karbidy vyloučené po hranicích zrn, s disperzí fáze  $\gamma'$ , vz. blok HIP+TZ

U vzorku z bloku po HIPování a tepelném zpracování vykazuje mikrostruktura nejvýraznější homogenitu (viz obr. 32). Vzdálenost sekundárních ramen dendritů se pohybuje okolo hodnot 700  $\mu\text{m}$ . Na obr. 33 je viditelná zoubkovitá hranice zrna – stejnou popsali autor Lee a kol. [19]. Předpokládá se, že za vznikem zoubkování stojí snížení mezifázové energie na jednotku plochy hranice zrna. Tato změna hranice, přispívá k odolnosti vůči creepu a výrazně zvyšuje tažnost. [19]



Obr. 33: karbidy, zoubkování, fáze  $\gamma'$ , vz. blok HIP+TZ

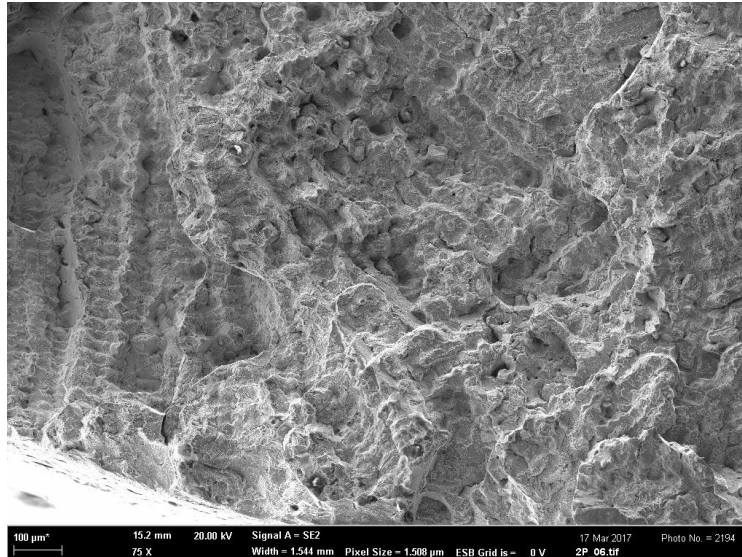
### 8.3 Fraktografická analýza

Po provedených tahových zkouškách byla na vybraných vzorcích, pro každý typ tělesa a stav, vždy v sekvenci stav bez TZ, stav po TZ a stav HIP + TZ, provedena fraktografická analýza pro základní posouzení mechanismu porušení a morfologie lomových ploch.

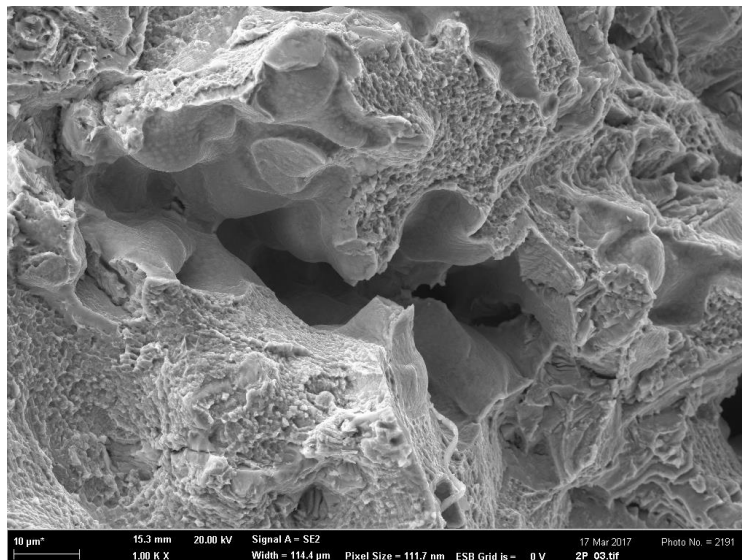
#### a) Vzorek – předlitý

Na obr. 34 až 42 je uvedena lomová plocha a její detaily při různých zvětšeních, z nichž je patrné, že lomová plocha všech vzorků ve všech stavech je značně členitá. Ve stavech bez TZ a po prodělaném TZ je na lomové ploše možno pozorovat mezidendritické řediny, a to jak ve formě ojedinělého výskytu, tak ve formě shluků těchto slévárenských vad. Na lomové ploše materiálu zpracovaného pomocí procesu HIP se slévárenské vady nevyskytují. Mechanismus porušení je kombinovaného charakteru, lze nalézt nízkoenergetické tvárné porušení s jemnými jamkami, přičemž jamky přítomné na lomové ploše jsou v případě stavu bez TZ a po TZ jemnějšího charakteru (tažnost 6,5 %, resp. 6,4 %) ve srovnání se stavem po HIP, kdy jamky jsou výraznějšího charakteru (tažnost 15,8 %). Dále bylo možno pozorovat dekohezi mezi maticí a karbidickou fází (obr. 37).

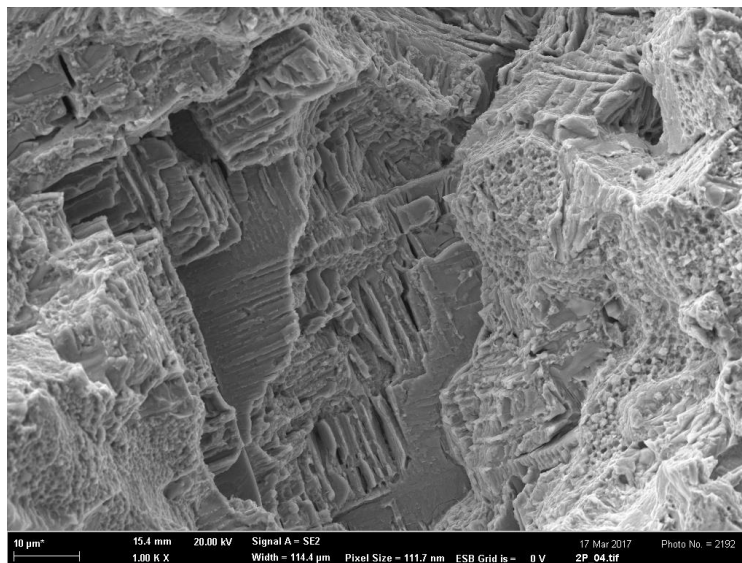




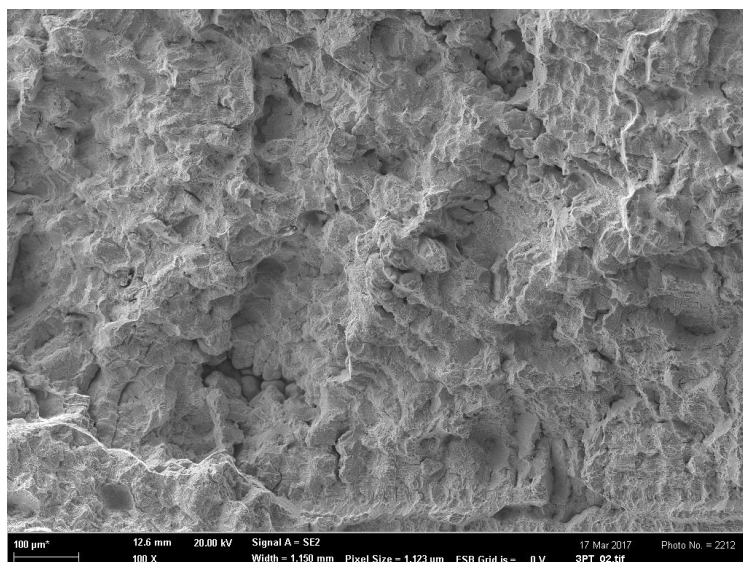
Obr. 35: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ



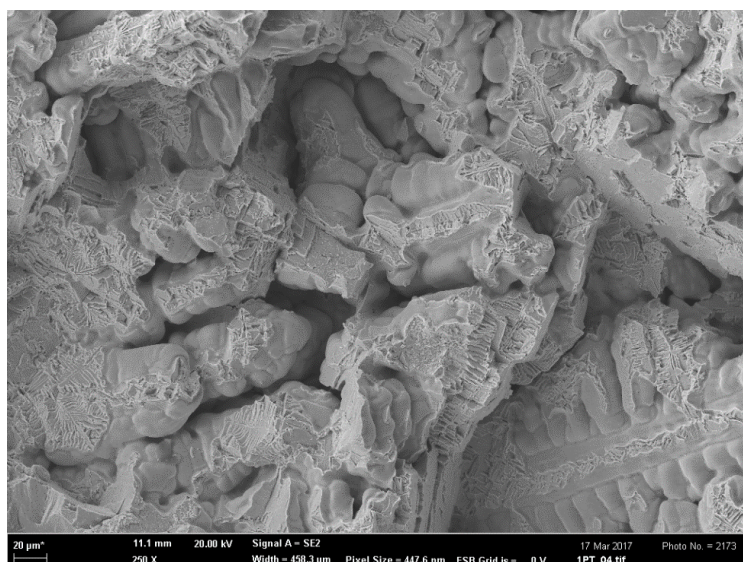
Obr. 36: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ



Obr. 37: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ



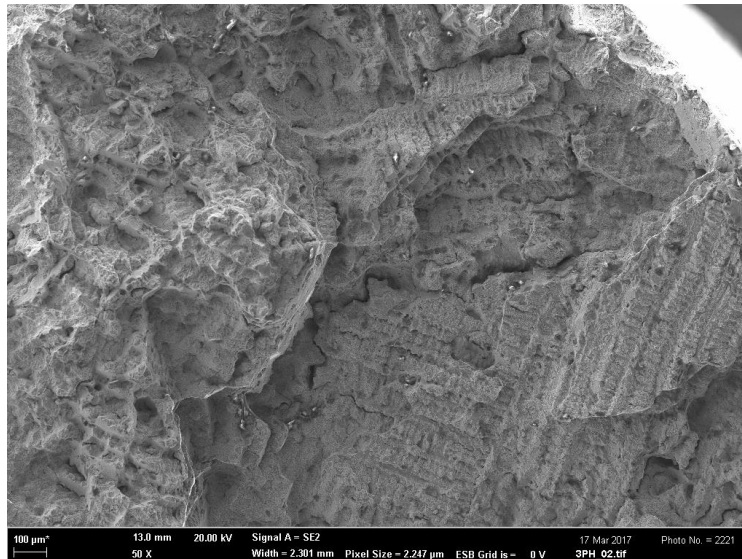
Obr. 38: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý po TZ



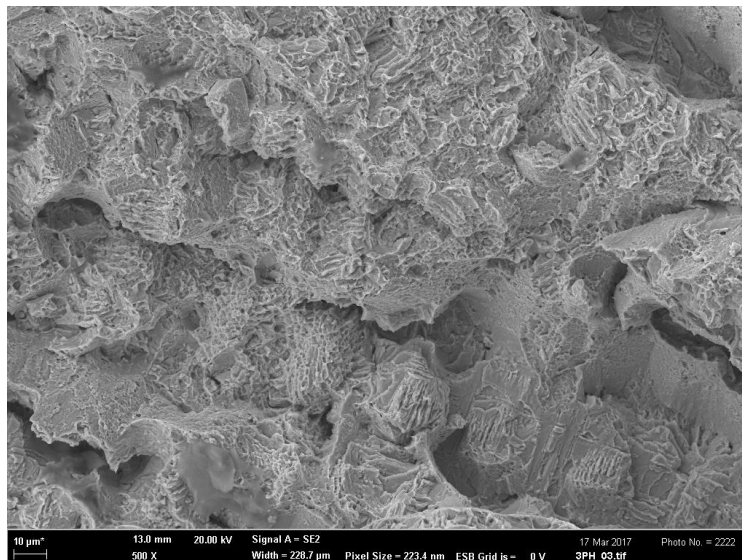
Obr. 39: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý po TZ



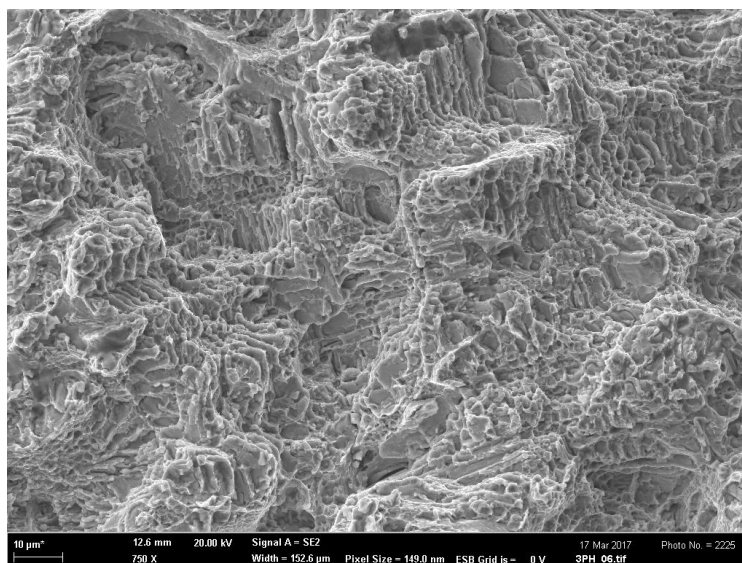
Obr. 40: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý po TZ



Obr. 41: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý HIP+TZ



Obr. 42: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý HIP+TZ

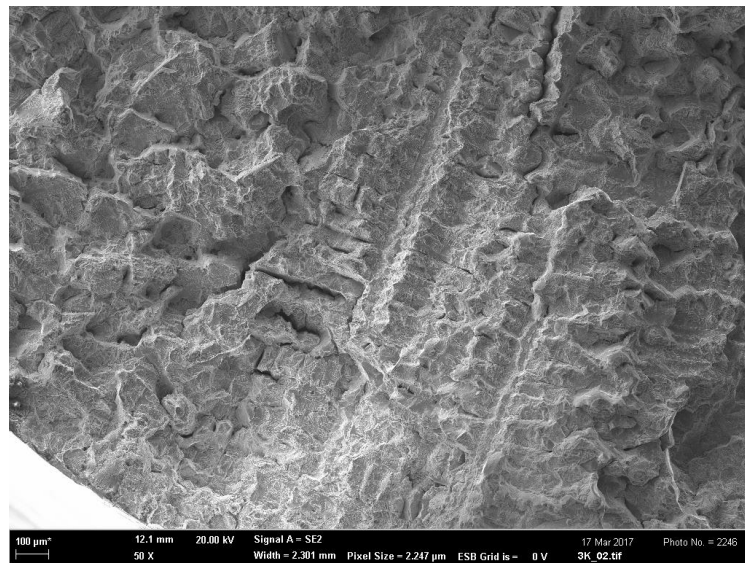


Obr. 43: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý HIP+TZ

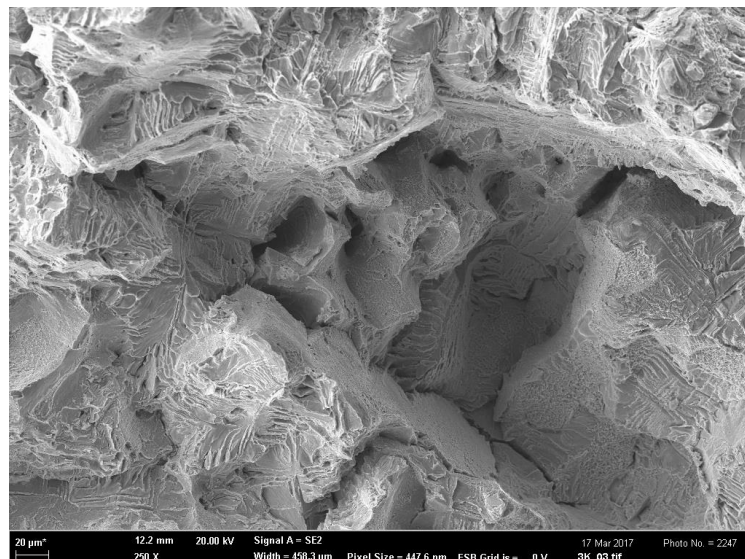


## b) Vzorek – komolokužel

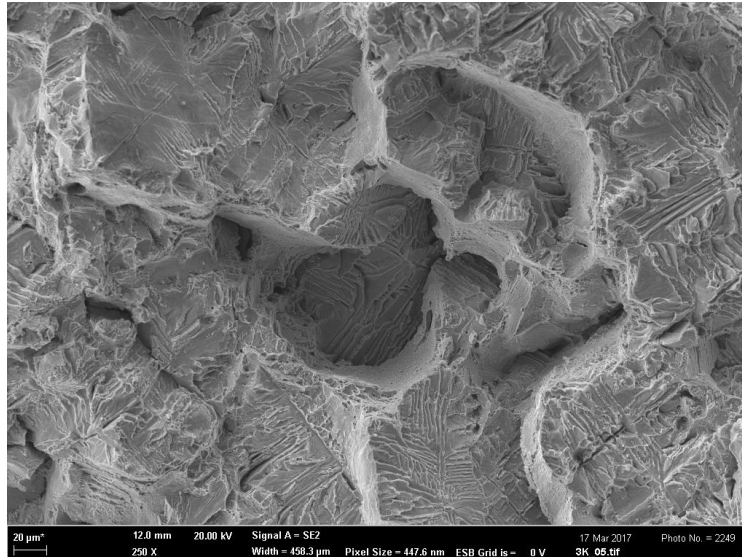
Na obr. 43 až 51 jsou uvedeny detaily lomových ploch vzorků ve stavech bez TZ, po TZ a po zpracování HIP+TZ vzorků komolokužel. Fraktografickou analýzou nebyla u vzorků bez TZ a po HIP+TZ na lomové ploše zjištěna přítomnost slévárenských vad, na rozdíl od vzorku podrobenému TZ. Mechanismus porušení vzorků bez TZ a s TZ byl, nízkoenergetického tvárného charakteru, tvárné jamky přítomné na lomové ploše těchto vzorků jsou velmi drobné a ploché. Bylo možno opět pozorovat dekohezi mezi maticí a karbidickou fází. U vzorku zpracovaného pomocí HIP v kombinaci s TZ je mechanismus poškození rovněž kombinovaný – štěpení + tvárné porušení, kdy tvárné jamky jsou mírně hlubší než v předcházejících dvou případech, nicméně jsou stále velmi drobné. Toto zjištění koresponduje s hodnotami tažností naměřenými v průběhu tahové zkoušky, kdy materiál ve stavu bez TZ a po TZ dosahoval tažnosti 7,7 %, resp. 4,9 %, zatímco ve stavu po HIP+TZ byla zjištěna tažnost 8,8 %.



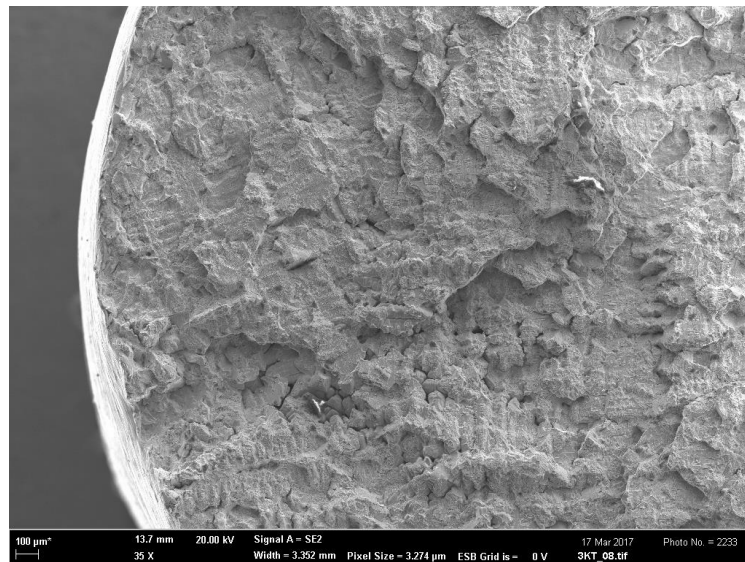
Obr. 44: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ



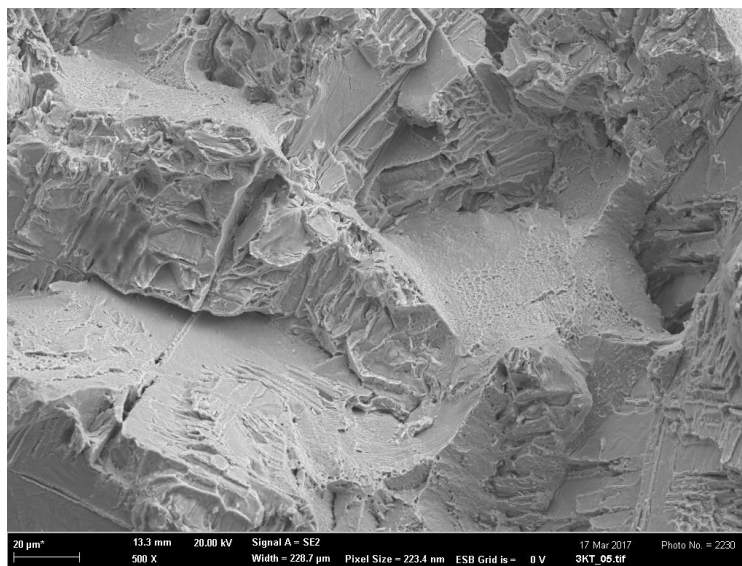
Obr. 45: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ



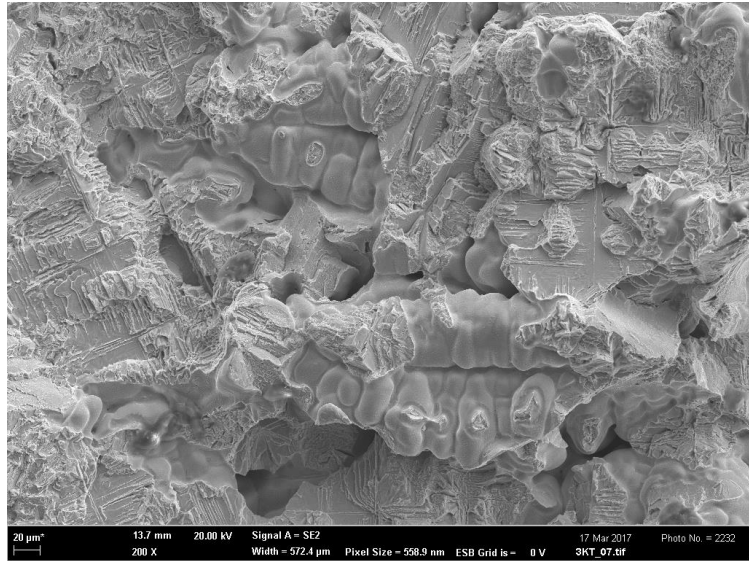
Obr. 46: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ



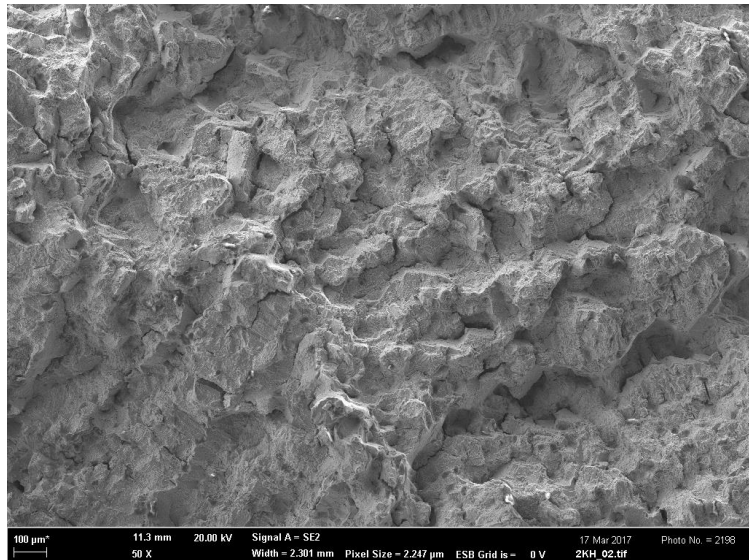
Obr. 47: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ



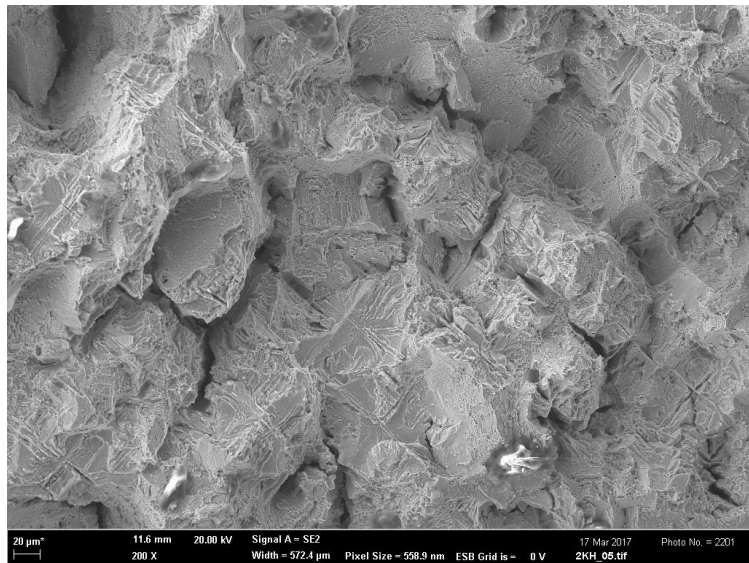
Obr. 48: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ



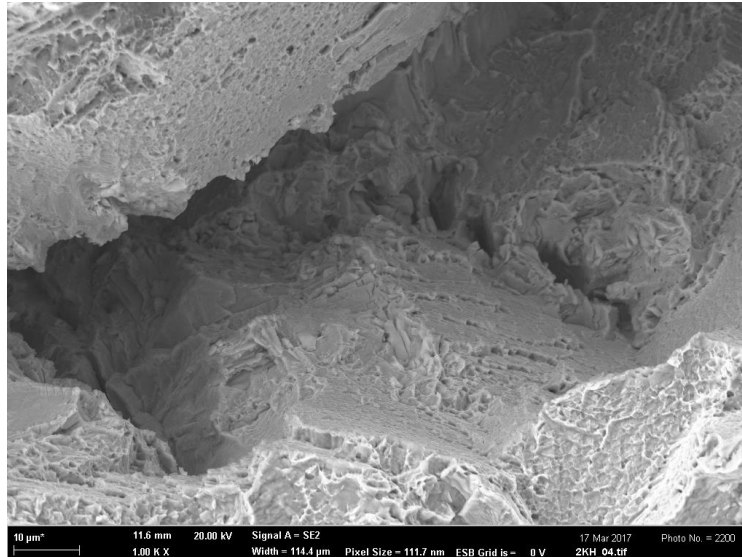
Obr. 49: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ



Obr. 50: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ



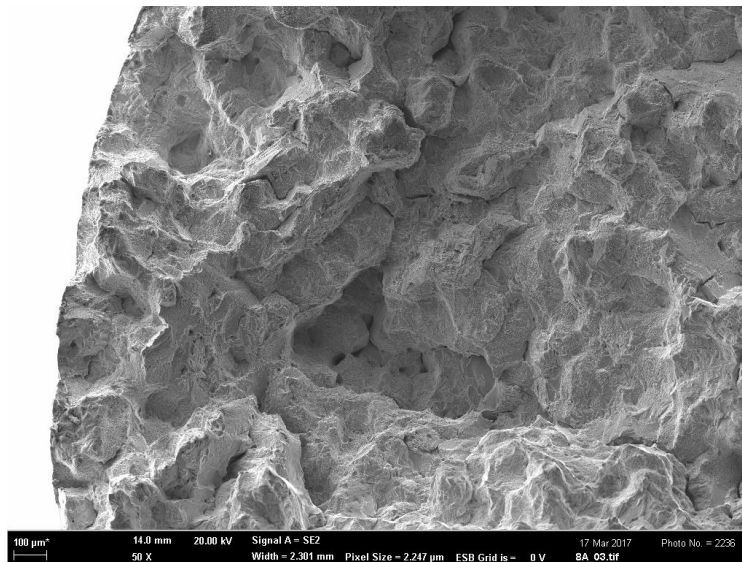
Obr. 51: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ



Obr. 52: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ

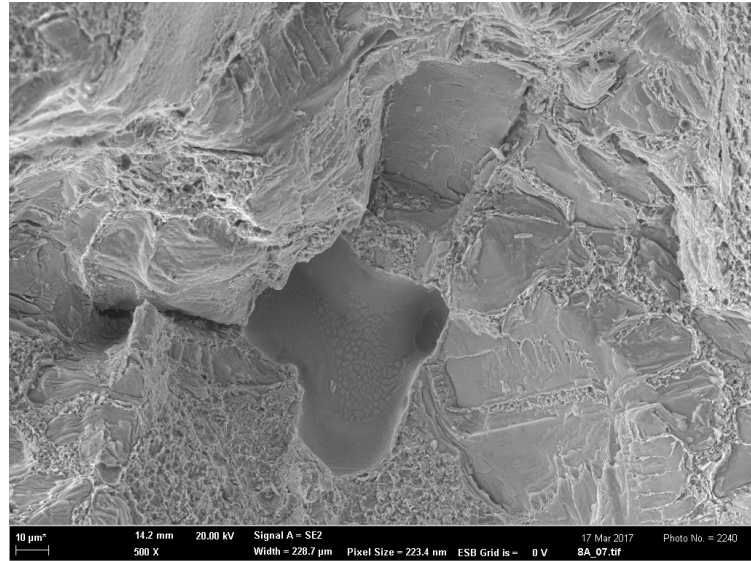
c) Vzorek – blok

Na obr. 42 až 60 je uvedena lomová plocha vzorků „blok“ po provedené tahové zkoušce. Povrch porušených vzorků je velmi hrubý, v případě stavu bez TZ bylo na lomové ploše pozorováno velké množství licích vad, typu mezidendritických ředin. U vzorků po TZ a ve stavu HIP+TZ nebyly licí vady na lomových plochách pozorovány. Ve všech případech byl zjištěn kombinovaný mechanismus porušení – nízkoenergetický tvárný lom a dekoheze mezi maticí a karbidickou fází. Velikost jamek byla největší v případě stavu bez TZ a ve stavu HIP+ TZ, ve srovnání se stavem po TZ, tomu opět odpovídají naměřené tažnosti při zkoušce tahem (bez TZ: 6,8 %, TZ: 5,0 %, HIP+TZ: 7,4 %).

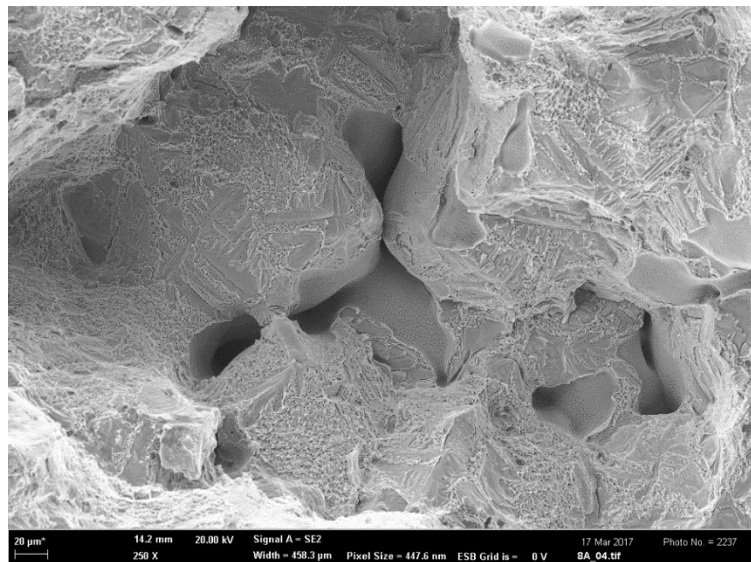


Obr. 53: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ

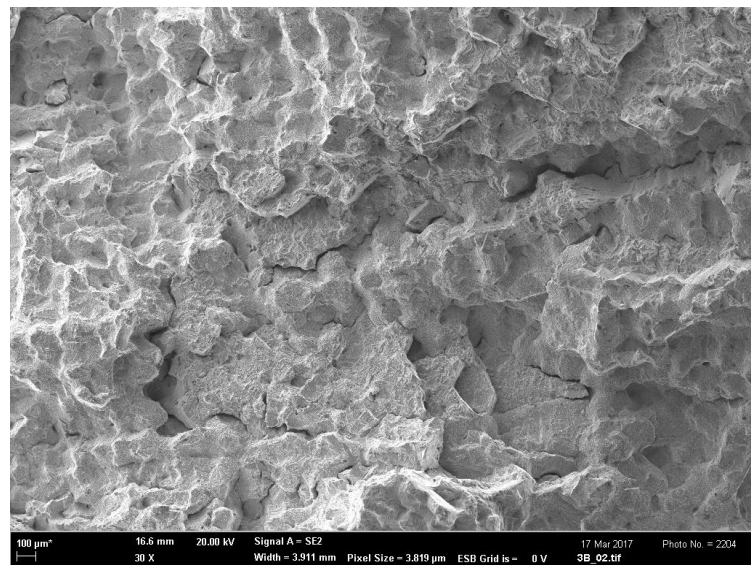




Obr. 54: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ

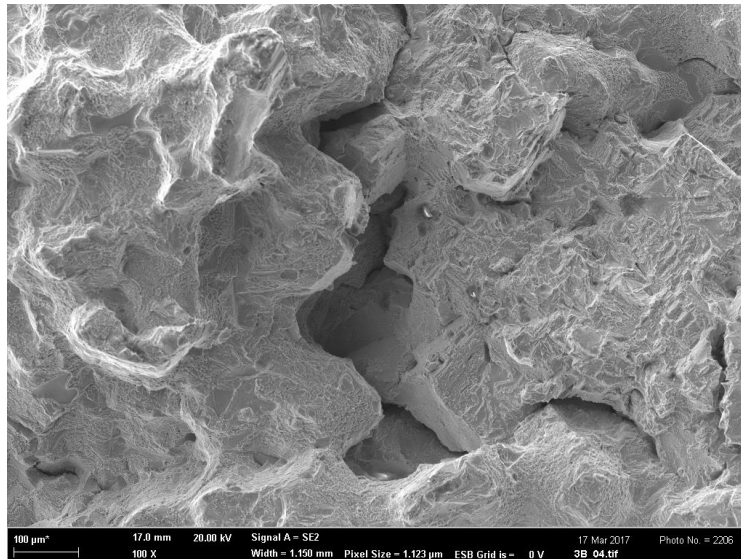


Obr. 55: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ

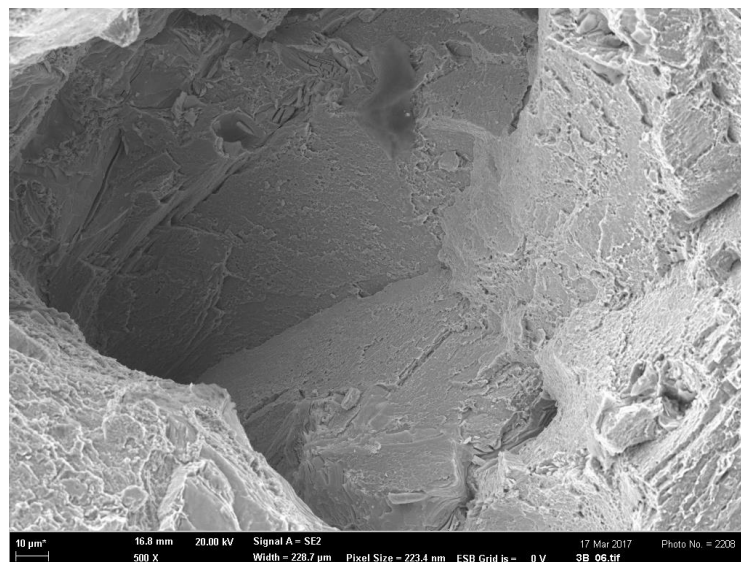


Obr. 56: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ

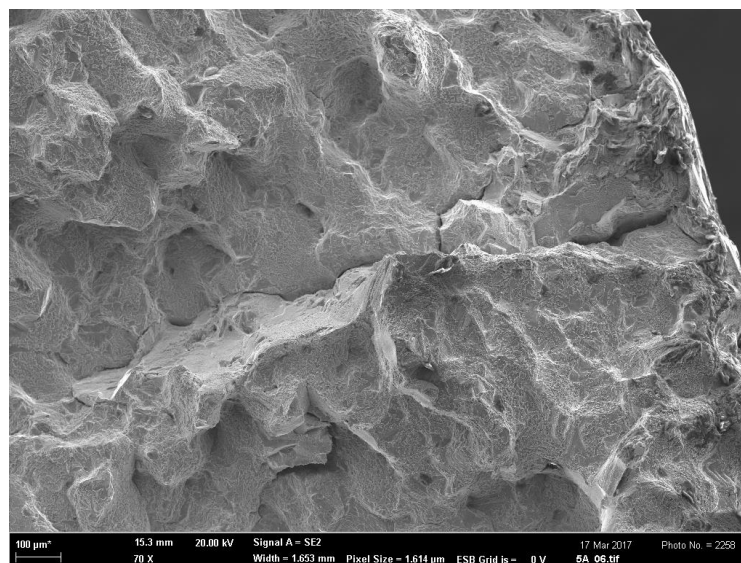




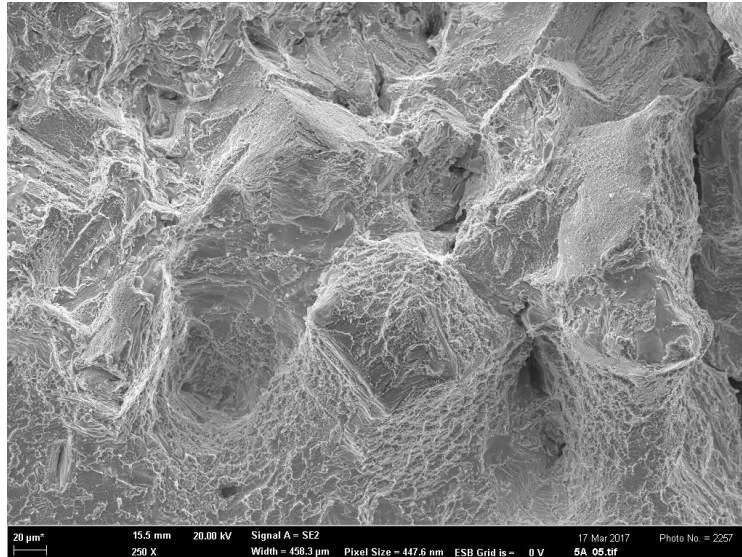
Obr. 57: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ



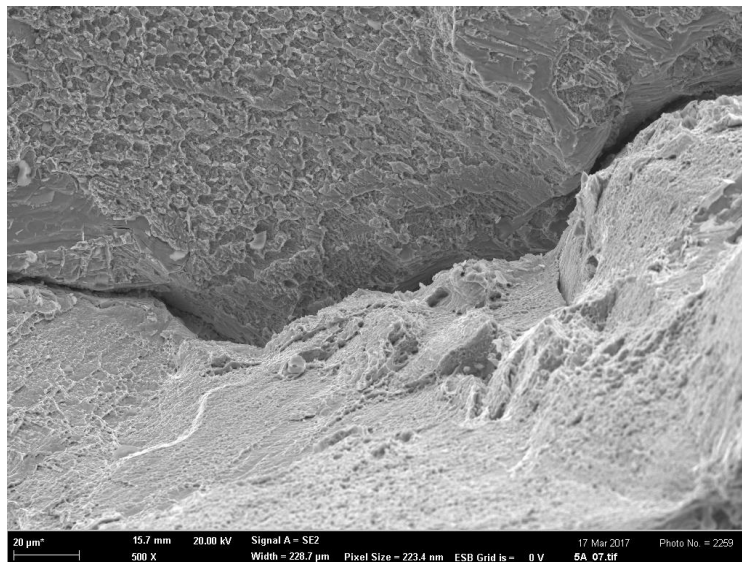
Obr. 58: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ



Obr. 59: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ



Obr. 60: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ



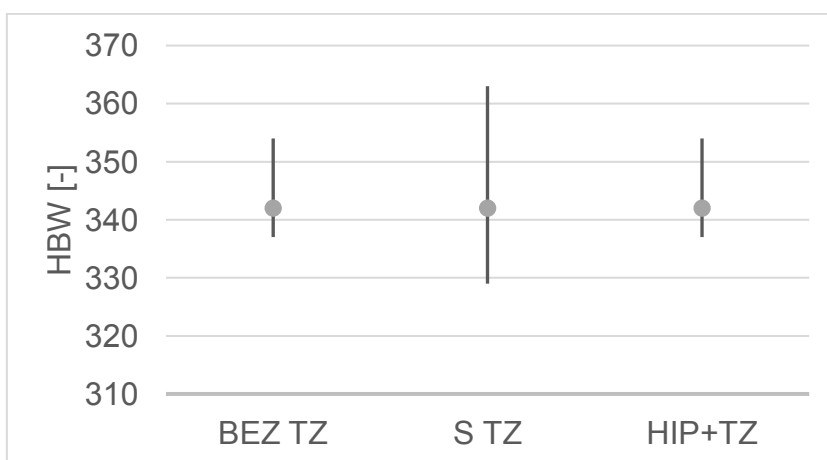
Obr. 61: Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ

## 9 DISKUZE

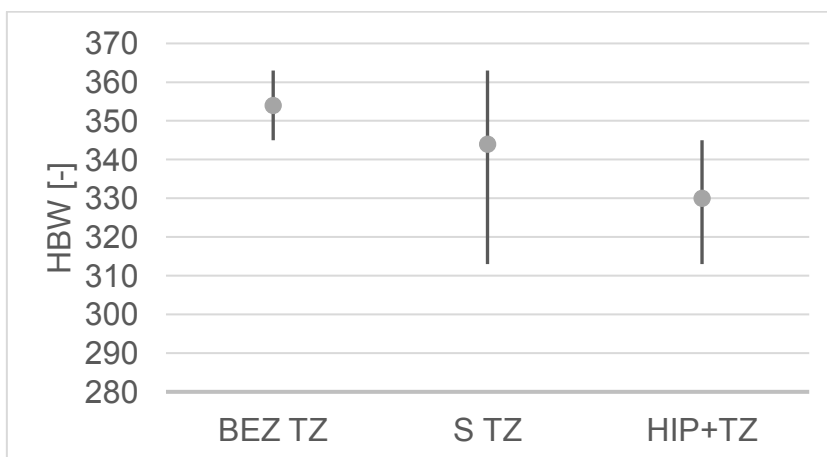
Mikrostruktura superslitin má významný vliv na mechanické vlastnosti, ta se ovšem mění v závislosti na způsobu tepelného zpracování. Nejdůležitější zpevňující fází, která ovlivňuje mechanické vlastnosti, je fáze  $\gamma'$ , proto je žádoucí vysoký podíl této strukturní složky ve slitině.

Při srovnání hodnot tvrdosti (HBW) u všech vzorků, které byly použity (předlitý, komolokužel, blok) je zřejmé, že vliv TZ či metody HIP na střední hodnotu tvrdosti Inconelu 713LC je minimální, což je patrné zejména u vzorků „předlitý“ a „blok“ (viz graf 1 až 3).

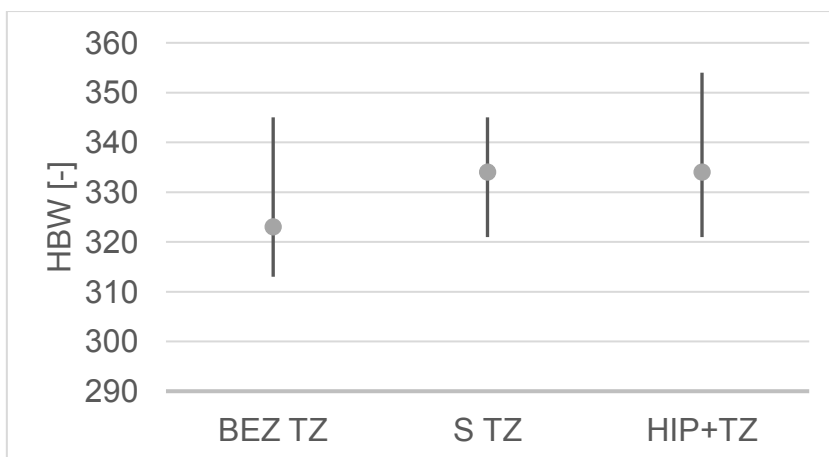
Hodnoty HBW se nijak výrazně neliší u žádného ze vzorků. Drobné výkyvy, které jsou patrné u vzorků komolokužel a blok, mohou být dány výskytem licích vad.



Graf 1: Srovnání tvrdostí vzorků „předlitý“



Graf 2: Srovnání tvrdostí vzorků „komolokužel“



Graf 3: Srovnání tvrdostí vzorků „blok“

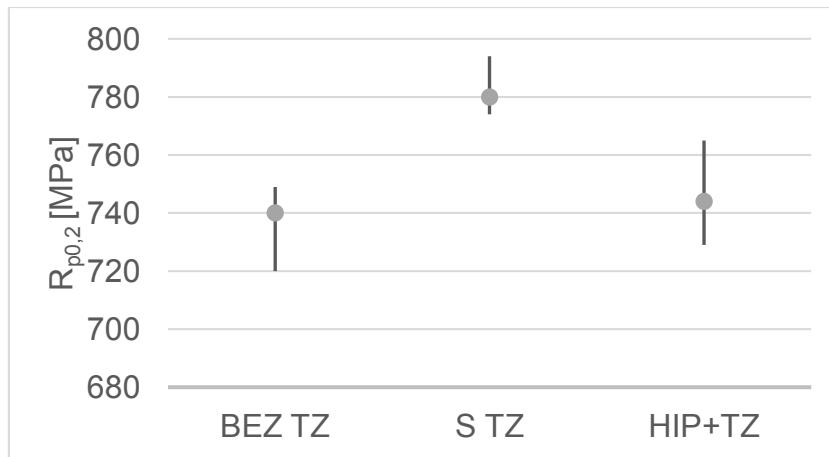
Naproti tomu při porovnání charakteristik určovaných z tahové zkoušky je možno vyčíst markantní rozdíly hodnot u jednotlivých vzorků. Při srovnání mezi kluzu, je dosahováno nejvyšších hodnot po TZ (obzvláště pak typ – předlitý). Vzorky zpracované metodou HIP (všechny typy vzorků) dosahují srovnatelných hodnot meze kluzu, zatímco vzorky bez TZ vykazují difference, kdy nejvyšší hodnoty dosahuje vzorek předlitý, mez kluzu vzorků komolokužel a blok jsou o cca 80 MPa nižší.



Graf 4: Srovnání meze kluzu vzorků „předlitý“



Graf 5: Srovnání meze kluzu vzorků „komolokužel“

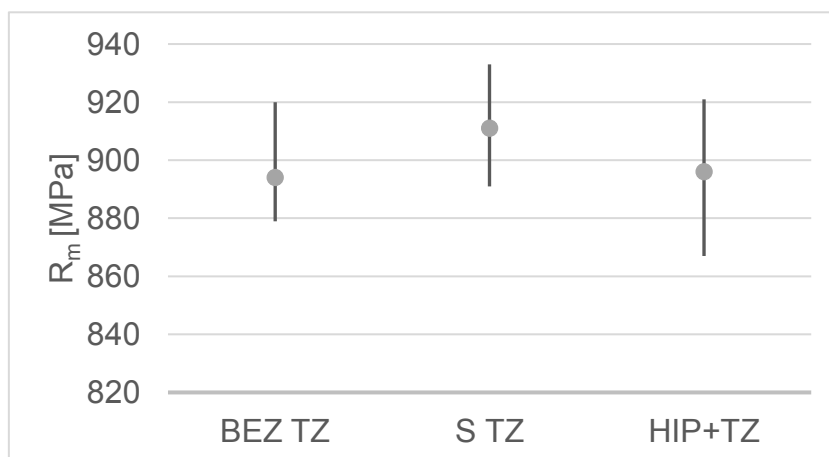


Graf 6: Srovnání mezí kluzu vzorků „blok“

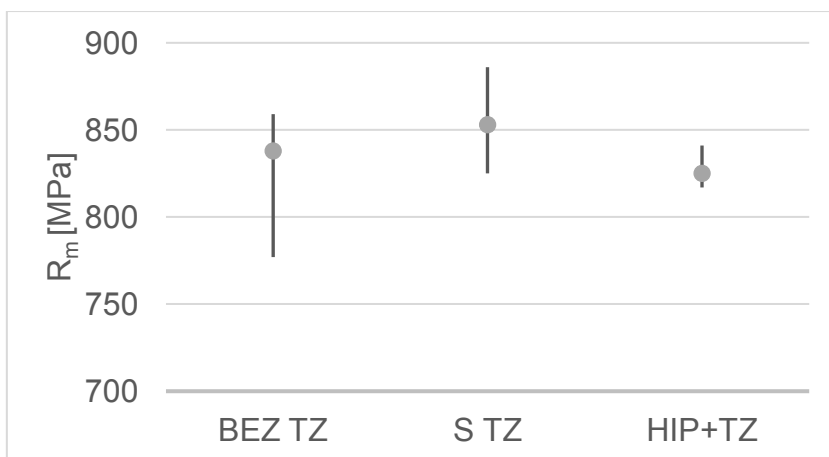
Při porovnání pevností v tahu jednotlivých vzorků je na první pohled zřejmé, že vzorky typu předlité vykazují nejlepší (nejvyšší) hodnoty a to u všech typů zpracování. Nejnižších hodnot (také u všech typů zpracování) bylo dosaženo u vzorků typu „blok“. Následné zpracování (TZ případně HIP+TZ) zásadním způsobem neovlivňuje hodnotu meze pevnosti materiálu. Faktor, který nejvíce ovlivňuje pevnost v tahu je typ polotovaru, z něhož byly vzorky pro tahovou zkoušku vyráběny (typ odlitku).



Graf 7: Srovnání pevnosti v tahu vzorků „předlitý“

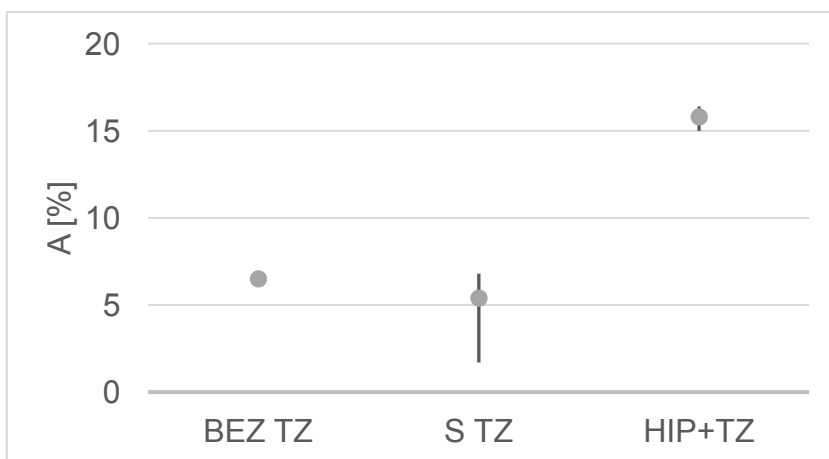


Graf 8: Srovnání pevnosti v tahu vzorků „komolokůžel“

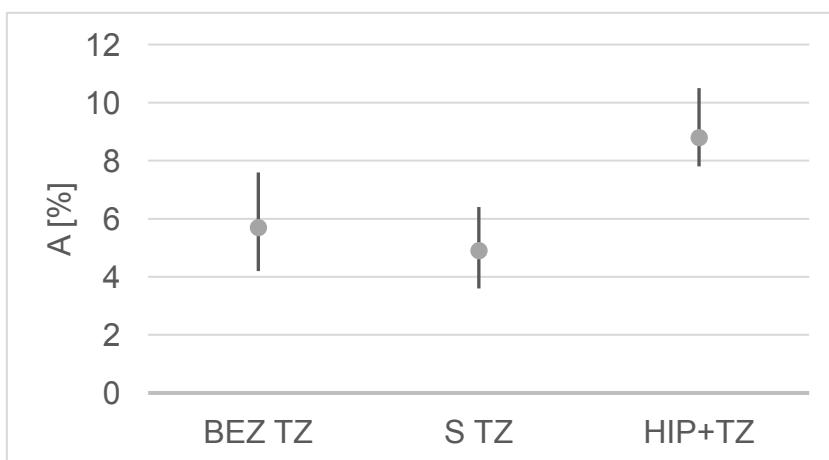


Graf 9: Srovnání pevnosti v tahu vzorků „blok“

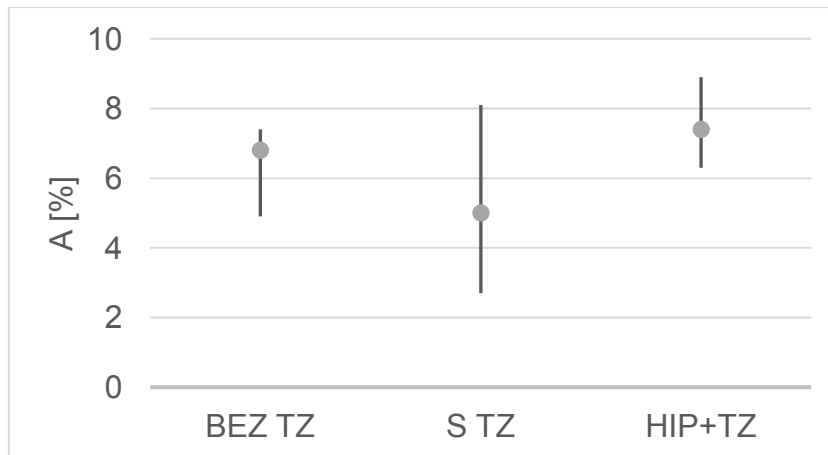
Deformační charakteristiky, posuzované na základě dosažené tažnosti, byly u všech typů vzorků (předlitý, komolokužel i blok) nejvyšší při zpracování HIP+TZ, kdy toto zpracování minimalizovalo vliv licích vad. Největší rozptyl středních hodnot tažnosti byl pozorován u vzorku typu „předlitý“, nejmenší rozptyl pak u vzorků typu „blok“.



Graf 10: Srovnání tažnosti vzorků „předlitý“



Graf 11: Srovnání tažnosti vzorků „komolokužel“



Graf 12: srovnání tažnosti vzorek: „blok“

Z výsledků metalografické analýzy lze vyvozovat, že za lepší tažností u vzorků po HIP+TZ stojí menší, homogenně rozptýlené koherentní částice  $\gamma'$ , jak uvádí také Chang [18]. Při pozorování mikrostruktury u jednotlivých typů vzorků a jednotlivých metod zpracování (TZ, HIP+TZ) je zřejmé, že vzorky bez TZ vykazují výraznou dendritickou strukturu. U vzorků typu „předlitý“ a „komolokužel“ se karbidy typu MC vyskytují ve formě čínského písma, u vzorku typu „blok“ se tato fáze vyskytuje spíše ve formě drobných oválných a podlouhlých částic (tyčinky). Při tepelném zpracování dochází k částečné homogenizaci mikrostruktury, kdy dendritická struktura je méně výrazná. Lze také pozorovat hojnější výskyt disperzně rozptýlené fáze  $\gamma'$ . Eutektická fáze  $\gamma'$  je pozorována u všech typů vzorků. Vzorky, které byly zpracovány technologií HIP s následným tepelným zpracováním (HIP+TZ) jsou relativně mikrostrukturně homogenní, dendritická struktura je ve srovnání s ostatními stavy (bez TZ a po TZ) nejméně výrazná, tvar dendritů lze odhadovat pouze na základě uspořádání karbidů typu MC přítomných ve struktuře materiálu.

Charakter lomových ploch vzorků typu „předlitý“, „komolokužel“ a „blok“ ve všech stavech odpovídal standardnímu typu porušování studované slitiny, kdy detaily zcela korespondovaly s naměřenými mechanickými charakteristikami. Výskyt licích vad na lomových plochách ve stavech bez TZ a po TZ, resp. jejich četnost a oblast výskytu nebylo možno vztahovat na typ odlévaného tělesa (vliv tvaru a rozměru odlitku), právě z důvodu jejich rozdílnosti, kdy navíc obrábění těles pro tahovou zkoušku z polotovarů („komolokužel“ a „blok“) může ovlivnit výsledné vlastnosti (souvislost s oblastmi výskytu licích vad).

## 10 ZÁVĚRY

- Nejlepší mechanické vlastnosti vykazoval vzorek typu „předlitý“, který dosahoval nejvyšší pevnosti v tahu, meze kluzu i tažnosti. Příznivý vliv izostatického lisování za tepla a následného tepelného zpracování potvrdily výsledky všech vzorků. Vliv tepelného zpracování (bez kombinace s HIP) nebyl velký. Ani jedna metoda zpracování neprokázala vliv na hodnotu tvrdosti.
- Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu se projevil jejím částečným zhomogenizováním. Vliv HIPování v kombinaci s tepelným zpracováním byl díky použitým vyšším teplotám (u HIP) markantnější, kdy se mikrostruktura značně homogenizovala, a zvýšilo se množství fáze  $\gamma'$ .
- Fraktografickou analýzou vzorků porušených při zkoušce tahem byly zjištěny licí vady u vzorků bez TZ a s TZ bez ohledu na tvar odlitku. U vzorků po HIP + TZ se licí vady nevyskytovaly. Mechanismus porušení je ve všech případech (tvar odlitku i způsob zpracování) nízkoenergetického tvárného typu.



## 11 SEZNAM LITERATURY

- [1] JONŠTA, Zdeněk. *Žárupevné oceli a slitiny*. V Žilině: ZUSI, 2002, 389 s. ISBN 80-968605-6-9.
- [2] PODRÁBSKÝ, Tomáš. *Vliv podmínek zatěžování na strukturu a porušování lité niklové superslitiny = Influence of the loading factors' conditions on the structure and failure of the cast nickel superalloy: teze přednášky k profesorskému jmenovacímu řízení v oboru Materiálové vědy a inženýrství*. Brno: VUTIUM, 2005, 26 s. ISBN 80-214-3018-4.
- [3] LOSERTO VÁ, Monika. *Progresivní materiály: učební text* [online]. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012 [cit. 2017-04-12]. ISBN 978-80-248-2575-5.
- [4] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II. 2.*, opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s.; 25 cm. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] NĚMEC, K.: *Vliv podmínek zatěžování na strukturu a vlastnosti litých niklových superslitin. Dizertační práce*, 2005, VUT Brno.
- [6] HERNAS, Adam. *Žárupevné oceli a slitiny: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2009, 389 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [7] DAVIS, J., R.: *ASM Speciality Handbook: Nickel, Cobalt and their Alloys*. ASM Ohio, USA, 2000. 421 s. ISBN 0-87170-685-7.
- [8] MACHALA, Jan. *Nízkocyklová únava niklové superslitiny IN713LC s TBC vrstvou za vysochých telet*. Brno, 2013.
- [9] DURAND-CHARRE, M.: *The Microstructure of Superalloys*. Gordon & Breach science publisher, Amsterdam, 1997, 121 s. Dle [8]
- [10] Böhler Uddeholm CZ s.r.o. *Bohler.cz* [online]. Praha 6, 2009 [cit. 2017-05-20]. Dostupné z: [http://bohler.cz/vyrobní\\_postupy.php](http://bohler.cz/vyrobní_postupy.php)
- [11] DONACHIE, M.J., DONACHIE, S.J.: *Superalloys – A Technical Guide*, second edition. ASM International, 2002, ISBN 0-087170-749-7. Dle [12]
- [12] ŠMÍD, M. *Stanovení zkrácených cyklických deformačních křivek superslitiny Inconel 738LC při zvýšených teplotách*, Dizertační práce, 2008, VUT Brno.
- [13] PODHORNÁ, Božena, Jiří KUDRMAN a Kare HRBÁČEK. *MECHANICKÉ VLASTNOSTI A STRUKTURNÍ STABILITA NIKLOVÉ SLITINY IN 792 – 5A*. Hradec nad Moravicí, 2006.
- [14] COPLEY, S.M. a B.H. KEAR. *A Dynamic Theory of Coherent Precipitation Hardening with Application to Nickel-Base Superalloys*. *Transaction of the metallurgical society of AIME*, 1967, vol. 9, s. 984 – 992.
- [15] Bibus s.r.o. *Bibus.cz* [online]. Brno, 2017 [cit. 2017-05-20]. Dostupné z: <https://www.bibus.cz/>
- [16] POKLUDA, Jaroslav, František KROUPA a Ladislav BDRŽÁLEK. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek: (kovy, keramika, plasty)*. Brno: PC-DIR, 1994, 385 s. ISBN 80-214-0575-9.
- [17] JONŠTA Zdeněk, Petr JONŠTA, Jana DOBROVSKÁ a Eva MAZANCOVÁ. *Effect of heat treatment on the structure of IN 713LC*. VSB-Technical University of Ostrava, 17. listopadu 15/2172, 708 33 Ostrava-Poruba, 2010.

- [18] CHANG, Shih-Hsien. Effects of  $\gamma'$  Precipitation on the Structure and Properties of 713LC Superalloy via HIP Treatment. *Materials Transaction*. 2012.
- [19] LEE, J.W., D.J. KIM and H.U. HONG. A new approach to strengthen grain boundaries for creep improvement of a Ni-Cr-Co-Mo superalloy at 950 °C. *Materials Science & Engineering A*. 2015.

## 12 SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Označení	Jednotka	Popis
A	[%]	Tažnost
APB	-	Antifázová hranice
FCC	-	Ploště středěná krychlová mřížka
HBW	[-]	Tvrdot dle Brinella
HIP	-	Izostatické lisování za tepla
HV	[-]	Tvrdot dle Vickerse
LC	-	Nízký obsah uhlíku
TBC	-	Tepelná bariéra
TCP	-	Topologicky uspořádaná fáze
TEM	-	Transmisní elektronový mikroskop/mikroskopie
$T_m$	[°C]	Teplota tavení
TZ	-	Tepelné zpracování
$R_m$	[MPa]	Mez pevnosti
$R_{p0,2}$	[MPa]	Mez kluzu
$V_{koh.}$	[m <sup>3</sup> ]	Objemový podíl koherentních precipitátů
$V_{nekoh.}$	[m <sup>3</sup> ]	Objemový podíl nekoherentních precipitátů
$a_\gamma$	[nm]	Parametr mřížky matrice
$a_{\gamma'}$	[nm]	Parametr mřížky precipitující fáze
b	[m]	Burgersův vektor
k	[N·m <sup>-(2 + n)</sup> ]	Konstanta
k'	[N·m <sup>-(2 - l)</sup> ]	Konstanta
l	[-]	Konstanta $l < 0$
n	[-]	Konstanta $n > 0$
r	[m]	Velikost koherentních precipitátů
$\Delta\tau$	[Pa]	Zvýšení napětí, které musí být při obtékání překonáno
$\Delta\tau_{APB}$	[J/m <sup>2</sup> ]	Změna smykového napětí
$\gamma$	-	Substituční tuhý roztok niku
$\gamma'$	-	Vytvrzující fáze
$\gamma''$	-	Vytvrzující fáze
$\rho$	[kg/m <sup>3</sup> ]	Hustota

## 13 SEZNAM OBRÁZKŮ

- Obr. 1 Krystalografická mřížka Ni<sub>3</sub>Al (FCC)
- Obr. 2 Diagram Al-Ni, červeně vyznačeno složení intermetalické uspořádané fáze Ni<sub>3</sub>Al
- Obr. 3 Postup výroby materiálu práškovou metalurgií
- Obr. 4 Schémata základních struktur slitin na bázi niklu
- Obr. 5 Závislost meze kluzu na teplotě zkoušení pro různé objemové podíly  $\gamma'$
- Obr. 6 Koherence se zvětšením plochy rozhraní mezi oběma fázemi po průchodu dislokace
- Obr. 7 Obcházení precipitátů dislokacemi
- Obr. 8 Vznik dislokační sítě
- Obr. 9 Stav mikrostruktury
- Obr. 10 Stav mikrostruktury
- Obr. 11 a) forma pro odlití b) předlité tyče
- Obr. 12 a) forma pro odlití b) komolokužel
- Obr. 13 a) forma pro odlití b) blok
- Obr. 14 Tahový zkušební vzorek
- Obr. 15 Lisovací stroj Struers citopress 10
- Obr. 16 Dendritická struktura, vz. předlitý bez TZ
- Obr. 17 Karbidy typu MC vyloučené v mezidendritických prostorech, vz. předlitý bez TZ
- Obr. 18 Dendritická struktura – lehce zhomogenizovaná, vz. předlitý s TZ
- Obr. 19 Eutektická fáze  $\gamma'$  a disperzně jemná fáze  $\gamma'$ , vz. předlitý s TZ
- Obr. 20 Zhomogenizovaná struktura, vz. předlitý HIP+TZ
- Obr. 21 Karbidy typu MC v mezidendritických prostorách, vz. předlitý HIP+TZ
- Obr. 22 Nehomogenní dendritická struktura, vz. komolokužel bez TZ
- Obr. 23 Karbidy typu MC a eutektická fáze  $\gamma'$ , vz. komolokužel bez TZ
- Obr. 24 Částečně zhomogenizovaná struktura, vz. komolokužel s TZ
- Obr. 25 Karbidy typu MC vyloučené po hranicích zrn, vz. komolokužel s TZ
- Obr. 26 Zhomogenizovaná struktura, s eutektikem, vz. komolokužel HIP+TZ
- Obr. 27 Detaily mikrostruktury vz. komolokužel HIP +TZ
- Obr. 28 Dendritická struktura, vz. blok bez TZ
- Obr. 29 Eutektická fáze  $\gamma'$ , karbidy vz. blok bez TZ
- Obr. 30 Karbidy vyloučené po hranicích zrn, vz. blok s TZ
- Obr. 31 Karbidy, fáze  $\gamma'$  a eutektická fáze  $\gamma'$ , vz. blok s TZ

- Obr. 32 Karbidy vyloučené po hranicích zrn, s disperzně jemnou fází  $\gamma'$ , vz. blok HIP+TZ
- Obr. 33 karbidy, zoubkování, fáze  $\gamma'$ , vz. blok HIP+TZ
- Obr. 34 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ
- Obr. 35 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ
- Obr. 36 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý bez TZ
- Obr. 37 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý po TZ
- Obr. 38 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý po TZ
- Obr. 39 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. Předlitý po TZ
- Obr. 40 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý HIP+TZ
- Obr. 41 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. Předlitý HIP+ TZ
- Obr. 42 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. předlitý HIP+TZ
- Obr. 43 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ
- Obr. 44 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ
- Obr. 45 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel bez TZ
- Obr. 46 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ
- Obr. 47 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ
- Obr. 48 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel po TZ
- Obr. 49 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ
- Obr. 50 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ
- Obr. 51 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. komolokužel HIP+TZ
- Obr. 52 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ
- Obr. 53 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ
- Obr. 54 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok bez TZ
- Obr. 55 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ
- Obr. 56 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ
- Obr. 57 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok po TZ
- Obr. 58 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ
- Obr. 59 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ
- Obr. 60 Lomová plocha vzorku po tahové zkoušce, vz. blok HIP+TZ

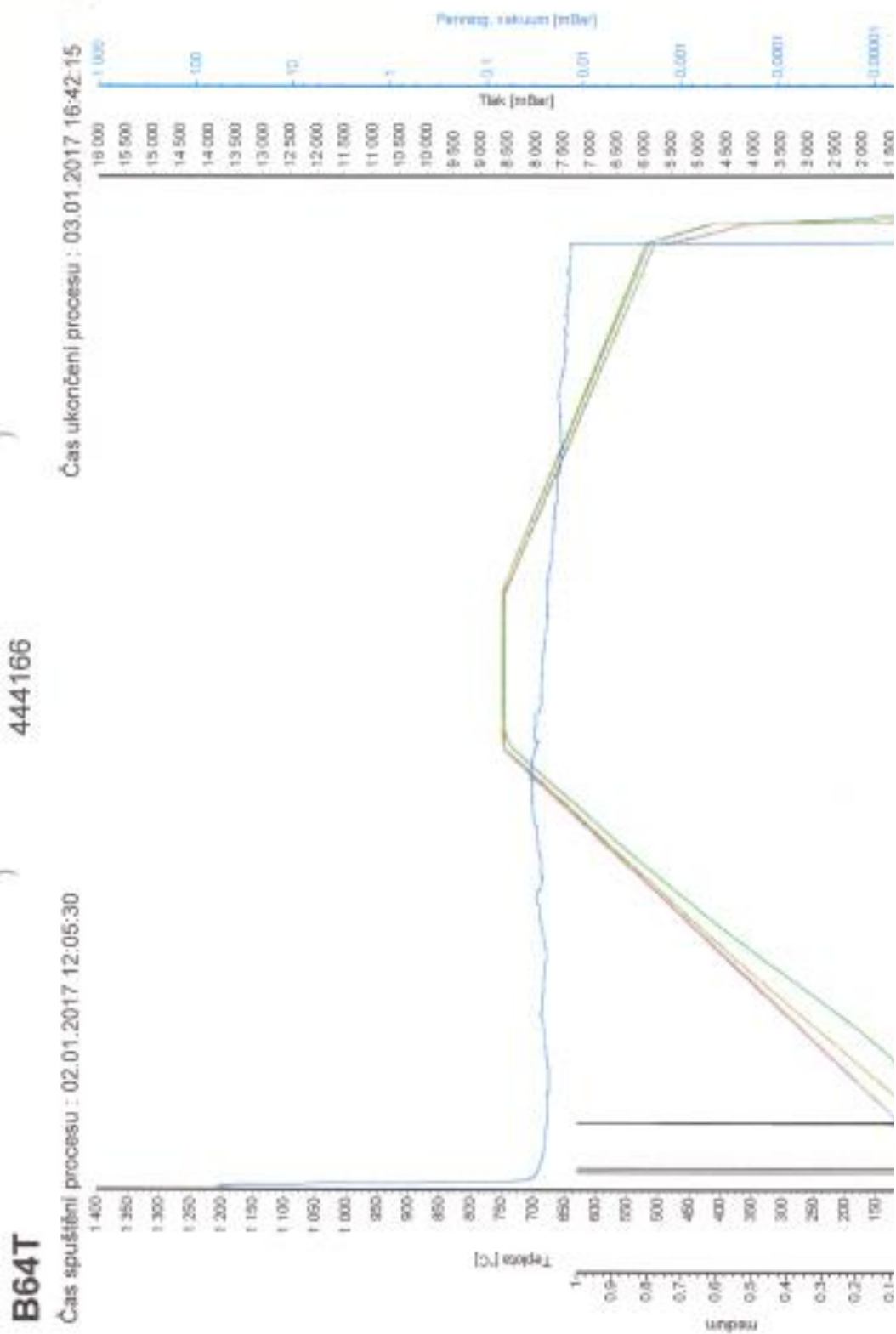
## 14 SEZNAM TABULEK

- Tab. 1 Chemické složení superslitiny Inconel 713LC
- Tab. 2 Vliv legujících prvků na strukturu Ni-superslitin
- Tab. 3 Mechanické vlastnosti vybraných niklových superslitin
- Tab. 4 Mechanické vlastnosti po TZ a HIP superslitiny Inconel 713LC
- Tab. 5 Chemické složení Inconel 713LC (v hm. %)
- Tab. 6 Data získaná z mechanických testů pro vzorky bez TZ
- Tab. 7 Data získaná z mechanických testů pro vzorky po TZ
- Tab. 8 Data získaná z mechanických testů pro vzorky HIP + TZ

## 15 SEZNAM GRAFŮ

- Graf 1 Srovnání tvrdostí u vzorku: předlitý
- Graf 2 Srovnání tvrdostí u vzorku: komolokužel
- Graf 3 Srovnání tvrdostí u vzorku: blok
- Graf 4 Srovnání mezí kluzu vzorek: předlitý
- Graf 5 Srovnání mezí kluzu vzorek: komolokužel
- Graf 6 Srovnání mezí kluzu vzorek: blok
- Graf 7 Srovnání mezí pevnosti vzorek: předlitý
- Graf 8 Srovnání mezí pevnosti vzorek: komolokužel
- Graf 9 Srovnání mezí pevnosti vzorek: blok
- Graf 10 Srovnání tažnosti vzorek: předlitý
- Graf 11 Srovnání tažnosti vzorek: komolokužel
- Graf 12 Srovnání tažnosti vzorek: blok

Příloha č. 1





## Příloha č. 2

Bodycote Hot Isostatic Pressing

### Hip Cycle Chart

Cycle Nbr : 20588 Hip Unit Nbr : 5 Originator : HIP5/RMCI

Start Date : 16/12/2016 01:13 End Date : 16/12/2016 16:35

