

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ
V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

OPTIMALIZACE MAKROSTRUKTURY
ODLITKŮ Z NIKLOVÝCH SLITIN
OPTIMIZATION OF MACROSTRUCTURE OF NICKEL-BASED ALLOYS
CASTINGS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
DIPLOMA THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. MICHAL ŠMÍD

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

doc. Ing. JAROMÍR ROUČKA, CSc.

BRNO 2012

ABSTRAKT

Tato diplomová práce se zabývá ovlivňováním struktury odlitků niklové superslitiny Inconel 713LC silovými účinky aplikovanými na taveninu prostřednictvím vibrace a rotace při krystalizaci. Pro tuto práci byly odlity tři zkušební odlitky s různými podmínkami tuhnutí, pro zkoumání struktury zrn ovlivněné silovým působením kovu. Cílem práce bylo porovnat jednotlivé makrostruktury a mikrostruktury odlitků a následně zjistit závislost zjemnění zrna na mechanických vlastnostech. Po lomu zkušebních tyčí byly metodami světelné a elektronové mikroskopie analyzovány jednotlivé změny ve struktuře.

Klíčová slova

Lití do skořepinových forem, niklové slitiny, struktura slitiny, vliv parametrů krystalizace.

ABSTRACT

This diploma thesis is focusing on possibilities of influencing casting's structure of nickel superalloy Inconel 713LC by force effects caused by vibration and rotation during crystallization. In this research were cast three test castings of turbine wheels with different solidification conditions that have affected the size and distribution of the grains. The aim was to compare the different microstructure and macrostructure of castings and then compare the dependence of grain refinement on mechanical properties. Changes in the structure were analyzed by means of light and electron microscopy methods after the fracture of test bars.

Key words

Investment casting, nickel based alloys, structure of castings, influence of crystallization parameters.

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

ŠMÍD, Michal. *Optimalizace makrostruktury odlitků z niklových slitin*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2012. 82 s., 0 příloh. Doc. Ing. Jaromír Roučka, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma Optimalizace makrostruktury odlitků z niklových slitin vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

25. 05. 2012

.....

Michal Šmíd

Poděkování

Děkuji tímto doc. Ing. Jaromíru Roučkovi, CSc. za cenné připomínky a rady při vypracování diplomové práce.

OBSAH

Abstrakt	3
Prohlášení	5
Poděkování.....	6
Obsah.....	7
Úvod	9
1 Vymezení problému a cíle práce.....	10
2 Rozbor problému	11
3 Vývoj superslitin a jejich uplatnění	12
4 Rozbor niklových superslitin	14
4.1 Výroba odlitků ve slévárně PBS Velká Bíteš	14
4.2 Rozdělení niklových slitin.....	14
4.3 Typy superslitin litých ve slévárně PBS Velká Bíteš	15
4.4 Chemické složení niklových slitin	16
4.5 Mikrostruktura a matrice v niklových superslitinách	18
4.6 Fázové vytvrzování	18
4.7 Primární karbidy.....	19
4.8 Sekundární karbidy	20
4.9 Nežádoucí TCP fáze.....	21
4.10 Fyzikální a mechanické vlastnosti slitiny IN 713LC	21
5 Krystalizace niklových slitin.....	23
5.1 Vliv podmínek tuhnutí na krystalizaci odlitků	25
5.2 Tvorba a vliv mikroporozit.....	31
6 Postup výroby odlitků turbínových kol přesným litím v PBS Velká Bíteš	32
7 Experimentální část	38
7.1 Výroba experimentálních skořepinových forem	39
7.2 Popis makrostruktury odlitku sériového kola 0 (typ TPS 52).....	45
7.3 Požadovaná struktura a velikost zrn odběratelů	48
7.4 Výsledné struktury zrn	49
7.4.1 Vliv silového působení na strukturu lopatek:.....	49
7.4.2 Lopatky bez silových působení na krystalizaci:.....	50

7.4.3	<i>Vliv na strukturu v řezu celého kola</i>	52
7.5	Mikrostruktury odlitků.....	53
7.5.1	<i>Hodnocení mikrostruktury vzorků</i>	55
7.6	Mechanické zkoušky.....	60
7.6.1	<i>Zkouška pevnosti v tahu</i>	60
7.6.2	<i>Zkoušky tvrdosti</i>	67
7.7	Hodnocení lomových ploch vzorků.....	69
Závěr	73
Seznam použitých zdrojů	76
Seznam Tabulek	78
Seznam obrázků	79

ÚVOD

Niklové superslitiny jsou speciálně vyvinuté slitiny, které se uplatňují v oblastech vyžadující žáruvzdornost, žárupevnost a korozivzdornost. Z hlediska použití je největší uplatnění superslitin na bázi niklu pro součásti spalovacích turbín a jejich komponent v leteckém, energetickém a automobilovém průmyslu. Tyto slitiny se vyznačují hlavně vysokoteplotní pevností nad 650°C, rozměrovou stálostí při těchto teplotách a odolností vůči korozi a únavě. Uplatnění v těchto ekonomicky významných odvětvích jsou velice důležitá, a proto je nutné procesy výroby stále inovovat a posouvat se na vyšší stupně díky vylepšování procesů výroby a zavádění nových technologií.

Výroba odlitků ze superslitin vyžaduje velké nároky na výrobu forem a následné tavení a odlévání ve vakuu pro dosažení kvalitních výsledků. V této oblasti výroby se požadují stále větší nároky na rozměrové přesnosti, povrchovou jakost, strukturu a chemickou čistotu odlitku. To vše se musí spojit s předem definovanou strukturou a ekonomickými nároky na výrobu odlitku a jeho výslednou cenou.

Vzhledem k vysoké náročnosti výroby odlitků s jejich velkou přidanou hodnotou je velice důležité seřadit všechny jednotlivé kroky procesu výroby, aby nedošlo k velkým navyšováním nákladů, které se projeví na konečné ceně odlitků. Pro tuto optimalizaci je nutné hledání vhodných dílčích parametrů pomocí numerických simulačních programů a experimentálních zkoušek.

Je nutné hledat nové cesty, jak co nejlépe uspokojit zákazníky s jejich požadavky na odlitky. Jednou z nich je zkoumání makrostruktury, růstu zrn a pochopení a popisu procesu tuhnutí za různých podmínek při odlévání a tuhnutí odlitku. Hledáním nových technologických postupů pro tuhnutí s řízenou krystalizací odlitků se dosáhne výroby jednotných odlitků se stejnou a neměnnou makro- a mikrostrukturou zrn a tím se dosáhne menší zmetkovitosti ve výrobě a většímu uspokojení zákazníka.

1 VYMEZENÍ PROBLÉMU A CÍLE PRÁCE

Cílem této diplomové práce bylo zjistit účinky silových působení na krystalizaci experimentálních odlitků turbínových kol z materiálu IN 713 LC při lití a tuhnutí odlitku a porovnat jednotlivé výsledné struktury zrn v lopatkách a v řezu odlitků oproti odlitkům kol s klidným tuhnutím bez silových působení na krystalizaci. Těmito cestami ovlivnění struktury najít řešení pro další možný způsob výroby odlitků ve slévárně PBS.

Jednotlivé cíle této práce jsou:

- Vzájemně porovnat jednotlivé makrostruktury odlitků, posoudit jejich mikrostrukturu, porovnat rozložení karbidů a zjistit vzájemné rozdíly ve složení a rozložení matrice pomocí laboratorních přístrojů na metalografických vzorcích.
- Z výsledků tahových mechanických zkoušek z tyček z těchto odlitků zjistit jednotlivé mechanické vlastnosti vzniklých struktur a vzájemně tyto výsledky porovnat.
- Na vzorcích z metalografických výbrusů provést zkoušky tvrdosti a porovnat vzájemně jednotlivé výsledky.
- Zjištění případných licích vad a jejich chemický rozbor k jejich identifikaci.

2 ROZBOR PROBLÉMU

Ve slévárně PBS Velká Bíteš byly experimentálně odlity tři odlitky spalovacích oběžných turbín z niklové slitiny IN 713LC. Každý odlitek měl jiné podmínky při odlévání a při tuhnutí. Experiment byl proveden s cílem zjistit, jaké vznikne rozložení a velikost zrn v jednotlivých částech odlitku, vlivem vnějšího silového působení rotací a oscilací na odlitek při lití a po odlití. Snahou je výroba odlitků podle požadavků zákazníků, které budou vyhovovat jak po stránce makrostruktury a mikrostruktury, tak i po stránce mechanických vlastností.

Účelem práce je posouzení makrostruktury odlitků na povrchu a v jejich příčném průřezu a popis vlivu tvorby a růstu zrn v jednotlivých částech turbínového kola za různých podmínek lití a tuhnutí. Protože ovlivňování struktury lze spíše na povrchu a v lopatkách odlitků, silovými účinky na krystalizaci se hledají cesty jak ovlivnit i strukturu uvnitř masivní ho náboje odlitků. Výsledky by měly ukázat vhodné způsoby výroby odlitků a jejich aplikace do výroby pro dosažení požadovaných nároků na odlitky.

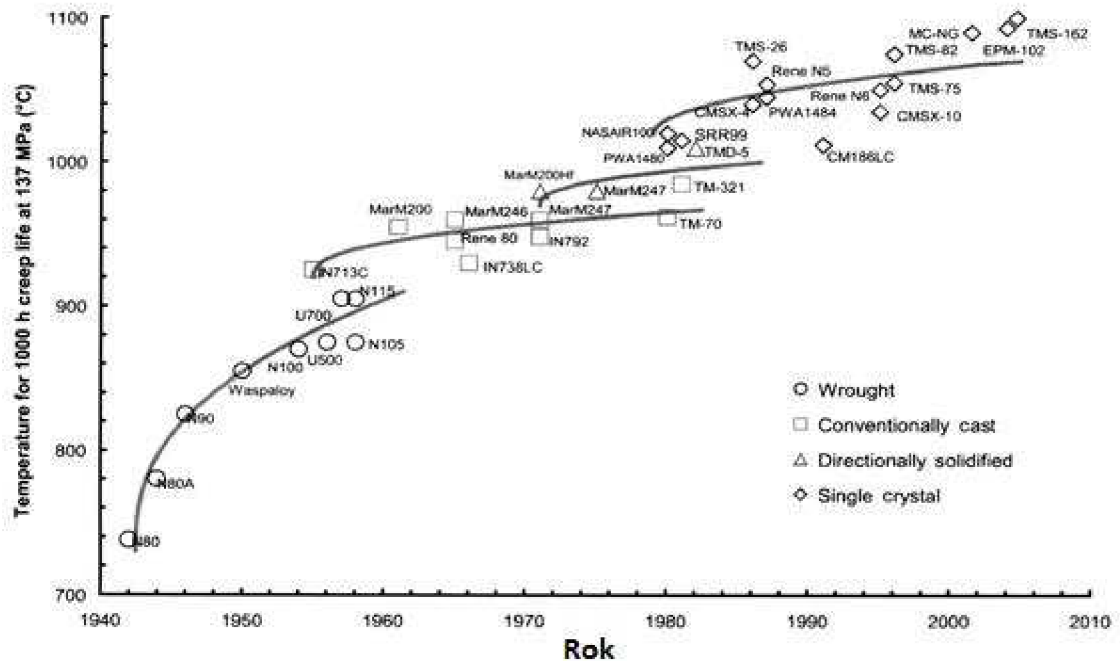
Snahou je tak uspokojit požadavky zákazníků na různé struktury odlitků, které se však ne vždy daří dosáhnout. Každý zákazník má jiné požadavky na vzhled a strukturu konečného odlitku vzhledem k pracovnímu prostředí odlitků a úkolem slévárny je najít cesty, jak tyto cíle plnit. K tomu je důležité zkoumat všechny možnosti a cesty, jak docílit požadované struktury zrn v odlitcích.

3 VÝVOJ SUPERSLITIN A JEJICH UPLATNĚNÍ

Vývoj materiálů pro žárové části spalovacích turbín probíhal odlišně v Evropě a ve Spojených státech. Během 2. světové války byly ve Spojených státech zhotovovány turbínové lopatky pro první spalovací turbíny z Vitalia, slitiny kobaltu užívané ve stomatologii. Kobalt se tak stal v USA na dlouhou dobu hlavní složkou žárovevných slitin pro nejvyšší teploty. Kobaltových slitin se stále používá hlavně při výrobě rozváděcích lopatek přesným litím. [1]

V Evropě se vycházelo při vývoji žárupevných slitin z tzv. topných nichromů, tj. slitin niklu s 20 hm% chromu, u kterých byly postupně uplatňovány různé zpevňovací mechanismy pro zvýšení žárupevnosti. První žárupevná slitina niklu pro výrobu lopatek letecké spalovací turbíny byla vyvinuta v roce 1941 pod označením Nimonic 80, v roce 1945 následovala slitina Nimonic 80A – obr. 3.1. Vysoké obsahy Al a Ti a požadavek vysoké metalurgické čistoty žárupevných slitin niklu si vynutily zavedení vakuového indukčního tavení jak pro výrobu slitin, tak pro jejich přetavování a odlévání odlitků. V polovině padesátých let 20. století začíná být tváření nahrazováno přesným litím do keramických forem zhotovených metodou vytavitelného modelu. V Československu byly první přesně lité odlitky radiálních turbínových kol turbodmychadel ze žárupevné slitiny LVN 4 (čs. ekvivalent slitiny Nimonic 80A) odlity ve slévárně První brněnské strojírny v roce 1963.

První slitina pro odlitky s rovnoosou strukturou odlévané do keramických forem byla vyvinuta v roce 1956 pod označením IN 713 (Inconel alloy), slitina IN 713LC následovala v roce 1965, IN 738 v roce 1969 a IN 792 v roce 1971 - obr. 3.1.



Obr. 3.1 Historický přehled vývoje žárupevných slitin [1]

Výkon a účinnost spalovací turbíny jsou funkcí vstupní teploty. Vývoj byl proto zaměřen na hledání materiálů a technologií výroby lopatek schopných pracovat při rostoucích teplotách ve vysokotlakých stupních turbín - obr. 3.1. Zvyšování žárupevnosti slitin niklu zvyšováním obsahu Al a Ti a tím i podílu fáze γ' ve struktuře nad 60 hm% přineslo některá technologická omezení. Špičkové slitiny nebylo již proto možné tvářet a daly se jen obtížně obrábět.

Pracovní teploty materiálu turbínových lopatek a kol turbodmychadel jsou dány teplotou výfukových plynů, načež tato teplota ani výhledově nepřekračuje u benzínových spalovacích motorů 1000°C. Materiály odlitků žárových částí turbodmychadel vycházejí proto z úrovně žárupevných slitin pro letecké spalovací turbíny z konce 50. a z počátku 60. let. [1]

4 ROZBOR NIKLOVÝCH SUPERSLITIN

4.1 Výroba odlitků ve slévárně PBS Velká Bíteš

Divize přesného lití PBS Velká Bíteš a.s. patří mezi přední evropské slévárny zabývající se odléváním přesně litych odlitků pomocí voskového vytavitelného modelu ze superslitin na bázi niklu a také kobaltu. Dále také odlitky z vysokolegovaných a nízkolegovaných ocelí i vysokolegovaných litin. Divize přesného lití je zaměřena na lití oběžných a rozváděcích kol turbodmychadel. Tyto odlitky se vyrábí ze slitin IN 713C, IN 713LC a N 155. Odlitky pro oběžná a rozváděcí kola pomocných energetických jednotek pro leteckou techniku se odlévají z materiálů IN 713LC a IN 792-5A.

Tavení superslitin na odlitky a odlévání do forem se provádí v elektrických indukčních vakuových pecích. Hmotnost odlitků ze superslitin na bázi niklu je do 20 kg. Převážnou částí produkce slévárny jsou odlitky oběžných a rozváděcích kol turbodmychadel. Dále lopatky plynových turbín a speciální odlitky pro leteckou techniku. Ze superslitin na bázi niklu se odlévají rovněž odlitky pro sklářský průmysl. Slévárna dodává odlitky kromě ČR také do Německa, Itálie, Rakouska, USA, Švédska a na Slovensko. Součástí slévárny přesného lití jsou i laboratoře, kde se odlitky zkouší po stránce mechanické, chemické a dosažené struktury. Odlitky mohou být také kontrolovány potřebnými nedestruktivními zkouškami. [2]

4.2 Rozdělení niklových slitin

Vzhledem ke svým vlastnostem, jako jsou vysoká pevnost za vysokých teplot a odolnost vůči creepu a také odolnosti vůči oxidaci za vysokých teplot, se slitiny niklu dělí na žáruvzdorné a žáropevné. [3]

- **Žáruvzdorné Ni-slitiny** - hlavní přísadový prvek je Cr, který základem pro korozivzdornost slitiny. Množství chromu je v rozsahu 15 až 30 %. Struktura je zpevněna pouze substitučně, což zaručuje vysokou odolnost vůči korozi až do teploty 1150 °C. Nevýhodou těchto slitin je velká rychlost tečení za vysokých teplot. Následkem toho by docházelo ke kritickému

prodlužování lopatek, a tím je jejich aplikace v leteckých motorech nemožná.

- **Žárupevné Ni-slity** - jsou na bázi Ni-Cr. Hlavními přísadovými prvky, tvořící vytvrzující fázi γ' , jsou titan a hliník. Vytváří tak fázi $Ni_3(Al,Ti)$, která je základem žáruvzdornosti slitiny. S přibývajícím množstvím této fáze roste i žárupevnost. Žárupevnosti slitiny přispívá i vhodné tepelné zpracování, při kterém vznikají karbidy $M_{23}C_6$, M_7C_3 nebo M_6C , které tvoří překážku skluzu dislokacím. Použití těchto slitin je do teplot $950^\circ C$. Vzhledem ke své nízké tvárnosti, mohou být tyto slitiny zpracovány pouze pomocí přesného lití.

4.3 Typy superslitin litých ve slévárně PBS Velká Bíteš

Slitina IN 713 LC je nízkouhlíkovou modifikací IN 713 C (LC - low carbon). Patří mezi první lité slitiny tzv. I. generace, kde byla při výrobě aplikována vakuová metalurgie. Snížení obsahu uhlíku působí posun křivky solidu a likvidu k vyšším teplotám a zlepšení některých materiálových charakteristik (zejména plasticity). Tato slitina se běžně používá v litém stavu a z hlediska precipitace topologicky těsně uspořádaných fází během provozní expozice je považována za strukturně stabilní. [4]

Slitina IN 738 a její modifikace **IN 738 LC** patří ve srovnání s IN 713 LC mezi vývojově vyšší materiály tzv. II. generace. Žárupevnost častěji užívané verze IN 738 LC je srovnatelná s IN 713 LC, ale díky vyššímu obsahu Cr a dalších legur je odolnější proti vysokoteplotní korozi. Vzhledem ke komplexnějšímu legování je dražší a technologicky náročnější. V případě nevhodné kombinace obsahů legujících prvků u ní existuje nebezpečí tvorby nežádoucí fáze σ během provozní expozice. Precipitaci této fáze lze zabránit optimalizací chemického složení pomocí metody PHACOMP. Slitina se používá ve stavu tepelně zpracovaném, nejčastěji postupem $1120^\circ C/2h/vzduch.$ + $845^\circ C/24h/vzduch.$ [4].

Slitina IN 792-5A patří mezi vysoce legované niklové superslitiny používaných k výrobě žárových částí plynových turbín. Její předností je velmi vysoká pevnost za normálních i vysokých teplot. Slitina se používá pouze v litém stavu, jako přesně lité odlitky, nebo se díly z této slitiny připravují cestou práškové metalurgie. Slitina je vytvrzena především intermetalickou fází γ' $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Objemový podíl vyloučených částic fáze γ' se pohybuje mezi 45 - 55%. Slitina nejvíce vytvrzuje při teplotě 850°C, kdy byla naměřena nejvyšší tvrdost. Největší pokles tvrdosti, spojený s rozpouštěním částic fáze γ' vyvolalo žíhání při teplotách 1050 - 1100°C. [4]

Slitina Mar M 247 patří do skupiny litých superslitin II generace na bázi Ni, které jsou zpevněny především koherentními precipitáty na bázi A_3B (Ni_3Al , Ni_3AlTi). Tato slitina se s úspěchem využívá při výrobě součástí technologií řízené krystalizace. Slitina se používá pro vysokoteplotně namáhané součásti leteckých motorů pro své výjimečné mechanické vlastnosti za vysokých teplot a odolnosti vůči oxidaci či korozi. Uspořádané kolumnární krystaly v jednom směru navíc zvyšují creepové vlastnosti materiálu. Aby se zvýšil podíl koherentních částic fáze γ' a tím se zlepšila žárovevnost materiálu, je nutné Mar M 247 tepelně zpracovávat. Tepelné zpracování se skládá z rozpouštěcího žíhání (homogenizačního žíhání) při teplotě 1080°C/4h s následným vytvrzováním (precipitačního žíhání) při teplotě 870°C po dobu 20h s následným pomalým ochlazováním na klidném vzduchu. [4]

4.4 Chemické složení niklových slitin

V superslitinách na bázi niklu má nikl největší podíl a v závislosti na typu slitiny jsou přítomny další legující prvky. Nejčastěji jsou to chrom, hliník, kobalt, molybden a přísadové prvky jako wolfram, niob, titan a jiné. Kromě těchto prvků se ve slitinách vyskytují také doprovodné příměsi, mikrolegury a nečistoty. Ty jsou většinou uvedeny jako maximální přípustné množství.

Obsahy vyskytujících se legujících prvků jsou uvedeny v následující tabulce společně s obsahem slitiny IN 713 LC.

Tab. 4.4.1 Rozmezí obsahů prvků u vybraných niklových superslitin [5]

Prvek	Rozmezí obsahu Ni slitin [hm%]	Přípustné rozmezí [hm%]			
		IN 713LC	IN 738LC	IN 792 - 5A	MAR M 247 *
C	0,02 - 0,38	0,03 - 0,07	0,09 - 0,13	0,06 - 0,1	0,15
Cr	5,0 - 25	11,0 - 13,0	15,7 - 16,3	12,0 - 13,0	8,0
Mo	0 - 12	3,8 - 5,2	1,5 - 2,0	1,65 - 2,15	0,6
Al	0 - 6	5,5 - 6,5	3,2 - 3,7	3,15 - 3,6	5,5
Ti	0 - 6	0,4 - 1,0	3,2 - 3,7	3,75 - 4,2	1,0
Ta	0 - 12	1,5 - 2,5	1,5 - 2,0	3,85 - 4,5	3,0
Nb	0 - 5	1,5 - 2,5	0,6 - 1,1	max 0,5	-
Co	0 - 20	max 1,0	3,0-9,0	-	10,0

Pozn.: *u slitiny MAR M 247 je určena pouze střední hodnota

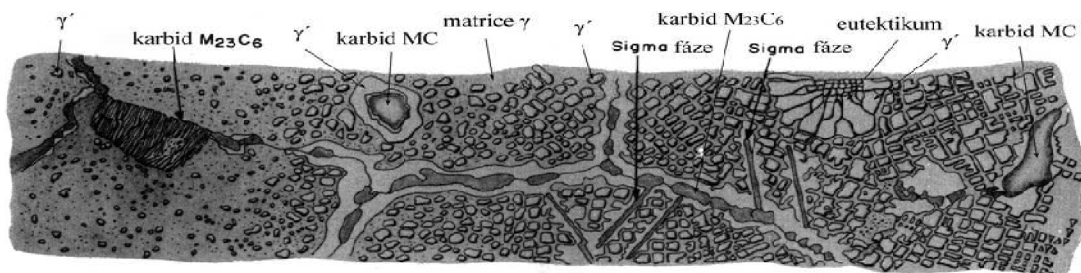
Prvky v tuhém substitučním roztoku niklových superslitin mají za úkol zvýšit pevnost kovové matrice. Mezi nejdůležitější prvky se řadí Cr, Mo, W, Ta. Jejich obsah se značně liší podle typu slitiny. W a Mo sice značně přispívají ke zpevnění matrice, avšak jejich rozpustnost v niklových slitinách není příliš vysoká. Chrom díky své vyšší rozpustnosti v niklových slitinách zajišťuje vysoké zpevnění, ale jeho zpevňovací účinek je menší než u W a Mo. Žárupevnost slitiny zvyšuje substituční rozpouštění kobaltu v matrici což je výhodné hlavně z pohledu zvyšování rekrystalizačních teplot. Al a Ti tvoří v niklových slitinách koherentní precipitáty γ' . Co a Ta zvyšují jejich teplotu rozpustnosti. Uhlík tvoří v superslitinách karbidy avšak je snahou jeho množství u IN 713LC co nejvíce snížit. Během dlouhodobého provozu nebo tepelným zpracováním při vysokých teplotách se mohou karbidy shlukovat na hranicích zrn a tím snižovat pevnostní vlastnosti při vyšších teplotách. Vlivem tvorby karbidů chromu či jiných prvků se tak snižuje odolnost vůči korozi a žáruvzdornosti vlivem ochuzování matrice o tyto prvky. [6]

Niklové slitiny mohou obsahovat také některé příměsi, které se dostávají do slitiny i během technologického procesu z výchozích surovin. Mezi nepříznivé příměsi se řadí plyny O, N, Ar, He. Dále nekovové příměsi fosforu a síry a kovové nečistoty Pb, Bi, Sb, Se, Ag, Cu a Te. Prospěšné prvky, využívající se ke

zpevnění hranic zrn a tím chránící před difuzním creepem na hranicích zrn, jsou B, Zr a Hf. Kyslík a síru lze ze slitiny odstranit rafinačními přísadami Ca, Mg, Ce a La, dále mikrolegováním a jinými technologickými postupy. Důležitým faktorem výroby je lití ve vakuových indukčních pecích. [7]

4.5 Mikrostruktura a matrice v niklových superslitinách

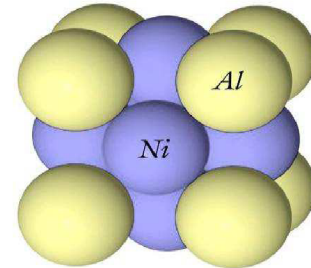
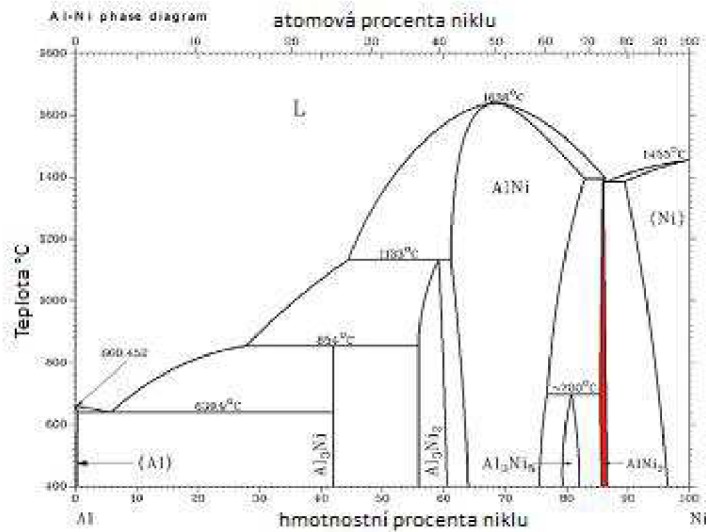
Základní tuhý roztok niklových superslitin tvoří matrice γ , která je tvořena zejména prvky Co, Fe, Cr, Mo, W, Nb a Ta. Matrici γ stabilizují hlavně Ti a Ta. Gama je substituční tuhý roztok niklu a přísad těchto prvků s kubickou plošně středěnou mřížkou FCC. Matrice γ také obsahuje rozpuštěný hliník a titan, ale tyto prvky se při tepelném zpracování a jiných precipitačních procesech vylučují z matrice. [8]



Obr. 4.5.1 Historický vývoj mikrostruktury niklových superslitin a popis jednotlivých struktur [9]

4.6 Fázové vytvrzování

Matrice je v niklových superslitinách vytvrzována nejen substitučně, ale i precipitačně vytvořením fáze γ' . Fáze γ' je intermetalický roztok Ni_3Al nebo $Ni_3(Al,Ti)$. V rovnovážném diagramu Al - Ni níže je fáze γ' zobrazena červeně. Tato fáze vzniká ochlazováním tuhého roztoku γ , který se vylučuje ve formě uspořádaného tuhého roztoku s mřížkou FCC. Může také vznikat při ochlazování z vysokých teplot při provozu a při tepelném zpracování. Může dojít i k částečnému rozpouštění i zpětné precipitaci. Na obrázku níže vidíme základní buňku FCC s atomy Al (Ti) a Ni. Zatímco atomy Ni obsazují místa ve středu stěn, atomy Al a Ti zaujímají místo v uzlových bodech.



Obr. 4.6.1 (Vlevo) Binární rovnovážný diagram Al – Ni: červeně vyznačená je intermetalická fáze γ' [10]

Obr. 4.6.2 (Vpravo) Uspořádání atomů v mřížce fáze Ni₃Al [8]

Precipitační fáze γ' se při ochlazování vylučuje ve formě globulí, krychlí nebo tyčinek. Tvar koherentních částic je dán minimem součtu povrchové a deformační energie. Deformační energie je určena mřížkovou neshodou (misfit), orientací a velikostí precipitátu vyjádřenou pomocí vzorce neshod. [7]

4.7 Primární karbidy

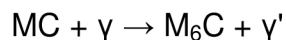
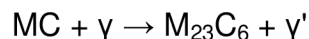
Uhlík vytváří v niklových superslitinách primární karbidy typu MC s prvky W, Ti, Mo, Hf, Ta a Nb. Množství uhlíku v těchto slitinách je v rozmezí 0,02 – 0,3%. Primární karbidy vznikají při krystalizaci taveniny nebo eutektické reakci a vyskytují se ve formě nepravidelných částic s kubickou morfologií. Vyskytují se v mezidendritických prostorech uvnitř i na hranicích zrn. Příliš velké a hrubé primární karbidy jsou nežádoucí, neboť mohou při tepelném či mechanickém namáhání iniciovat vznik trhliny a může dojít až k lomu. Velikost a množství primárních karbidů lze ovlivnit chemickým složením a řízenou rychlostí ochlazování.

Při tepelném zpracování nebo během vysokých provozních teplot se z primárních karbidů typu MC mohou tvořit sekundární karbidy $M_{23}C_6$ nebo M_6C při dostatečném množství prvků Cr, W a Mo. Zabránit tomu lze přidáním Nb, který stabilizuje karbidy MC do teplot 1200 až 1260°C. [7, 11]

4.8 Sekundární karbidy

Sekundární karbidy se tvoří během tepelného zpracování nebo v dlouhodobém provozu při vysokých teplotách nad 1100°C. Podle formy, v jaké se vyskytují, je můžeme rozlišit na karbidy žádoucí nebo nežádoucí. Při vhodném rozložení ve struktuře materiálu mohou zvýšit odolnost proti tečení (creepu).

Při vyšším množství Cr v matrici se vytvářejí kubické karbidy typu $M_{23}C_6$ na hranicích zrn. Pokud jsou obklopeny koherentními částicemi γ' , pak zvyšují odolnost vůči tečení (creepu).



Při vyšších obsazích Cr, Mo a W se tvoří karbidy typu $Cr_{21}(Mo,W)_2C_6$, které ve formě síťoví, desek či nepravidelných částic na hranicích zrn vedou ke snížení tažnosti slitin a zvyšují náchylnost k tvorbě trhlin na hranicích zrn.

Karbidy typu M_6C vznikají při teplotách vyšších jak 800°C (cca 815 až 960°C) při obsahu těžkotavitelných kovů W a Mo větším než 8%. Nejčastěji jsou to $(Ni,Co)_3Mo_3C$ nebo $(Ni,Co)_2W_4C$ se složitou kubickou strukturou, podobně jako $M_{23}C_6$. Vyskytují se především na hranicích zrn. Při vyšších teplotách jsou stabilnější než karbidy typu $M_{23}C_6$. [6, 8, 11]

Fáze	Mřížka	Vzorec	Popis
MC	SCC kubická prostá	TiC, Nb ₄ C, HfC	Složení je různé, tvoří nepravidelné globule. Muže být Ti, Ta, Nb, Hf, Th nebo Zr.
M ₂₃ C ₆	FCC	Cr ₂₃ C ₆ , Fe ₂₃ C ₆ , W ₂₃ C ₆ , Mo ₂₃ C ₆	Může být ve tvaru globulí, desek aj., obvykle se vyskytuje na hranicích zrna.
M ₆ C	FCC	Fe ₃ Mo ₃ C, Fe ₃ W ₃ C, Fe ₄ W ₂ C, Fe ₃ Nb ₃ C, Nb ₃ Co ₃ C, Ta ₃ Co ₃ C	Náhodně distribuované karbidy.
M ₇ C ₃	HCP hexagonální	Cr ₇ C ₃	Vyskytují se pouze v některých slitinách po vystavení teplot nad 1000°C. Nejčastěji tvoří deskovité částice na hranicích zrn.
M ₃ B ₂	SCT tetragonální prostá	Ta ₃ B ₂ , V ₃ B ₂ , Cr ₃ B ₂ , Fe ₃ B ₂ , Mo ₃ FeB ₂ , Nb ₃ B ₂	Vyskytují se v niklových slitinách s obsahem bóru nad 0,03. Vypadají obdobně jako karbidy.
MN	SCC kubická prostá	TiN, ZrN, NbN	Nitridy se vyskytují ve slitinách obsahujících Ti, Ni a Zr. Jsou nerozpustné pod teplotou tavení. Mají kruhové nebo obdélníkové tvary.

Obr. 4.8.1 Příklady karbidů, nitridů a boridů ve struktuře niklových slitin [6]

4.9 Nežádoucí TCP fáze

Nežádoucí TCP fáze (technologically closed packed) - σ , μ a Lavesovy fáze - jsou dlouhé, tenké a protáhlé částice, které jsou vyloučeny na hranicích zrn a jsou velmi tvrdé a křehké. Jejich dopadem jsou špatné mechanické a creepové vlastnosti a způsobují riziko tvorby mikrotrhlin. Dále ochuzují matici o žáruvzdorné prvky a tím snižují žáruvzdornost slitiny.

TCP fáze mají těsně uspořádané atomy ve vrstvách a jednotlivé vrstvy jsou odděleny větší meziatomovou vzdáleností. Mohou se tvořit při tepelném zpracování či dlouhodobým tepelným namáháním. [6]

4.10 Fyzikální a mechanické vlastnosti slitiny IN 713LC

Při zvyšujících se teplotách, cca do 550°C se mechanické charakteristiky této superslitiny výrazně nemění. S růstem teploty až do 700°C dochází k nárůstu pevnostních a poklesu deformačních charakteristik. Po překonání této teplotní oblasti již pevnost klesá.

Tab. 4.10.1 Vliv teploty na mechanické vlastnosti slitiny IN 713 LC [18]

Teplota [°C]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A [%]	E [GPa]
21	895	750	15	195
540	895	760	11	170
650	1080	785	11	165
760	950	760	11	160
870	750	580	12	150
970	470	305	22	140

Snížení obsahu uhlíku způsobuje posun teploty solidu a likvidu k vyšším teplotám a zlepšení některých materiálových charakteristik (zejména zvýšení plasticity a snížení náchylnosti k tvorbě mikroporozity odlitků). (Tab. 4.10.1)

Tab. 4.10.2 Fyzikální vlastnosti slitiny IN 713LC [16]

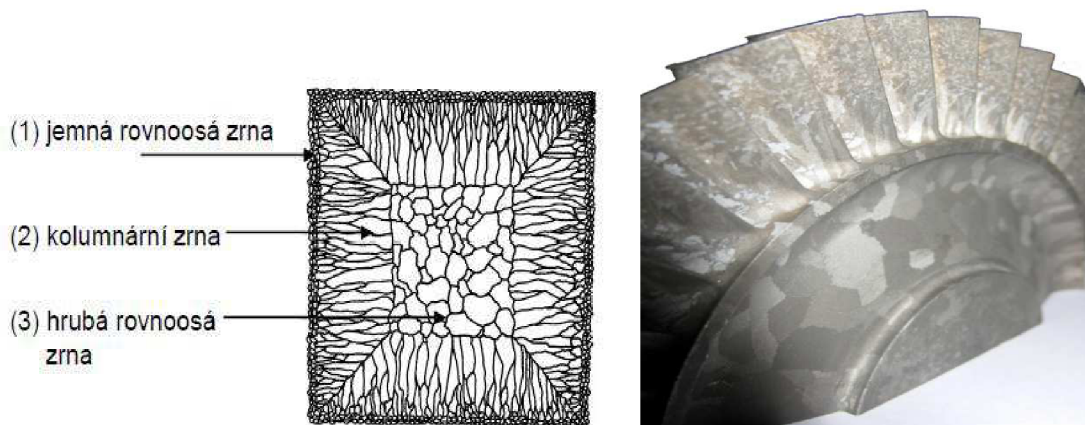
Slitina IN 713 LC	Hustota [kg/dm ³]	T _{Likvidu} [°C]	T _{Solidu} [°C]
	8,01	1321	1288

Vzhledem k obtížné obrobiteľnosti se součásti odlévají s minimálními přídatky na opracování. Typickou technologií pro výrobu odlitků je přesné lití metodou vytavitelného modelu. Vzhledem k vysokému obsahu s kyslíkem reagujících prvků je nezbytná aplikace vakuové technologie. Další tepelné zpracování se již neaplikuje. [18]

5 KRYSTALIZACE NIKLOVÝCH SLITIN

Krystalizace je fázová přeměna (přeměna kapalné fáze na fázi tuhou) s nukleací a růstem zrn s řízeným přenosem tepla, na kterém závisí výsledné vlastnosti niklových slitin. Mechanismus krystalizace je charakterizován vznikem stabilních zárodků a jejich následným růstem. Základní podmínkou pro uskutečnění tohoto mechanismu je dostatečně velké přechlazení taveniny. [18]

Podrobné znalosti a studium krystalizace niklových slitin má velký význam, neboť struktura odlitku má zásadní vliv na řadu materiálových vlastností. Z tohoto důvodu je zkoumán mechanismus vzniku různých typů struktur s cílem řídit proces krystalizace tak, aby bylo dosaženo požadované struktury odlitku a s tím spojených vlastností.



Obr. 5.1 Makrostruktura řezu odlitkem [20]

Obr. 5.2 (Vpravo) Rozložení zrn na odlitku kola ze slitiny IN 713 LC [4]

Na makrostruktuře příčného řezu niklovým odlitkem můžeme zpravidla pozorovat tři různé navazující oblasti morfologie zrn. Dělíme je na oblasti: [19]

- 1) Oblast zrn přiléhající ke stěně formy. Je tvořena jemnými rovnoosými zrny s náhodnou orientací:

- Zrna nukleují na stěně formy. Vznikají vlivem heterogenní nukleace vyvolané tepelným přechlazením taveniny přiléhající ke stěně formy.
- Rozsah nukleace je určen tepelnými podmínkami u stěny, účinností stěny jako podložky pro heterogenní nukleaci a přítomností zárodků. To lze ovlivnit použitím nukleačních primárních vrstev.
- Nukleační teorie o vzniku této oblasti je doplněna o teorii multiplikace dendritů, založené na odtavování os dendritů v důsledku fluktuace růstu, vyvolané konvekcí taveniny.

2) Oblast kolumnárních (sloupcových) zrn. Zrna jsou orientovaná paralelně s odvodem tepla stěnou formy:

- Zrna se vyvíjejí ze zárodků z první oblasti. Vykazují přitom silnou přednostní krystalografickou orientaci odpovídající orientaci dendritického růstu.
- Osy zrn jsou rovnoběžné s maximálním teplotním gradientem.
- Na vzniku přednostního směru růstu se současně podílí kinetika transportu hmoty na fázové rozhraní a anizotropie povrchové energie.

3) Oblast hrubých rovnoosých zrn ve středu průřezu:

- Zrna mají obvykle nahodilou orientaci.
- Vznikají především při nízkých licích teplotách a vysokém obsahu legujících prvků.
- Vznik těchto zrn je dle Chalmerse vlivem heterogenní nukleace, ke které dochází konstitučním přechlazením. Pozdější poznatky naznačovaly teorii vzniku ze zárodků vzniklých na stěnách formy

během lití, které vydržely přehřátí a vlivem proudění byly přeneseny do středu odlitku.

Nejdůležitějším faktorem, určujícím následné vlastnosti, je dle Zemčíka [19] rozsah oblastí kolumnárních a rovnoosých zrn v odlitku.

Je-li cílem řízení krystalizace získání odlitku s izotropními vlastnostmi, je nutné získat jemnozrnnou rovnoosou strukturu. Jsou-li na druhé straně požadovány anizotropní vlastnosti (lopatky spalovacích turbín), je zapotřebí podpořit podmínky příznivé růstu kolumnárních zrn. [19]

Obecně se jemným rovnoosým strukturám dává přednost při nižších provozních teplotách, kde se požaduje odolnost vůči únavě a pevnost v tahu. Při vyšších provozních teplotách je creep omezujícím faktorem a dává se přednost velkým zrnům, zejména pak velkým kolumnárně usměrněným zrnům. Materiál s kolumnárními zrny je výhodnější při tepelném namáhání a má vyšší rázové a creepové vlastnosti z důvodů vyloučení příčných hranic zrn. [16]

5.1 Vliv podmínek tuhnutí na krystalizaci odlitků

Důvodem zjemňování zrna u odlitků z žárupevných slitin niklu je zvyšování odolnosti materiálu proti nízkocyklové, vysokocyklové a tepelné únavě, která je však vykoupena snížením žárupevnosti. Jemnější zrno vede ke zlepšení technologických vlastností materiálu, neboť snižuje sklon odlitků k tvorbě trhlin za tepla. Oproti tomu má hrubozrnná struktura lepší creepové vlastnosti za vyšších teplot než jemnozrnná struktura.

Výsledné mechanické vlastnosti odlitků z žárupevných slitin jsou závislé do značné míry na tzv. primární, neboli licí struktuře. Pro zlepšení vlastností odlitků je proto nezbytné vhodným způsobem primární strukturu ovlivňovat. Řízení krystalizace odlitků z žárupevných slitin niklu bylo zaměřeno dvěma směry: (1.) odlévání odlitků s jemnými rovnoosými zrny a (2.) odlévání odlitků s orientovanými sloupcovými zrny a monokrystaly. [1]

Výroba kvalitních odlitků turbínových lopatek je obtížný proces. Vhodný postup pro výrobu kvalitních lopatek závisí na optimalizaci mnoha procesních proměnných, jako jsou:

- a. lící teplota,
- b. teplota předehřátí formy,
- c. obsah očkovačla,
- d. tloušťka skořepiny,
- e. obalování izolacemi,
- f. vtokové sestavy, atd.

Největší vliv na stejnoměrnost zrn turbínových lopatek má však především rozdíl mezi teplotou lití a teplotou formy než jiné proměnné. [20]

V současné době existuje několik způsobů, jak lze docílit vhodné mikro- či makrostruktury odlitků z niklových slitin. Mezi tyto metody patří: [20]

- variabilní lící parametry (teplota lití, teplota žhání skořepiny)
- mechanické "vibrace" při lití a tunutí
- nukleační činidla v lící vrstvě formy pro zjemnění zrn při výrobě skořepiny (sloučeniny kobaltu – CoO, nebo hlinitan kobaltnatý CoAl_2O_4).

Těmito metodami se ovlivňují velikosti zrn a karbidů, jako i jejich tvar a rozložení v kovové matici.

Nukleačními činidly v primárním obalu keramické skořepinové formy však není možné zjemňovat zrno v masivních discích odlitků axiálních turbínových kol a v nábojích axiálně radiálních turbínových kol. Proto jedinou metodou, jak ovlivnit krystalizaci v masivních částech odlitku, jsou mechanické oscilace.

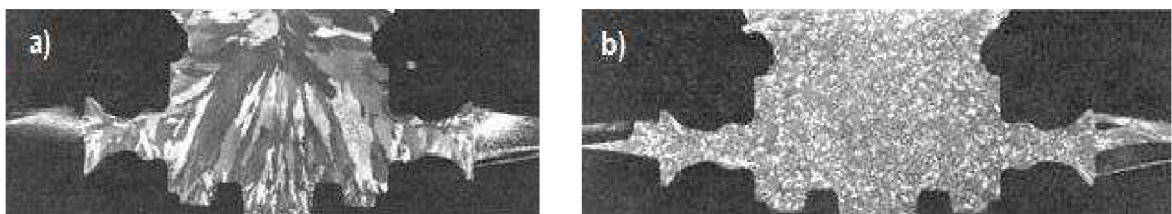


Obr. 5.1.1 Vliv velikosti teploty lití na strukturu

Pozn.: **A)** Odléváno při 1420°C, **B)** odléváno při 1360°C. Zjemnění struktury je nejvíce patrné na povrchu, kde dochází k ovlivnění makrostruktury. Uvnitř odlitku v nejtlustší části je zjemnění struktury méně výrazné kvůli velkému objemu kovu, který tuhne mnohem pomaleji než na povrchu odlitku a v lopatkách.

Pro zjemňování zrna těchto objemných partií integrálně litých turbínových kol byly vyvinuty, případně jsou vyvíjeny, tyto metody: Proces Grainex[®], Proces Microcast - X[®]; Proces FGP; zjemňování zrna intermetalickými inokulanty; odstraňování nežádoucích nekovových vměstků přehřátím taveniny na poměrně vysoké teploty; atd. [1]

Ve všech zmíněných případech vede objemové (endogenní) tuhnutí odlitků ke vzniku rozptýlených kontrakčních dutin, které je třeba odstraňovat izostatickým lisováním za vysokých teplot – HIP (Hot isostatic pressing). [1]



Obr. 5.1.2 Metody zjemnění zrna [1]

Pozn.: **a)** Konvenčně litý odlitek, **b)** odlitek litý metodou Grainex.

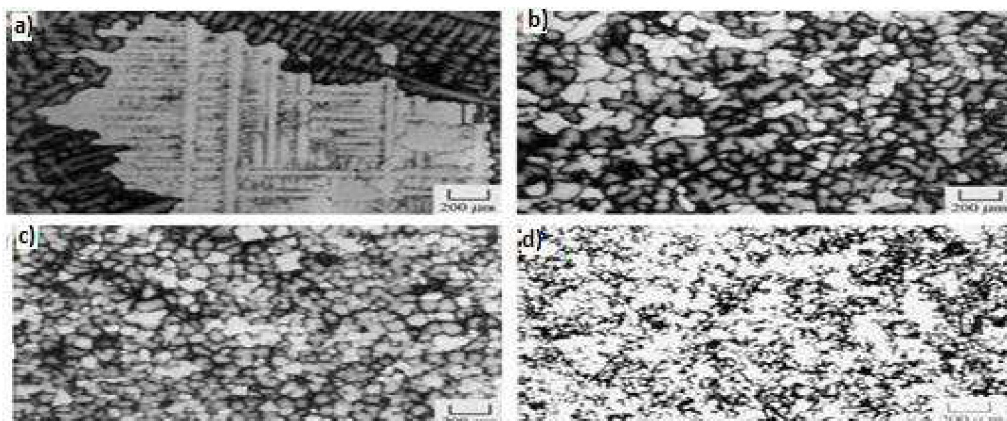
V časopise Materials Chemistry And Physics byla uvedena studie vědců C. N. Wei, H. Y. Bor, C. Y. Ma a T. S. Lee [20], kteří se zabývali vlivem účinků zjemnění zrna na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti slitiny IN 713LC. Ti,

pomocí různých licích parametrů (především teplotou přehřátí kovu) a technikou odstředivého lití, odlévali zkušební tyčky a zkoumali vliv velikosti zrn na mikrostrukturní a mechanické vlastnosti. [20]

Tab. 5.1.1 Vliv přehřátí kovu na velikost zrn [20]

Teplota přehřátí	velikost zrna (μm)
$T_T + 150^\circ\text{C}$	3000
$T_T + 60^\circ\text{C}$	90
$T_T + 20^\circ\text{C}$	65
Odstředivé lití	25

Pozn.: $T_T = 1321^\circ\text{C}$ (teplota likvidu IN 713LC)



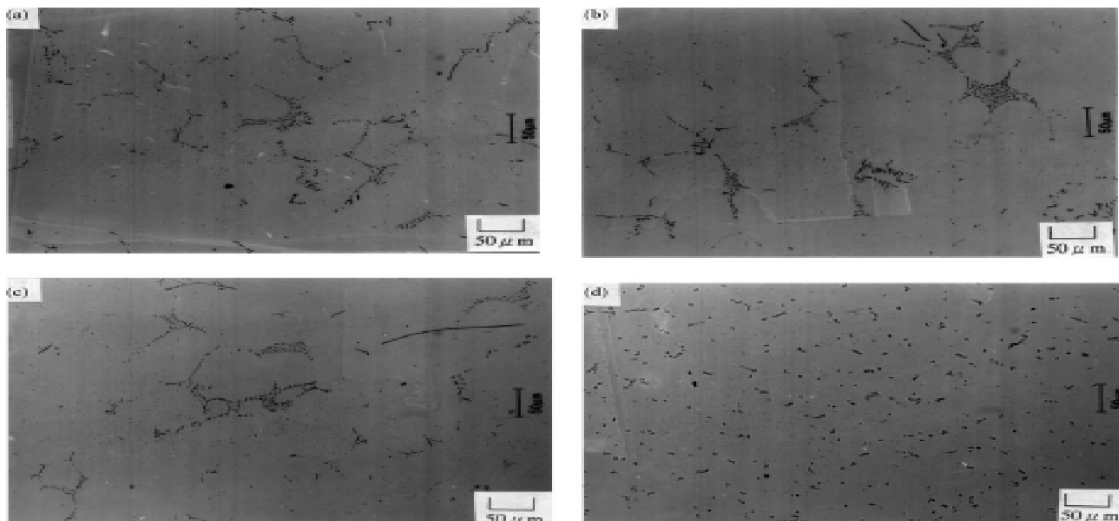
Obr. 5.1.3 Velikost zrna s teplotou přehřátí kovu [20]

Pozn.: a) $T_T + 150^\circ\text{C}$, velikost zrna 3mm, b) $T_T + 60^\circ\text{C}$, velikost zrna 90 μm , c) $T_T + 20^\circ\text{C}$, velikost zrna 65 μm , d) odstředivé lití, zrno 20 μm (vpravo dole)

Tabulka 5.1.3 ukazuje vztah teploty přehřátí na velikosti zrn zkušebních vzorků. Při přehřátí 150°C mají zrna velikost 3mm a mají sloupcovitý tvar. Přehřátí o 60°C zmenší velikost zrn na 90 μm a tvar zrn se změní na rovnoosá jemnozrnná. Při přehřátí na 20°C se zrna zmenšila až na 65 μm . Použitím metody odstředivého lití se zrna zjemnila až do velikosti 25 μm .

S teplotou přehřátí souvisí i velikosti karbidů. Jak je dále ve studii uvedeno[20], velikosti karbidů se s klesající teplotou přehřátí zmenšují, ale jejich struktura se nijak výrazně nemění. Velikost karbidů klesá od velikosti 3,37 do 2,68 μm u přehřátí od 150°C do 20°C . Až u odstředivě litých zkušebních tyček se

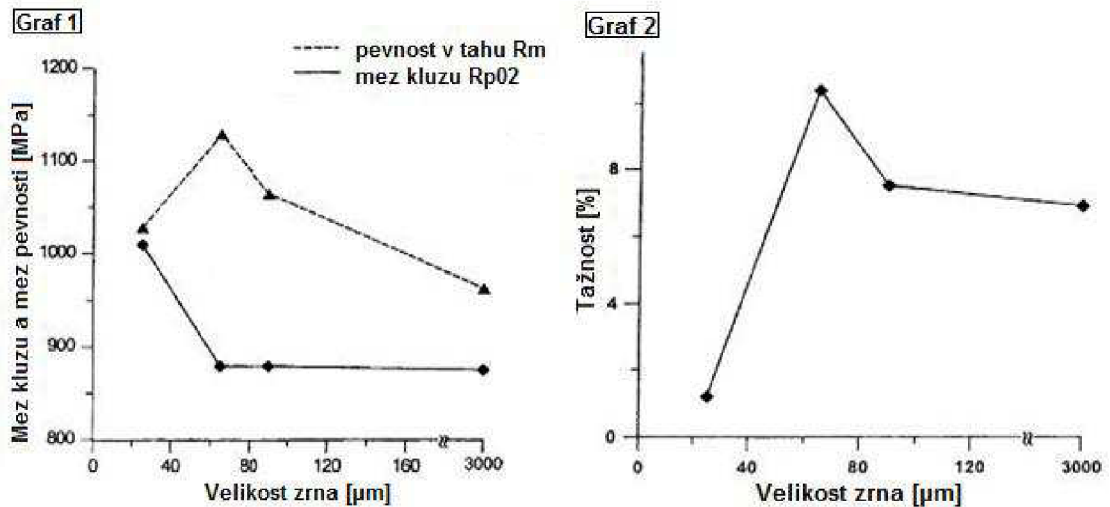
jejich struktura výrazně zjemnila a tvar karbidů se přetvořil ze síťoví do drobných kuliček (sferoidizoval) na velikost $1,28 \mu\text{m}$. [20]



Obr. 5.1.4 Velikosti a morfologie karbidů v závislosti velikosti přechlazení [20]

Pozn.: **a)** $T_T + 150^\circ\text{C}$ velikost karbidů $3,37 \mu\text{m}$, **b)** $T_T + 60^\circ\text{C}$ velikost karbidů $2,68 \mu\text{m}$, **c)** $T_T + 20^\circ\text{C}$ velikost karbidů také $2,68 \mu\text{m}$, **d)** odstředivé lití, velikost karbidů $1,28 \mu\text{m}$.

Také vztah mechanických vlastností a zjemnění struktury je zjevný. Mez kluzu u tahových zkoušek při teplotě 20°C se zvyšuje se vzrůstajícím zjemněním zrna a dosahuje 1010MPa , když jsou zrna zjemňována do velikosti $25 \mu\text{m}$. Z hlediska meze pevnosti jsou chování poněkud odlišná. Pokud je velikost zrna mezi $65 \mu\text{m}$ a 3mm , mez pevnosti při zjemnění zrna se výrazně zvýší. Nicméně když se zrno zjemní až na $25 \mu\text{m}$, mez pevnosti klesá. Stejný výsledek platí i pro tažnost při pokojové teplotě. Jak je ukázáno na obr. 5.1.6, tažnost je úměrná se zjemněním zrna, ale klesne na $1,2\%$, když je zrno zjemněno do velikosti $25 \mu\text{m}$ odstředivým litím. [20]



Obr. 5.1.5 Závislost meze kluzu a pevnosti na velikosti zrn (vpravo) [20]

Pozn.: Závislost meze kluzu Rp0,2 a meze pevnosti Rm na velikosti zrn. Zatímco mez kluzu stále roste a je maximální při velikosti zrna 25 μm , pak mez pevnosti stoupá do velikosti zrn 65 μm a poté u jemnějších zrn prudce klesá.

Obr. 5.1.6 Závislost tažnosti A5 na zjemnění zrna [20]

Pozn.: Tažnost se zjemněním struktury do velikosti zrna 65 μm stoupá, avšak poté prudce klesá u zrn velikosti 25 μm

Zjemněním karbidů se jejich dislokační schopnost zlepší a tím se zvyšuje mez kluzu i pevnosti. Snížení meze pevnosti u tyček s velikostí zrn 25 μm může být vlivem mikroporozit v důsledku odstředivého lití. Mnoho mikroporozit se generuje uvnitř odlitku z důvodu zvýšení rychlosti doby tuhnutí a smršťování kovu, které vede k dřívějšímu zlomení zkušebních tyček, a vede k prudkému poklesu meze pevnosti a tažnosti. [20]

Výsledky z publikované studie ukazují, že velikost zrna a teplota přehřátí vysoce korelují, neboť zjemnění zrna je úměrné s poklesem teploty přehřátí. Hlavním principem je snížení teplotního gradientu mezi tekutým kovem a teplotou formy vlivem snížení teploty lití a řízením teploty formy tak, aby se zkrátila doba tuhnutí, a tudíž omezil růst zrn. Působením vnější síly na slitinu během lití a tuhnutí, vytvářením vibrací nebo jiných narušení, se dendritická struktura rozdrobí a vytváří se více nukleačních zárodků, čímž lze dosáhnout požadovaných účinků zjemnění zrn. [20]

5.2 Tvorba a vliv mikroporozit

Ve studii v časopisu AFS z výzkumu E. Changa [21] se zkoumalo rozložení a vliv mikroporozity na mechanické vlastnosti turbínových lopatek z materiálu IN 713LC. Z výsledků je zřejmé, že mikroporozita se obecně vyskytuje v mezidendritické oblasti a na hranicích zrn. Obsah porozity a její lokální maximální velikost se mění s průřezem odlitku. Obvykle se vyskytují u nejtlustších podélných průřezů. Tuhnutí niklových superslitin je kašovitě a ke vzniku mikroporozit dochází v posledních stádiích tuhnutí, když se kapilární tuhnutí stává nedostačujícím.

Nejdůležitějším procesní proměnné jsou předehřívací teplota formy a způsob sestavení lopatek, které určují celkový obsah porozity. Dalším důležitým faktorem je způsob sestavení lopatek do stromečku.

Obsah pórů závisí na rychlosti ochlazování nebo na vzdálenosti větví sekundárních dendritů. Vzhledem k tomu má očkovadlo velký podíl. Vliv očkovadla na obsah mikroporozity je znatelný, pokud je forma předehřátá na 1100°C. Vliv ale velmi klesne, pokud je teplota kolem 1000°C. Důvodem, proč má teplota formy vliv na obsah porozity je ten, že teplota formy ovlivňuje rychlost ochlazování odlitku lopatky a tím i vzdálenost sekundárních dendritických větví (SDAS). Při vysoké teplotě formy (1100°C) je vzdálenost SDAS poměrně velká, očkovadlo snižuje efektivní SDAS a tedy snižuje obsah porozity. Celkový obsah porozity se tedy zvětšuje se zmenšujícím SDAS. [21]

6 POSTUP VÝROBY ODLITKŮ TURBÍNOVÝCH KOL PŘESNÝM LITÍM V PBS VELKÁ BÍTEŠ

Odlitky turbínových kol se vyrábějí metodou přesného lití pomocí vytavitelného voskového modelu. Tato metoda umožňuje vyrábět odlitky tvarově velmi složité s malými rozměrovými tolerancemi a s velmi dobrou povrchovou jakostí. Jednotlivé kroky výroby ve slévárně PBS jsou:

1) Výroba voskového modelu v matečné formě – do kovové matečné formy se pomocí vstříkolisu vstříkne roztavená směs vosku. Vosk ve formě ztuhne a po rozebrání formy se voskový model odlitku vyjme. Pro voskové modely se používá vosk REMET, typ RF1 - 478, který je plněn 30% polystyrenu. Tento vosk je určen pro rozměrově středně velké odlitky.

Voskové modely se po vyjmutí očistí a zkontrolují a poté se sestaví přilepením buď na voskový vtokový kůl do stromečku, nebo se na větší modely přilepí vtokový kůl, který slouží zároveň jako nálitek.

2) Výroba skořepin – keramická skořepina se vyrábí obalováním voskových modelů, tj. namočením v keramické břečce a následným posypem keramického ostřiva. Vzniklá vrstva se nechá vysušit a postup se opakuje. Skořepina má několik obalů v závislosti na velikosti odlitku kol. Čím větší odlitek kola, tím více obalů. Obaly musí být dostatečně pevné, aby vydržely následující technologické operace.

Kontaktní obal - provádí se ručně v keramické břečce a Molochitu

- Keramická břečka (složení: ostřivo - Zircon Florida kalcinovaný 200 Mesh/voda od firmy DuPont, pojivo - Primcote od firmy Ransom & Randolph + přísada hlinitanu kobaltnatého pro zjemnění velikosti zrn CoAl_2O_4),
- Posyp - Molochit (50/80 Mesh).

1. Zpevňovací obal - provádí se automaticky s pomocí robotu od firmy ABB.

- Keramická břečka (složení: *ostřivo* - Molochit 200 Mesh/voda, *pojivo* – Customcote firmy Ransom & Randolph),
- posyp - Molochit (30/80 Mesh).

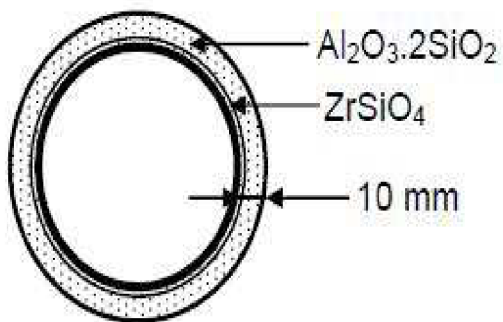
Ostatní zpevňovací obaly - provádí se automaticky na robotu ABB

- Keramická břečka (složení: *ostřivo* - Molochit 200 Mesh/voda, *pojivo* - Customcote),
- posyp - Molochit (16/30 Mesh).

(Mesh = jednotka odpovídající počtu ok síta na jeden čtvereční palec (2,54 cm), jehož otvory odpovídají průměru drátu síta. Označení /voda znamená, že hodnota byla zjištěna "mokrým" proséváním - plavení na sítě).

Standardně se provádí 8,5 a také 9,5 obalů odlitku. To znamená, že stromeček má 9 obalů a nakonec je přemočen v břečce již bez dalšího posypu. To se provádí proto, aby se zamezilo odpadávání volných zrn písku (posypu) z povrchu skořepiny. [16]

3) Sušení skořepiny - mezi jednotlivými obaly je doba sušení minimálně 3 hodiny. Po dokončení všech obalů se skořepina nechá nejméně 24 hodin proschnout. Teprve poté se z ní může v boilerklávu vytavit vosk.



Obr. 6.1 Řez skořepinovou formou (vlevo) [16]

Pozn.: Celkový počet obalů je 9 až 10, tloušťka skořepiny je kolem 10 mm

Obr. 6.2 Skořepina obalená tkaninovou izolací Sibral [16]

Pozn.: Foto - chlazení odlitku po vyjmutí z pece

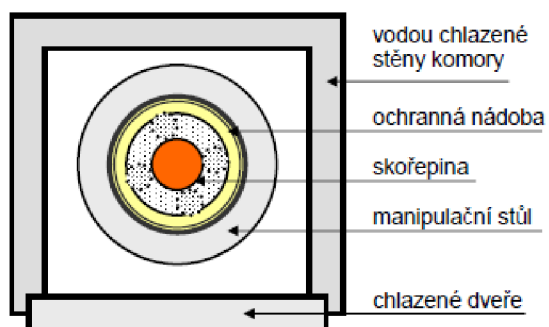
4) Vytavování vosku - vosk se ze skořepin vytaví v zařízení zvaném boilerkláv od firmy LBBC, kde se vytavení vosku provádí pomocí tepelného šoku vlivem přehřáté vodní páry působící na skořepinu při teplotě od 135 do 165°C a při tlaku okolo 0,3 až 0,6 MPa. Skořepiny jsou umístěny vtokem dolů, aby vosk snadno odtékal. Vosk ze skořepin volně odtéká a zachycuje se ve sběrné nádobě. Po regeneraci se vosk opět vrací do výroby voskových modelů.

5) Žihání skořepin - před odléváním se skořepiny žihají v plynových žihacích pecích při teplotě 1050°C po dobu minimálně 4 hodin. Za tuto dobu lze předpokládat, že teplotní pole skořepiny je homogenní. Žihání se provádí v žihací peci Thermidor od stejné firmy (příkon 3x80 kW, max. teplota 1250°C).

Žihání se provádí z důvodu zhutnění struktury keramiky k dosažení potřebné pevnosti skořepiny. Dále pro odstranění zbytků vosku a těkavých látek po vytavování vosku a nakonec z důvodu přehřátí formy před litím.

Při žhání dochází, v závislosti na teplotě žhání, k morfologickým změnám fáze SiO_2 . Tyto změny jsou doprovázeny změnami měrného objemu a jsou příčinou rozměrových změn a zejména pnutí ve skořepinách a popřípadě jejich praskání.

- Před žháním se skořepiny obalují izolačním materiálem Sibral z hlinito-křemičitých vláken ve formě textilií. Výhody tohoto materiálu jsou nízká tepelná vodivost, nízká objemová hmotnost, vysoká tepelná odolnost a snadná aplikace. Výsledkem aplikace izolace je dosažení strmého teplotního gradientu a zmenšení ochlazování skořepiny při transportu ze žhací pece do licího pole vakuové pece.
- **Transport ze žhací pece do kokilové komory vakuové pece**
- při transportu vyžhané skořepiny dochází k celkovému ochlazování ze žhací teploty. Odvod tepla se uskutečňuje sáláním a konvekcí do okolního prostředí. Snahou je, aby transport proběhl co nejrychleji pro co nejvyšší teplotu skořepiny při odlévání. Nemělo by dojít k většímu ochlazení skořepiny před odlitím, jinak by mohlo dojít k nehomogennímu teplotnímu poli ve skořepině.



Obr. 6.3 Schéma umístění skořepiny v kokilové komoře vakuové pece [17]

Obr. 6.4 (Vpravo) Obrázek skořepiny v kokilové komoře [17]

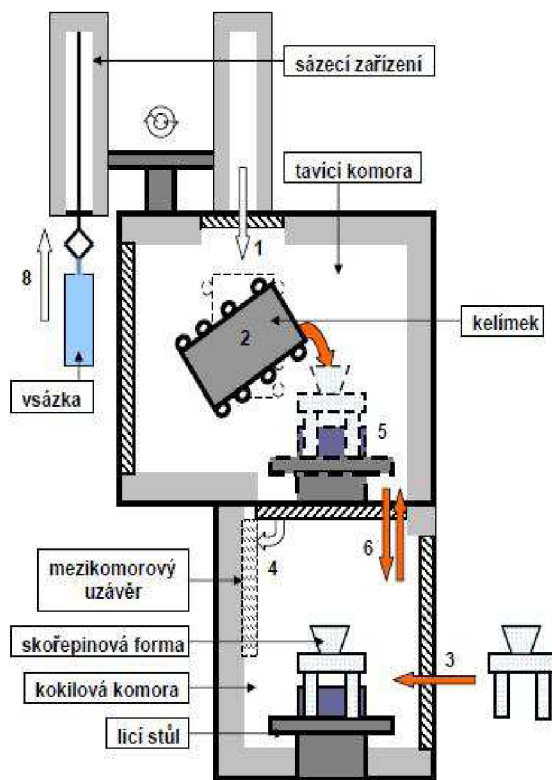


6) Odlévání - experimentální skořepinové formy byly odlity ve vakuové indukční peci VIM-IC 5E/II od firmy ALD. Ve srovnání s procesem tavení na vzduchu, se odléváním superslitin ve vakuových pecích dosahuje hlubokého odplynění a dezoxidaci a díky dlouhé výdrži ve vakuu a promíchávání lázně obsahuje slitina nepatrné množství nekovových vměstků. Ve vakuu se rovněž zlepšuje zabíhavost slitin, což dovoluje odlévat velmi složité tenkostěnné odlitky. Slévárenské vakuové indukční pece natavují vsázku v podobě ingotů předepsaného složení. Během tavby se již neprovádí žádné rafinační pochody.

Princip činnosti pece je ten, že ve vakuové komoře je pomocí induktoru v žáruvzdorném kelímku natavena vsázka a provedeno odlití odlitků nebo ingotů. Uspořádání komor pece VIM IC 5E je dvoukomorové vertikální (obr. 6.5 a 6.6). Tavící komora je od kokilové oddělena vakuovým uzávěrem. Obě komory jsou opatřeny vraty. Forma se k lití dopravuje hydraulicky na stole, výšku zdvihu lze regulovat.

Pec je opatřena vsázecím zařízením pro vsázení pod vakuem a ponorným a optickým pyrometrem. Má dvě větve vývěv, tzv. jemná a hrubá. K peci jsou připojovány vývěvy soustavou tlakových a koncových spínačů. K měření vakua slouží řada přístrojů, připojených ke všem komorám.

Postup při odlévání v peci VIM-IC (obr. 6.5): **1)** Do kelímku je pod vakuem vsazena vsázka, **2)** Vsázka je natavena a je dosaženo lící teploty, **3)** Do kokilové komory je vložena vyžíhaná keramická forma, **4)** Kokilová komora je odsáta a po vyrovnání tlaků otevřen mezikomorový vakuový uzávěr, **5)** Forma je dopravena k lití a odlita, **6)** Odlitá forma je dopravena zpět do kokilové komory a uzavřen mezikomorový uzávěr, **7)** Kokilová komora je zavzdušněna, **8)** Do vsázecího zařízení je vložena nová vsázka a vsázecí zařízení odsáto.



Obr. 6.5 Schéma dvoukomorové vakuové indukční pece s vertikálním uspořádáním komor [17]

Obr. 6.6 Vakuová indukční pec VIM-IC 5E/II firmy ALD [18]

Po odlití se odlitky vyjmou ze spodní komory pece a přenesou se na chladicí pole. Zde se hladina kovu zasype exotermickým zásypem typu AM2. Odlitky zde chladnou do úplného vychladnutí.

- 7) Dokončovací operace** – úprava odlitků se provádí různými způsoby jako je broušení, tryskání nerezovým granulátem, začišťování vtoků, zabrušování atd. Cílem je odstranění zbytků skořepiny a dosažení vhodné povrchové jakosti před expedicí.

7 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Pro experimentální účel se odlily celkem tři odlitky turbínových kol z materiálu IN 713 LC modelů typu HPR 5000 ve vakuových pecích do skořepinových forem.

Snahou bylo zjistit účinky silových působení na krystalizaci odlitků při lití a tuhnutí odlitku a porovnat jednotlivé výsledné struktury zrn v lopatkách a v řezu odlitků oproti odlitkům kol s klidným tuhnutím bez silových působení na krystalizaci.

Sledované silové vlivy při tuhnutí odlitku byly rotační a oscilační pohyb keramických skořepin. Tyto odlitky se porovnávaly s odlitky s klidným tuhnutím kovu ve skořepině bez silových vlivů na krystalizaci a dále se sériově vyráběným odlitkem, který má také klidné tuhnutí, ale byl odlit při nižší lici teplotě. Všechny odlitky byly po odlití a dokončení rotací či oscilací vyjmuty z pece a dále chladly na chladícím poli mimo pec.

Aby se mohly všechny odlitky vzájemně porovnávat, byla výroba experimentálních skořepin i výrobní postupy stejné jako u sériové výroby kol stejného typu. Společně s tím byl také stejný postup obalování izolacemi a doby žíhání skořepin v peci.

Po hodnocení makrostruktury odlitků se zkoumal vliv zjemnění zrna na výsledných hodnotách z mechanických zkoušek. Provedena byla tahová zkouška a zkouška tvrdosti.

Společně s tím se také prováděly rozborů mikrostruktury a lomových ploch.

7.1 Výroba experimentálních skořepinových forem

Všechny experimentální skořepinové formy byly vyrobeny standardním způsobem výroby forem v PBS Velká Bíteš, aby bylo možné porovnat výsledky experimentu se sériově vyráběnými odlitky.

Formy jsou tvořeny z jednoho turbínového kola, které je spojeno s velkým vtokem, který zároveň funguje jako náliček pro dosazování kovu.

Voskové modely byly zhotoveny z voskové hmoty firmy Remet na vstřikovacím lisu Shell-O-Matic (*parametry*: vstřikovací tlak - 8 až 9 MPa, čas nástřiku vosku 1 min, čas chlazení vosku 4 až 4,5 min) vstřikováním do kovové matečné formy.

Před obalováním jsou voskové sestavy odmaštěny speciálním prostředkem na odmašťování voskových modelů - Pattern Wash, též od firmy Remet.



Obr. 7.1.1 Voskový model turbínového kola.

Výroba keramických skořepinových forem:

- Výroba 1. kontaktního obalu: použila se keramická břechka na vodní bázi s plnivem Zirkon Florida $ZrSiO_4$ 200 Mesh/voda firmy DuPont (zrno $d_{max} = 0,075$ mm), pojivo Primcote firmy R&R + hlinitan kobaltnatý $CoAl_2O_4$ pro zjemnění zrna a posyp molochit 50/80 Mesh.
- Pro 2. zpevňovací obal se použilo břechky na lihové bázi s plnivem molochit $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ 200 Mesh/voda s pojivem Customcote firmy R&R a posyp molochit 30/80 Mesh ($d = 0,18 - 0,5$ mm).
- Pro 3 až 9. obaly se použil posyp molochit 16/30 ($d = 0,5$ až 1 mm) a stejné břechky jako pro druhý obal.

Čas sušení mezi obaly byl minimálně 3 hodiny a celkový počet obalů byl 9,5. První 3 obaly byly zhotoveny ručním obalováním, zbylých 6 pak na robotické obalovací lince od firmy ABB.

Tloušťka experimentálních skořepin je okolo 1cm, což odpovídá 9,5 obalům.



Obr. 7.1.2 Řez skořepinou

Obr. 7.1.3 Keramická skořepina před obalem izolací.

Vytavení vosku z dutiny forem probíhalo v parním bojlerklávu od firmy LBBC při tlaku 9 bar. Po vytavení vosku byly skořepiny z důvodů vysušení ponechány 24 hod k temperování. Následně byly skořepiny žíhány v plynové žíhací peci firmy Thermidor po dobu 3 hodin při teplotě 1050°C pro odstranění zbytků vosku a vody a dosažení požadovaných mechanických pevností.

Po ochlazení skořepin na teplotu okolí bylo na formách aplikováno zaizolování a před samotným odléváním znovu vloženy do žíhací plynové pece.

Aplikace izolací

Jako materiál pro obalování tepelnou izolací se ve slévárně PBS používá izolace Sibrál od firmy Unifrax. Tento materiál je vyrobený z hlinito-křemičitých vláken o tloušťkách 6,5 až 20 mm. Aplikací izolací se zvětší celý tepelný odpor soustavy a tím se celkový přenášený tepelný tok sníží, takže celá skořepina se bude déle ochlazovat.

Například vhodnou aplikací izolací pouze na části skořepiny lze vytvořit uvnitř skořepiny podélný teplotní gradient a tím dosáhnout požadovaného usměrněného tuhnutí.

Experimentální odlitky byly obaleny izolací Sibrál po celém obvodu skořepiny. Kolem obvodu lopatek se obalovalo izolací tloušťky 6,5 mm a vtokový kůl se obalil dvěma vrstvami izolace tloušťky 13 mm (viz obr. 7.1.4).



Obr. 7.1.4 Obalení skořepiny izolací Sibrál

Odlévání odlitků do forem

Průběh a parametry lití experimentálních odlitků jsou znázorněny níže v tabulce 7.1.1. V tabulce jsou hodnoty a parametry tří experimentálních kol modelu HPR 5000 společně se sériovým odlitkem TPS 52.

Před samotným odléváním byly zaizolované skořepinové formy žíhány v plynové žíhací peci firmy Thermidor po dobu šesti hodin na teplotu 1050°C, aby bylo teplotní pole skořepiny homogenní.

Po vyjmutí ze žíhací pece byly skořepiny umístěny do speciálně vyrobené ochranné plechové nádoby na manipulačním stole do spodní komory vakuové pece. Po uzavření dveří a po vyrovnání vakua obou komor došlo k otevření mezikomorového uzávěru, licí stůl se skořepinou v ochranné nádobě vyjel do tavící komory, došlo k odlití.

Protože se od této chvíle liší jednotlivé postupy odlévání experimentálních odlitků kol, jsou jednotlivá kola popsána níže.

Jednotlivé 3 experimentální odlitky byly odlity takto (viz tab. 7.1.1):

- **Odlitek kolo 1: *Klidné tuhnutí bez silového působení*** – odlitek byl odlit bez pohybu skořepiny. Po vypuštění vakua sjel odlitek zpět do spodní komory, odkud byl vyjmut a umístěn na chladicí pole.
- **Odlitek kolo 2: *Rotace při odlévání a tuhnutí*** – před odléváním se forma roztočila na 100 otáček/min a při těchto rotacích se následně odlévalo. Forma rotovala po dobu 3 minut. Poté se rotace zastavili a po odsátí vakua sjela forma do spodní komory, odkud se poté vyjmula ven na chladicí pole.
- **Odlitek kolo 3: *Oscilace při tuhnutí*** – odlitek byl odlit bez pohybu skořepiny. Po odlití byl vystaven změnám rotace (oscilacím) po dobu 5 minut. Po ukončení oscilování a vyrovnání vakua sjel odlitek do spodní komory a byl vyjmut na chladicí pole.

- **Odlitek kolo 0: Sériový odlitek, tuhnutí bez silových působení** – odlitek byl odlit stejně jako odlitek kola 1 bez silových vlivů na krystalizaci odlitku. Po odlití byl vyjmut z pece na chladicí pole. Rozdíl od kola 1 je pouze v teplotě lití, kterou má kolo 0 nižší a v menší velikosti odlitku.

Experimentální odlitky se liší pouze průběhem odlévání, jinak s nimi bylo manipulováno stejně jako s odlitky v sériové výrobě.

Tab. 7.1.1 Parametry výroby odlitků turbínových kol pro experiment

Materiál IN 713 LC				
značení	kolo 1	kolo 2	kolo 3	kolo 0
popis	klidné tuhnutí	rotace	oscilace	sériové - klidné tuhnutí
název modelu	HPR 5000	HPR 5000	HPR 5000	TPS 52
vsázka	20,8 kg	20,6 kg	20,5 kg	16 kg
odléváno na peci	VIM-IC 5E/II	VIM-IC 5E/II	VIM-IC 5E/II	VIM-IC 5E/II
čas žíhání skořepiny	6 hodin	6 hodin	6 hodin	min 4 hodiny
teplota žíhání skořepiny	1050°C	1050°C	1050°C	1080°C
teplota odlévání	1423°C	1423°C	1423°C	1400°C
vakuum v peci	$2,5 \cdot 10^{-3}$ mbar	$2,5 \cdot 10^{-3}$ mbar	$2,5 \cdot 10^{-3}$ mbar	$2,5 \cdot 10^{-3}$ mbar
pohyb při lití	bez pohybu	rotace 100ot/min (po směru hod. ručiček)	bez pohybu	bez pohybu
pohyb po odlití	bez pohybu	rotace 100ot/min po dobu 3 min (po směru hod. ručiček)	oscilace 10ot/min po 5 sekundách po dobu 5 min	bez pohybu

Tab. 7.1.2 Časový režim skořepin

Časy manipulace se skořepinami [s]	
čas od vyjmutí ze žíhací pece do uzavření spodní komory pece	20 s
čas od odsátí vakua v peci do odlití do skořepiny	85 s
čas od odlití do zavzdušnění kokilové komory a vyjmutí skořepiny na chladicí pole (bez rotací a oscilací)	55 s

Popis zařízení pro rotaci a oscilaci forem

Zařízení pro rotaci a oscilaci skořepinových forem je součástí manipulačního licího stolu uvnitř kokilové komory pece. Toto rotační zařízení bylo vyvinuto a zkonstruováno samotnou slévárnou PBS.

Rotace a oscilace se provádějí pomocí servomotoru, který je spojený přes hřídel a ozubenými koly s rotačním licím stolem v komoře pece. Servomotor je uložen v krytu, který se vysouvá společně s licím stolem do horní licí komory. Servomotor pracuje při atmosférickém tlaku i během vakuování komory díky vakuovým těsněním ve válcovém krytu motoru.

Servomotor pracuje při 0 až 300 otáčkách, které jsou libovolně volitelné. Lze provádět reverzace otáček (oscilace) s uvažováním rampy 0,1 s (čas na zastavení a zapnutí reverzace) pomocí cyklovače servomotoru režimem mix.

Oscilace (reverzace motoru) pro experimentální odlitek se provádějí rotací 10 otáček/min s reverzací otáček po 5 sekundách po celkovou dobu 5 minut.

Popis zařízení je na obr. 7.1.5 níže.



Obr. 7.1.5 Popis zařízení pro rotaci a oscilaci skořepiny

7.2 Popis makrostruktury odlitku sériového kola 0 (typ TPS 52)

Velikost a rozložení zrn v odlitku jsou velice důležité, protože ovlivňují mechanické vlastnosti a také i provozní vlastnosti při vysokých teplotách (creep).

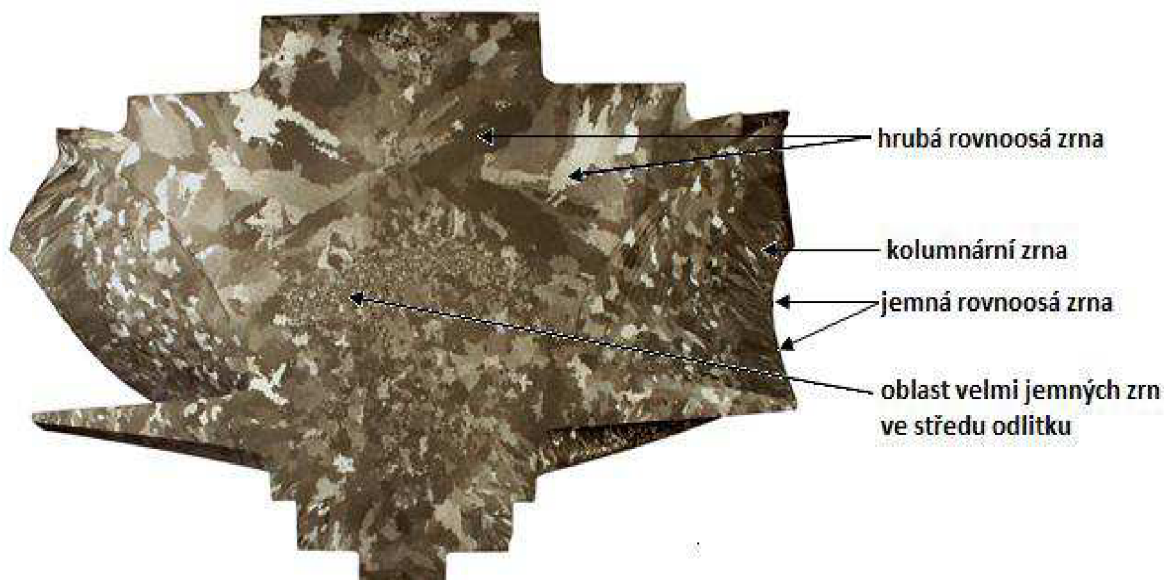
Požadavky zákazníků na makrostrukturu zrn v odlitku nejsou shodné. Někteří požadují jemnozrnnou strukturu, která dává odlitku vyšší mechanické vlastnosti (R_m , $R_{p0,2}$, A_5), jiní chtějí spíše hrubozrnnější strukturu, která zlepšuje creepové vlastnosti kol při provozu ve vyšších teplotách. Vše je tedy závislé na provozním prostředí odlitků. Většina zákazníků – hlavně z letecké výroby – však požaduje jemnou strukturu zrn.

Struktura zrn v odlitku se dá ovlivnit mnoha způsoby (viz kapitola 6). Nejčastěji je to však změnou licí teploty, teplotou skořepiny a přidáním nukleačních činidel do kontaktní vrstvy skořepiny (CoAl_2O_4).

Pokud je teplota lití vysoká, kov pomaleji tuhne a vznikají velká hrubozrnná zrna. Nejvíce je to patrné v tlustých průřezích odlitků.

Při nízké teplotě lití kov rychleji tuhne, vytvoří se více zárodků pro nukleaci zrn a tím je struktura jemnozrnnější. Obecně to platí u tenkých stěn odlitků – hlavně u lopatek turbínových kol. Avšak nebezpečí lití při nízkých teplotách kovu je v nezaběhnutí kovu do tenkých stěn lopatek.

Struktura zrn v turbínovém kole je zde na obr. 7.2.1.

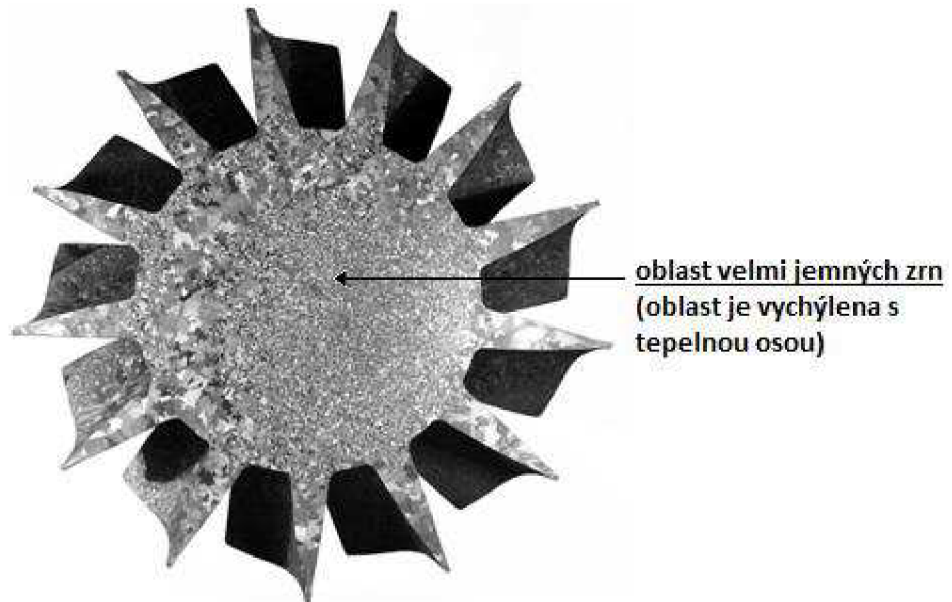


Obr. 7.2.1 Struktura zrn sériového odlitku kola 0

Ve středu kola se u sériových kol vytváří oblast velmi malých a jemných zrn. Z rozborů chemického složení se nezjistily prvky, které by tvorbu této struktury vyvolávaly.

Tato oblast se vyskytuje nahodile u některých sérií odlitků. Pravděpodobnost vzniku této struktury je vlivem počáteční krystalizace kovu v odlitku po odlití v peci a při následné manipulaci při vyndávání skořepiny z pece na chladicí pole se vzniklé dendrity rozdrobí a vznikne tak lokálně velmi jemná struktura.

Pokud chladne více odlitků vedle sebe, vlivem sálání tepla se posunují tepelné osy sousedních odlitků a tato struktura je také vychýlena společně s tepelnou osou (viz níže obr. 7.2.2).



Obr. 7.2.2 Příčný řez sériovým kolem. Zobrazení oblasti velmi jemných zrn

Vzhledem k tomu, že ovlivnění struktury odlitků pomocí licí teploty, teploty skořepiny a nukleačních činidel lze pouze v lopatkách a na povrchu odlitků a téměř nelze ovlivnit tuhnutí v masivních částech odlitků kol, které tuhnou pomaleji za vzniku hrubozrné struktury, pak je vhodná varianta ovlivnit strukturu pomocí silového působení na formu při tuhnutí odlitků. Tím vznikne větší množství zárodků díky ulamování větví dendritů kvůli dynamickému působení proudícího tekutého kovu ve skořepině.

Těmito silovými působeními se lze dosáhnout zjemnění struktury jak v lopatkách, tak i zrovnoměrnění struktury zrn v celém odlitku. Také to přináší odstranění vzniklé oblasti velmi jemných zrn ve středu odlitků.

7.3 Požadovaná struktura a velikost zrn odběratelů

Vzhledem k tomu, že rozložení a velikost zrn ovlivňují vlastnosti odlitku, pak je nutné kontrolovat velikost zrn pro změnu parametrů dalšího odlévání, aby se při přejímce nevznikaly problémy a daná série odlitků nevracela. Tato kontrola velikosti a směru zrn je zaměřená na povrch lopatek turbínových kol.

Kola typu HPR 5000 mají průměr 232 mm (průměr od konců lopatek).

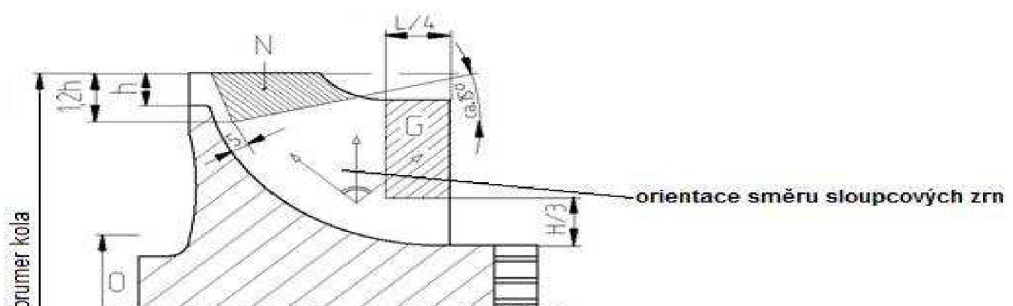
U těles nábojů je požadována homogenní struktura bez pórů. Pro maximální velikost zrn v závislosti na průměru kola (průměr kola = 232 mm) platí velikost zrn max. 11,6 mm z výpočtu dle následujícího vztahu:

$$\frac{\text{max.}_{_}\text{velikost}_{_}\text{zrn}}{\text{prumer}_{_}\text{kola}_{_}(232\text{mm})} \leq 0,05 \quad \text{max.}_{_}\text{velikost}_{_}\text{zrn} \leq 11,6\text{mm}$$

Sloupcové krystaly, vyskytující se v lopatkách, s poměrem stran větším než 4:1 musí být orientovány v radiálním směru, resp. v přípustných orientacích (obr 7.3.1) a nesmí procházet od náboje ke kontuře. Maximální délka sloupcových zrn je max. 13,9 mm z výpočtu dle následujícího vztahu:

$$\frac{\text{max.}_{_}\text{delka}_{_}\text{sl.}_{_}\text{zrn}}{\text{prumer}_{_}\text{kola}_{_}(232\text{mm})} \leq 0,06 \quad \text{max.}_{_}\text{delka}_{_}\text{sl.}_{_}\text{zrn} \leq 13,9\text{mm}$$

Struktura musí být čistá, na hranicích zrn nesmí být nahromaděné vyloučené částice. Přechody mezi sloupcovitými krystaly a jemnozrnnou strukturou musí být plynulé.



Obr. 7.3.1 Místa kontroly zrn listu lopatky

7.4 Výsledné struktury zrn

Pro pozorování struktury na povrchu odlitků byl povrch naleptán pomocí roztoku leptadla $\text{HCl} + \text{H}_2\text{O} + \text{H}_2\text{O}_2$ v poměru 1 : 1 : 05.

7.4.1 Vliv silového působení na strukturu lopatek:

- Rotace - lopatky **kola 2**



Obr. 7.4.1.1 Struktura lopatky kola 2 vlivem rotací

- Oscilace - lopatky **kola 3**:



Obr. 7.4.1.2 Struktura lopatky kola 3 vlivem oscilací

7.4.2 Lopatky bez silových působení na krystalizaci:

- Klidné tuhnutí bez silových vlivů - lopatky **kola 0** (sériové kolo)



Obr. 7.4.2.1 Struktura lopatky kola 0 s klidným tuhnutím

- Klidné tuhnutí bez silových vlivů - lopatky **kola 1**



Obr. 7.4.2.2 Struktura lopatky kola 1 s klidným tuhnutím

Z porovnání struktur jednotlivých lopatek vyplývá, že rotace při lití působí největší změnu struktury zrn. Lopatky z rotačního lití mají téměř v celé lopatce jemnou strukturu zrn. Sloupcová zrna se objevují až u výběhů poloměrů lopatek (u náboje kola). Rotace při lití přímo ovlivňují krystalizaci zrn,

neboť už při odlévání začíná tuhnutí kovu v lopatkách a rotací se rostoucí dendrity ulamují. Tím vzniká mnoho zárodků a jemná struktura je téměř po celé ploše lopatky.

Oscilace na tuhnutí v lopatce výrazný vliv neměli. Pouze se nepatrně zmenšila velikost hrubých zrn. Působení oscilací nemělo účinky na strukturu v lopatkách, protože kov v lopatkách při zapnutí oscilací byl již ztuhlý a zkrystalizovaný.

Kola 0 a 1 měla vlivem shodného tuhnutí bez silového působení podobné struktury zrn v lopatkách. Sériové bylo odléváno při nižší teplotě lití, a proto má větší oblast rovnoosých jemných zrn na krajích lopatek.

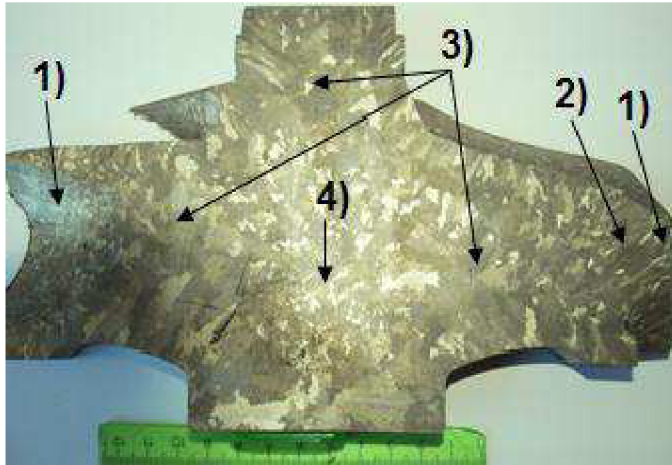
Tab. 7.4.2.1 Měření velikosti zrn v lopatkách

Sloupcová zrna (délka $\leq 13,9$ mm)				
kolo	kolo 0	kolo 1	kolo 2	kolo 3
popis	klidné tuhnutí	klidné tuhnutí	rotace	oscilace
průměrná délka (mm)	12,1	12,6	9,4	12,5
Hrubá zrna (délka $\leq 11,6$ mm)				
průměrná velikost (mm)	6,2	5,8	3,9	4,4

Pozn.: Hodnoty pro jednotlivá zrna se vypočítaly z naměřených 20 hodnot na každé lopatce pro daná zrna, které se poté zprůměrovaly. Vycházelo se ze vztahů pro přejímku lopatek v kapitole 7.3 výše.

7.4.3 Vliv na strukturu v řezu celého kola

- **Kolo 1 – tuhnutí bez silových působení**

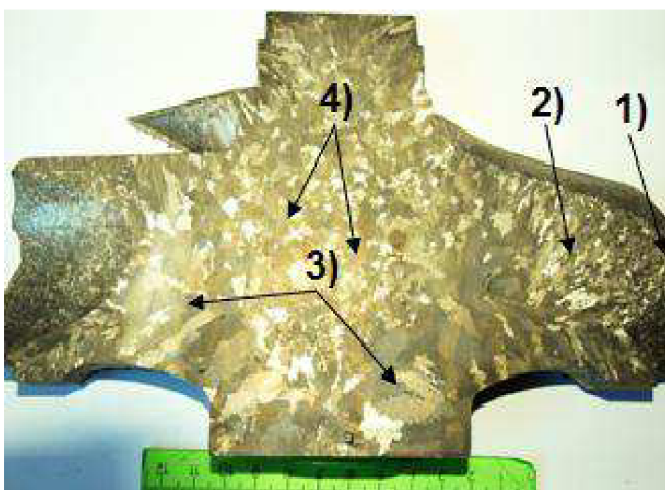


- 1) Jemná rovnoosá zrna - po krajích lopatek. Ve styku s formou v nejtenčích stěnách,
- 2) Kolumnární zrna - vyvíjejí se od zárodků v první oblasti. Vyskytují se v lopatce v průměrné délce 12 mm až po oblast jemnějších hrubých zrn v lopatce odlitku,
- 3) Hrubá zrna - objevují se po většině masivní části náboje odlitku,
- 4) Oblast jemnějších hrubých zrn ve středu odlitku kola

Obr. 7.4.3.1 Makrostruktura zrn v řezu kola 1

Oproti sériovému odlitku (kolo 0) je ve středové části masivního náboje kola větší oblast jemnějších hrubých zrn. Ve struktuře jemnozrnných a sloupcových zrn se neobjevil větší rozdíl. Pouze sériové kolo 0 má drobnější jemná rovnoosá zrna v lopatkách díky nižší teplotě lití.

- **Kolo 2 – tuhnutí s rotací formy**

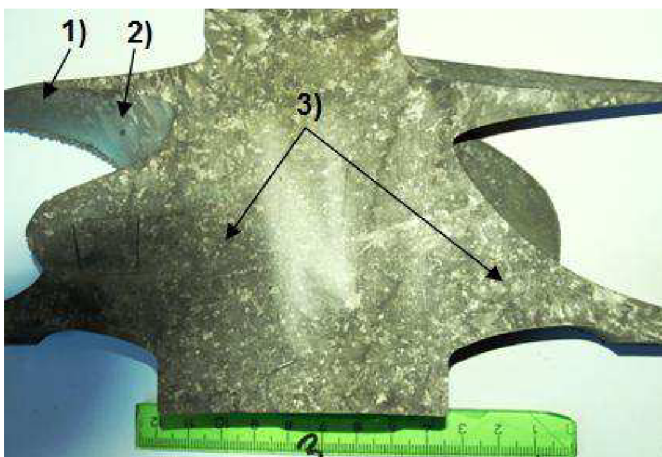


- 1) Jemná rovnoosá zrna - po téměř celé lopatce.
- 2) Kolumnární zrna - vyvíjejí se od zárodků v první oblasti. Vyskytují se ve zbylé části lopatek až po masivní oblast odlitku,
- 3) Velká hrubá zrna - objevují se v menší míře, hlavně ve spodní masivní části kola,
- 4) Oblast jemných zrn ve středu kola – oblast se výrazně zvětšila, vede až do vršku odlitku k nálitku.

Obr. 7.4.3.2 Makrostruktura zrn v řezu kola 2

Vliv rotace je zjevný na zjemnění v oblasti lopatek, kde se výrazně zvětšila jemných rovnoosých zrn téměř po celé lopatce. Sloupcová zrna se objevují až u výběhů poloměrů lopatek u masivní části kola. Větší význam má i zjemnění hrubozrných zrn ve středu odlitku, jejichž rozsah sahá až po vršek kola k nálitku. Oblast velkých hrubých zrn se zmenšila a vyskytuje se hlavně po obvodu a ve spodní masivní části odlitku.

- **Kolo 3 – tuhnutí s oscilacemi formy**



- 1) Jemná rovnoosá zrna - po krajích lopatek.
- 2) Kolumnární zrna – velikost stejná jako u odlitků klidně tuhoucích,
- 3) Oblast zjemnění hrubých zrn po celém odlitku. Vlivem ulamování větví dendritů oscilacemi vznikla velmi jemnozrná struktura v masivním náboji kola až po kolumnární zrna v lopatkách.

Obr. 7.4.3.3 Makrostruktura zrn v řezu kola 3

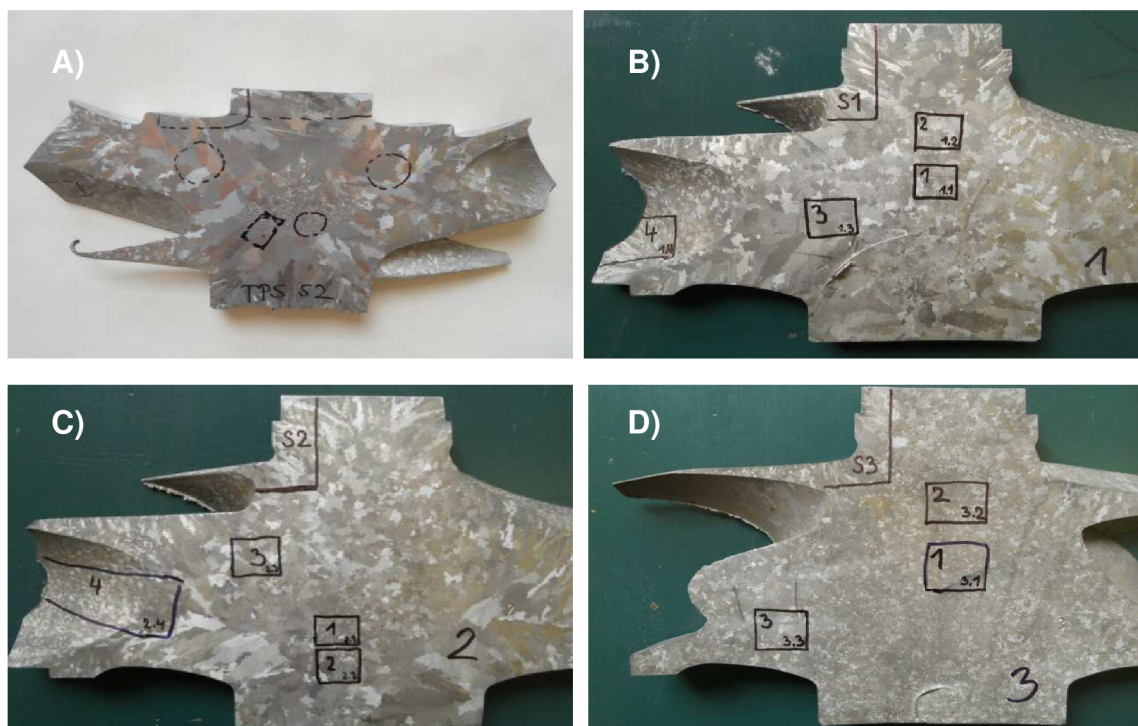
Vliv oscilací na tuhnutí odlitku je nejvýznamnější z hlediska makrostruktury v příčném řezu masivní části kola. Ulamováním větví dendritů během oscilací vznikla jemnozrná struktura po celém odlitku v masivní části odlitku. Velká hrubá zrna se zde nevyskytují. Oscilace oproti tomu neměli vliv na strukturu v lopatkách. Jak jemná rovnoosá, tak i kolumnární zrna mají stejné velikosti a rozložení v porovnání s odlitky tuhnoucí bez silových vlivů. Pouze hrubá zrna se v lopatkách mírně zjemnila (viz tab. 7.4.2.1).

7.5 Mikrostruktury odlitků

Pro sledování mikrostruktury se odebíraly čtyři vzorky z každého kola pomocí rozbrušovací pily Struers s chladicí emulzí. Odlitky kol byly označeny - kola 0 až 3. Odebíraly se vzorky s různými velikostmi zrn v odlitku. Zkoumaly

se struktury – jemných zrn, velkých hrubých zrn a přechodová struktura mezi jemnými a hrubými zrny (obr. 8.2.1 a) až d)). Označení odběru vzorků:

- vzorky číslo **1** byly odebírány v místě s nejjemnější strukturou zrn (značení 0.1, 1.1, 2.1, 3.1);
- vzorky číslo **2** s přechodovou strukturou mezi hrubými a jemnými zrny (značení 0.2, 1.2, 2.2, 3.2);
- vzorky číslo **3** s nejhrubší strukturou velkých zrn (značení 0.3, 1.3, 2.3, 3.3);
- vzorky **S0 – S3** - odbíraly se za účelem zjištění případných vměstků vlivem licích vad.



Obr. 7.5.1 Vyznačení míst odběru vzorků

Pozn.: Vzorky se odebíraly z jemné, hrubé a přechodové struktury v odlitku (označené ve čtvercích 1, 2, 3). Dále vzorky označené S1-S3 se použily pro kontrolu licích vad.

Tab. 7.5.1 Označování vzorků

Označování vzorků				
popis	označení	struktura zrn		
		jemná	hrubá	přechodová
sériové kolo	kolo 0	0.1	0.3	0.2
klidné tuhnutí	kolo 1	1.1	1.3	1.2
rotace	kolo 2	2.1	2.3	2.2
oscilace	kolo 3	3.1	3.3	3.2

Řezání vzorků bylo prováděno na kotoučové rozbrušovací pile Dscotom Struers s intenzivním chlazením pomocí kapalné emulze. Po oddělení vzorků následovalo zalisování za studena do hmoty technického dentakrylu na automatickém stroji. Po vytvrzení vzorků se provedlo jejich broušení za mokra na metalografických brusných papírech s odstupňovanou zrnitostí. Následovalo leštění 1 a 3 μm diamantovou pastou s použitím smáčedla. Další úpravou vzorků bylo chemické leštění chemikálií OP-S, která vzorky i částečně naleptá. Leptání vzorků se provádí v roztoku 40 ml HNO_3 a 30 ml HF.

Pro hodnocení mikrostruktury a lomových ploch probíhalo zkoumání na rastrovacím elektronovém mikroskopu JEOL JSM – 6460 s možností analýzy chemického složení metodou EDS. Pro pozorování mikrostruktury zrn a karbidů byl použit optický metalografický mikroskop NEOPHOT 32 se záznamovým zařízením Nikon.

7.5.1 Hodnocení mikrostruktury vzorků

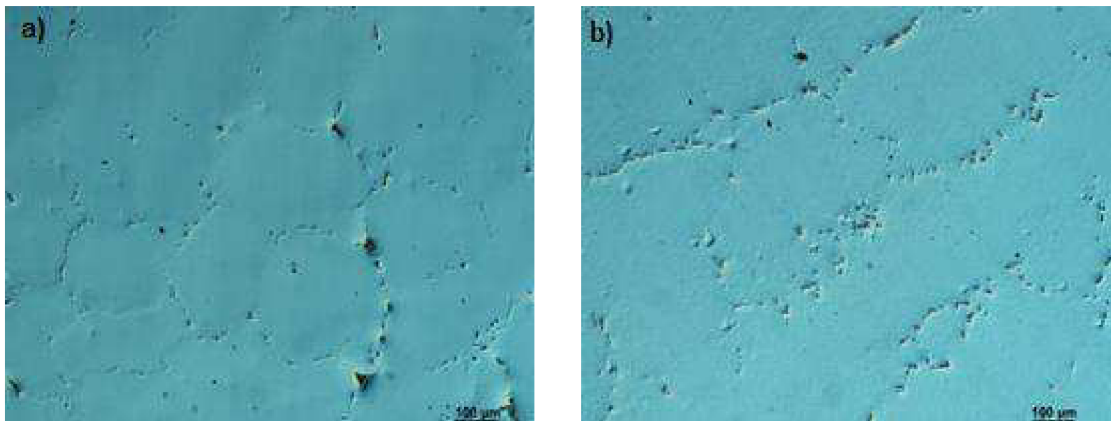
Struktura niklové superslitiny IN 713LC je dendritická. V mikrostrukturuře můžeme pozorovat kromě základního tuhého roztoku γ také výskyt a rozložení karbidů a precipitáty γ' . Ve struktuře jsou patrné primární karbidy typu MC po hranicích zrn.

Zkoumání mikrostruktury nepřineslo žádné zvláštní rozdíly mezi jednotlivými experimentálními koly. Hledaly se rozdíly rozložení mezi koly se

silovým působením na tuhnutí a koly s klidným tuhnutím. U všech vzorků je podobné rozložení karbidů typu MC po hranicích zrn, místy se objevují i větší karbidy v ploše zrna. Rozdíly mezi jemnou a hrubou strukturou v typech karbidů či jejich rozložení se nenašly.

Kromě toho se ve struktuře materiálu hledaly slévárenské vady, jako vměstky vlivem zadrobení keramiky z formy či mikrostaženiny v mezidendritických prostorech. Ve zkoumaných vzorcích se však také žádná slévárenská vada neobjevila. U zkušebních tyček z tahové zkoušky z odlitku kola 0 (sériová výroba) byly objeveny pouze mikrostaženiny, které také ovlivnily výsledné mechanické vlastnosti.

- **Mikrostruktura - kolo 0, klidné tuhnutí (sériové lití)**

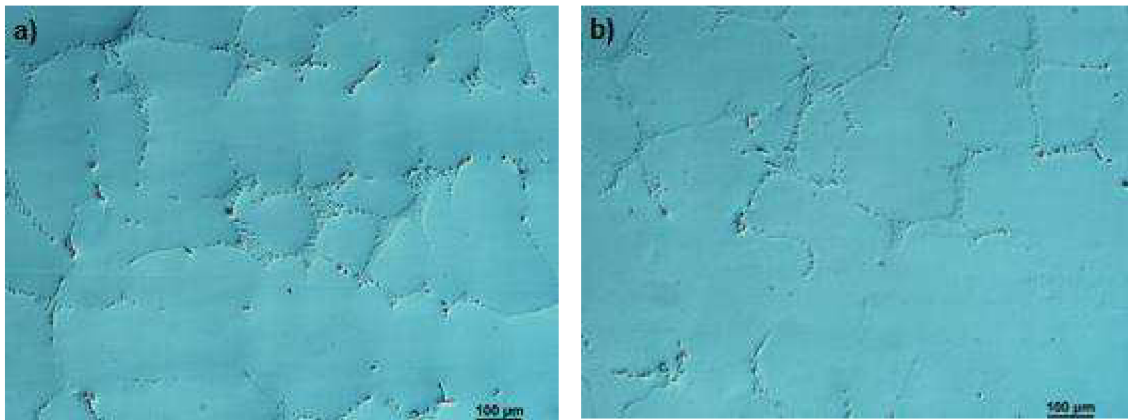


Obr. 7.5.1.1 Mikrostruktura karbidů v kole 0

Vzorky **a)** jemná zrna (vzorek 0.1), **b)** hrubá zrna (vzorek 0.2)

V kole 0 se nachází karbidy typu MC rozložené po hranicích zrn u jemnozrnné i hrubozrnné struktury. Karbidy mají globulární morfologii. Vyskytují se zde i větší karbidy, které místy dosahují velikosti až 40 μm . Na vzorcích jsou mírně patrné i precipitáty γ' , které jsou obklopeny základní maticí γ . Pro lepší pozorování je však nutné větší zvětšení mikroskopu, jejich velikost je 1 až 2 μm .

- **Mikrostruktura - kolo 1 (klidné tuhnutí)**

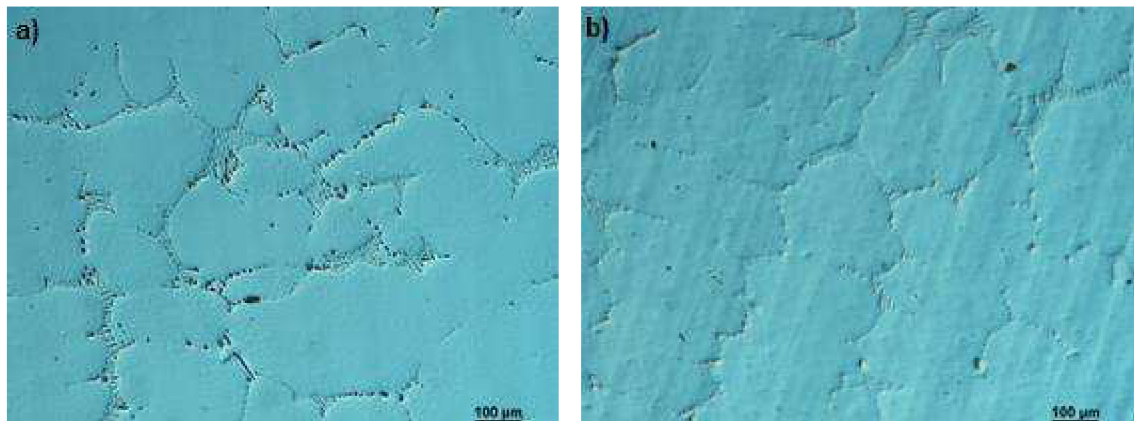


Obr. 7.5.1.2 Mikrostruktura karbidů v kole 1

Vzorky **a)** jemná zrna (vzorek 1.1), **b)** hrubá zrna (vzorek 1.3)

Rozložení karbidů v kole 1 se velmi podobá mikrostruktuře předchozích vzorků u sériového kola 0. Karbidy se mírně zjemnily a tvoří jemnější síťoví po hranicích zrn. Vyskytuje se zde také více větších karbidů, které jsou však menší než v porovnání se vzorky z kola 0.

- **Mikrostruktura – kolo 2 (tuhnutí za rotace)**

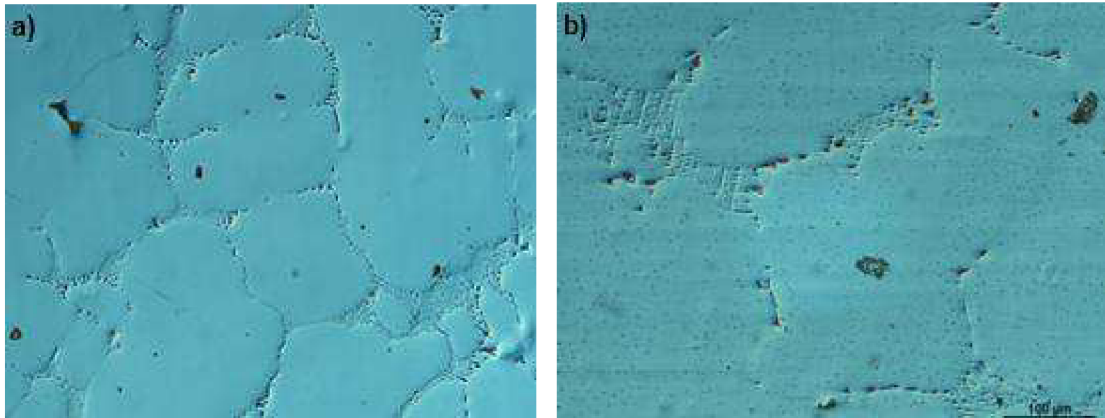


Obr. 7.5.1.3 Mikrostruktura karbidů v kole 2

Vzorky **a)** jemná zrna (vzorek 2.1), **b)** hrubá zrna (vzorek 2.3)

Silové účinky rotace při tuhnutí neměly z hlediska rozložení a velikosti karbidů větší vliv. Vyskytují se zde také karbidy MC, v některých místech i typu čínského písma. Rozložení a velikosti jsou podobné jako u předešlých odlitků kol.

- **Mikrostruktura – kolo 3 (tuhnutí při oscilacích)**



Obr. 7.5.1.4 Mikrostruktura karbidů v kole 3

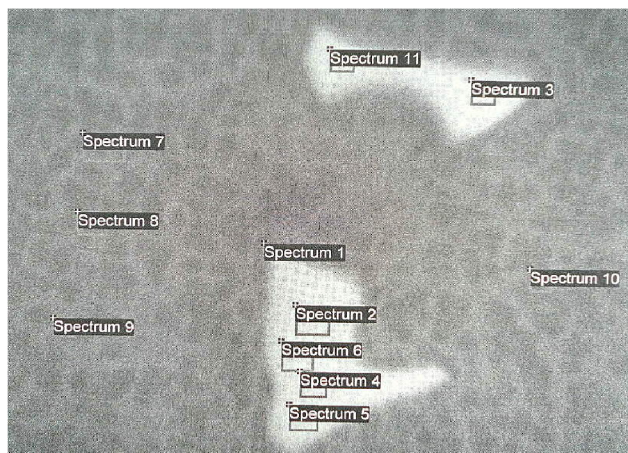
Vzorek **a)** jemná zrna (vzorek 3.1), **b)** hrubá zrna (vzorek 3.3)

Rozložení jemných karbidů po hranicích zrn je podobné jako u předešlých vzorků kol. U vzorku b) je vidět velké množství jemných karbidů po celé ploše vorku, které leží v mezidendritickém prostoru. Velké karbidy se nacházejí po hranicích zrn, ale i místy uprostřed zrn v mezidendritických prostorech. Tyto velké karbidy uprostřed zrn se nacházejí nejvíce právě u vzorků s oscilacemi.

Chemické složení

Chemické složení bylo u všech vzorků odlitků kol také velmi podobné. Na žádném vzorku se nevyskytovalo abnormální chemické složení karbidů ani jiná místa s vměstkou či mikrostaženinami.

Zkoumala se také místa, kde by se mohly vyskytovat licí vady (výběhy poloměrů lopatek a vrchní části odlitků v rádiusu, průřez kola). Ani v těchto místech se žádné licí vady nevyskytovaly. Pro důkladnější zkoumání je potřeba použít penetrační metodu pro hledání povrchových vad a po označení míst s vadou tyto vady prokoumat. Vzhledem k náhodnému hledání těchto vad je malá pravděpodobnost nálezu licí vady.



Obr. 7.5.1.5 Detailní chemický rozbor větších karbidů

Tab. 7.5.1.1 Hmotnostní procenta prvků v jednotlivých bodech karbidů (viz obr. 7.5.1.5)

místo měření	Spectrum	B	Al	Ti	Cr	Ni	Nb	Mo
karbidy	Spectrum 1		5.39	1.50	12.0	69.07	6.34	5.70
	Spectrum 2		0	9.21	0.92	3.01	77.58	9.28
	Spectrum 3		0.37	8.22	1.56	7.98	72.61	9.27
	Spectrum 4		1.47	5.63	6.29	27.34	51.78	7.49
	Spectrum 5	58.34	1.30	0.58	5.54	28.76	3.21	2.27
	Spectrum 6		5.53	1.31	12.96	67.81	6.08	6.31
	Spectrum 11		5.89	0.83	13.48	69.88	3.87	6.06
matrice	Spectrum 7		6.06	0.97	12.63	71.96	2.89	5.49
	Spectrum 8		6.39	1.03	11.93	71.89	3.27	5.40
	Spectrum 9		5.73	0.95	13.43	74.57	0	5.33
	Spectrum 10		6.94	1.26	8.94	74.52	4.13	4.20
	max	58.34	6.94	9.21	13.48	74.57	77.58	9.28
	min		0	0.58	0.92	3.01	0	2.27

Z hodnot (tab. 7.5.1.1) pro chemická složení v jednotlivých bodech vyplývá, že karbidy jsou tvořeny především prvky Cr, Nb a Mo. Ve větším množství je také zastoupen Ti. Chemický rozbor se prováděl na všech vzorcích. Na žádném nebyly větší výkyvy v chemickém složení zkoumaných karbidů.

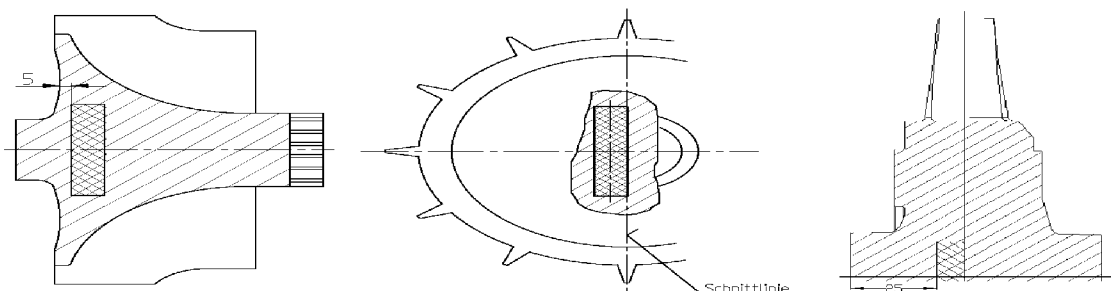
7.6 Mechanické zkoušky

Důležitou částí je také vliv jednotlivých vzniklých struktur experimentálních odlitků na výsledné mechanické vlastnosti.

Pro posouzení a porovnání mechanických vlastností byly provedeny zkoušky pevnosti v tahu na obrobených zkušebních tyčkách z odlitků a zkoušky tvrdosti na metalografických vzorcích.

7.6.1 Zkouška pevnosti v tahu

Mechanické zkoušky pevnosti v tahu byly prováděny na zkušebních tyčích, které byly odebrány z masivního středu kol podle obr. 7.5.1.1.



Obr. 7.6.1.1 Znázornění přesného místa odběru zkušebních tyček na odlitku turbínového kola podle přejímacích norem



Obr. 7.6.1.2 Trhací stroj TIRA Test společně s vyhodnocovacím softwarem

Z každého náboje kol byly odebrány čtyři zkušební tyčky o průměrech 6 a 8 mm – dvě od každého průměru (viz obr. 7.6.1.3). Zkoušky se prováděly a vyhodnocovaly na trhacím stroji Tira Test ve slévárně PBS Velká Bíteš (obr. 7.6.1.2).

Místa odběru zkušebních tyček se volila kolmo na osu odlitku podle parametrů stanovenými přejímacími podmínkami odběratelů. Tyčky průměru 6 a 8 mm měly společnou polohu u všech kol pro vzájemné porovnání.

U sériového kola 0 se neodebíraly tyčky o průměru 8 mm, protože se na tomto průměru standardně v PBS neprovádějí.



Obr. 7.6.1.3 Průřez kola s označenými místy pro vyříznutí tyček

Pozn.: Na obrázku je kolo 1 s místy odběru tyček o průměru 6 a 8 mm (označená místa 1-1, 1-2, 1-3, 1-4)

Mechanické vlastnosti zkušebních tyčí se stanovují při pokojové teplotě pro dílce uvnitř náboje kola a jejich minimální přípustné hodnoty jsou níže uvedeny a označeny v tabulce 7.6.1.1.

Tab. 7.6.1.1 Minimální mechanické vlastnosti zkušebních tyček pro přejímku kol

Minimální mechanické vlastnosti vzorků				
Materiál IN 713 LC				
Název	Označení	Jednotky	Zkušební tyč a listy lopatek	Dílec uvnitř náboje
Mez kluzu	Rp0,2	[MPa]	≥ 685	≥ 640
Pevnost v tahu	Rm	[MPa]	≥ 760	≥ 680
Tažnost	A ₅	[%]	≥ 3	≥ 3

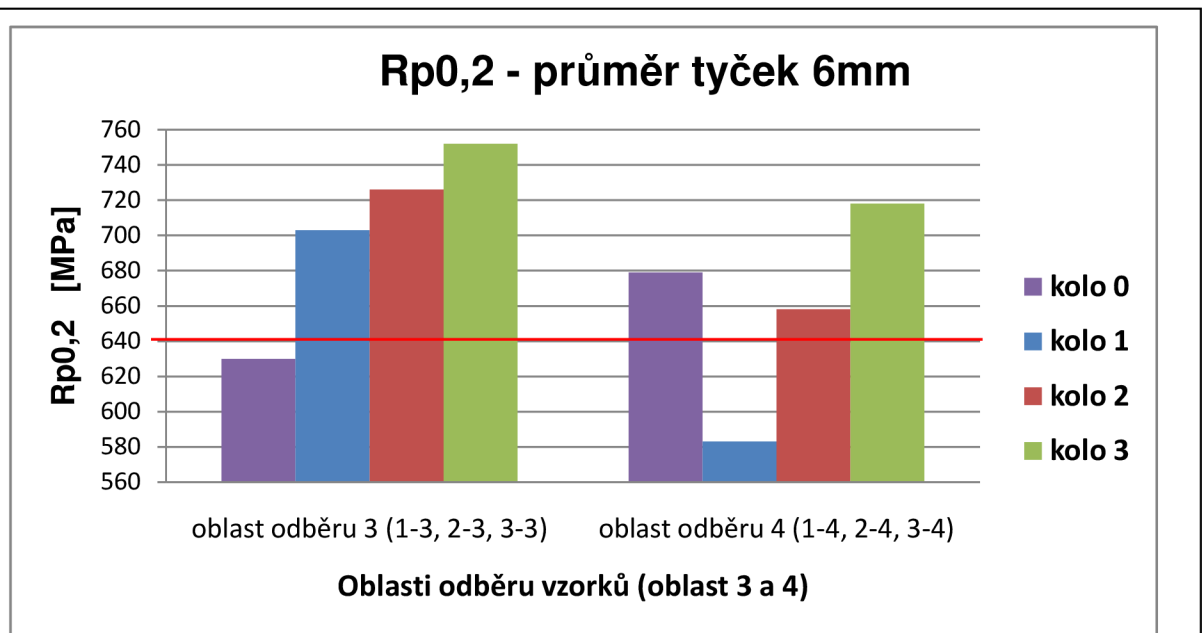
Pozn.: zkoušky při pokojové teplotě $t = 20^{\circ}\text{C}$

Výsledky zkoušky pevnosti v tahu**Tab. 7.6.1.2** Výsledky tahové zkoušky

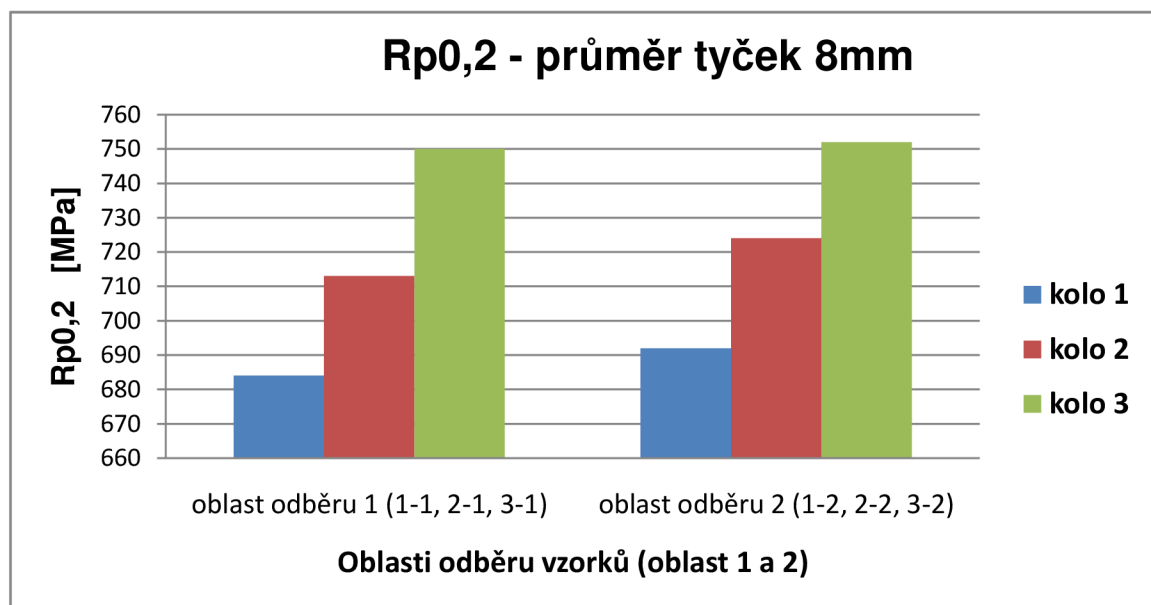
Zkušební tyčka Ø 6mm				
vzorek	označení	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]
kolo 0	0-3	630	642	1,8
kolo 0	0-4	679	722	5,7
Zkušební tyčka Ø 6mm				
vzorek	označení	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]
kolo 1	1-3	703	784	4,3
kolo 1	1-4	583	759	3,9
Zkušební tyčka Ø 8mm				
kolo 1	1-1	684	752	2,3
kolo 1	1-2	692	754	4,6
Zkušební tyčka Ø 6mm				
vzorek	označení	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]
kolo 2	2-3	726	766	3,1
kolo 2	2-4	658	813	4,9
Zkušební tyčka Ø 8mm				
kolo 2	2-1	713	785	3,5
kolo 2	2-2	724	817	4,4
Zkušební tyčka Ø 6mm				
vzorek	označení	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]
kolo 3	3-3	752	829	3,2
kolo 3	3-4	718	823	4,6
Zkušební tyčka Ø 8mm				
kolo 3	3-1	750	840	3,7
kolo 3	3-2	752	812	2,3

Pozn.: Červeně označené jsou hodnoty výsledků, které jsou nižší než minimální přípustné meze.

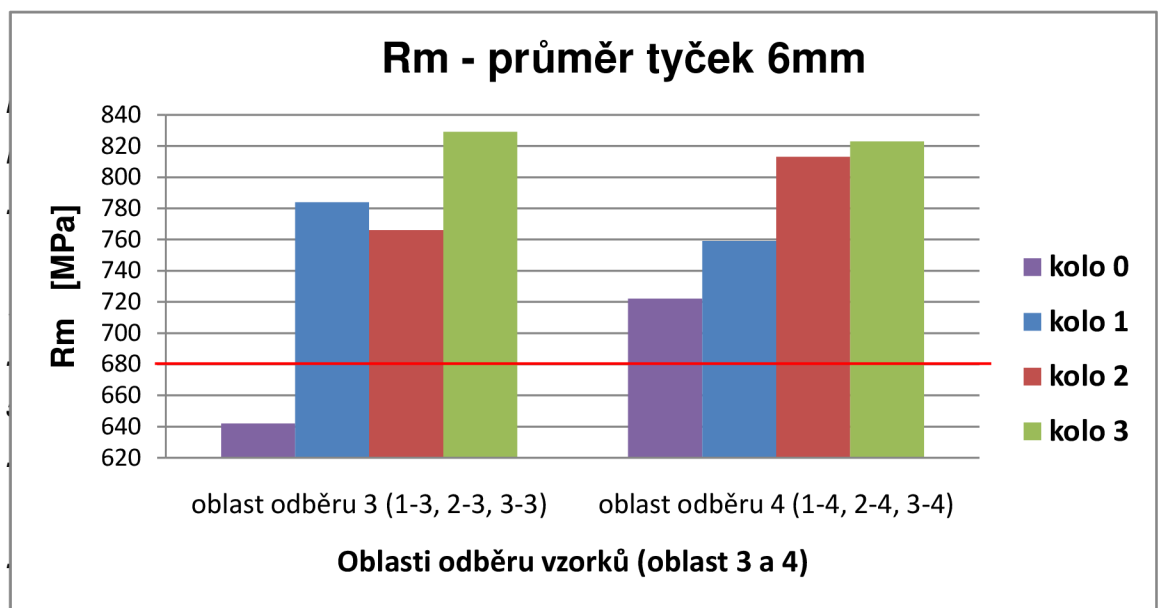
U první tyčky (Ø 6mm) kola 0 byly nízké mechanické hodnoty v důsledku mikrostaženin ve struktuře kovu. Mikrostaženiny jsou nejčastější příčinou nízkých hodnot tahových zkoušek. Vyskytují se často v masivním náboji kol, odkud se tyčky odebírají.



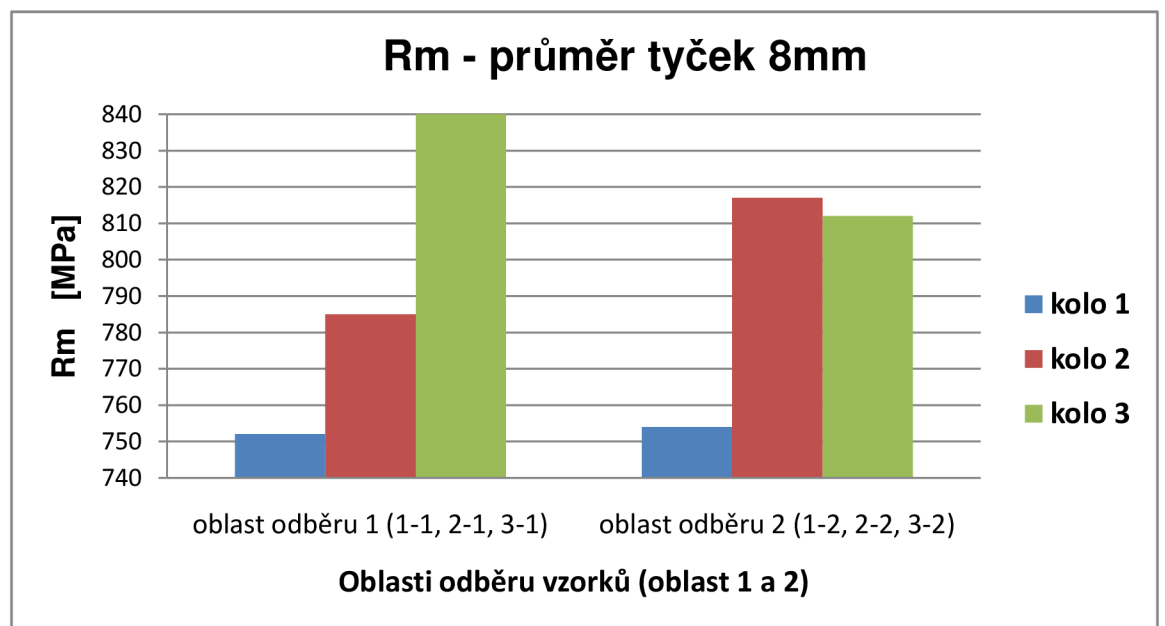
Obr. 7.6.1.4 Meze kluzu jednotlivých odlitků kol (průměr tyček 6mm)



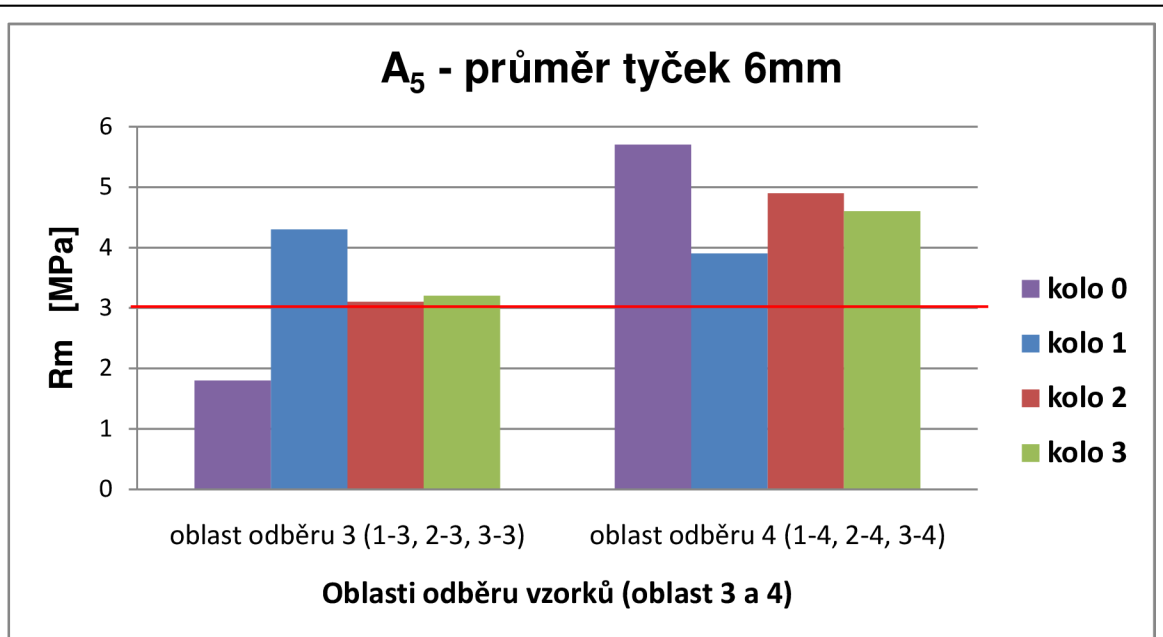
Obr. 7.6.1.5 Meze kluzu jednotlivých odlitků kol (průměr tyček 8mm)



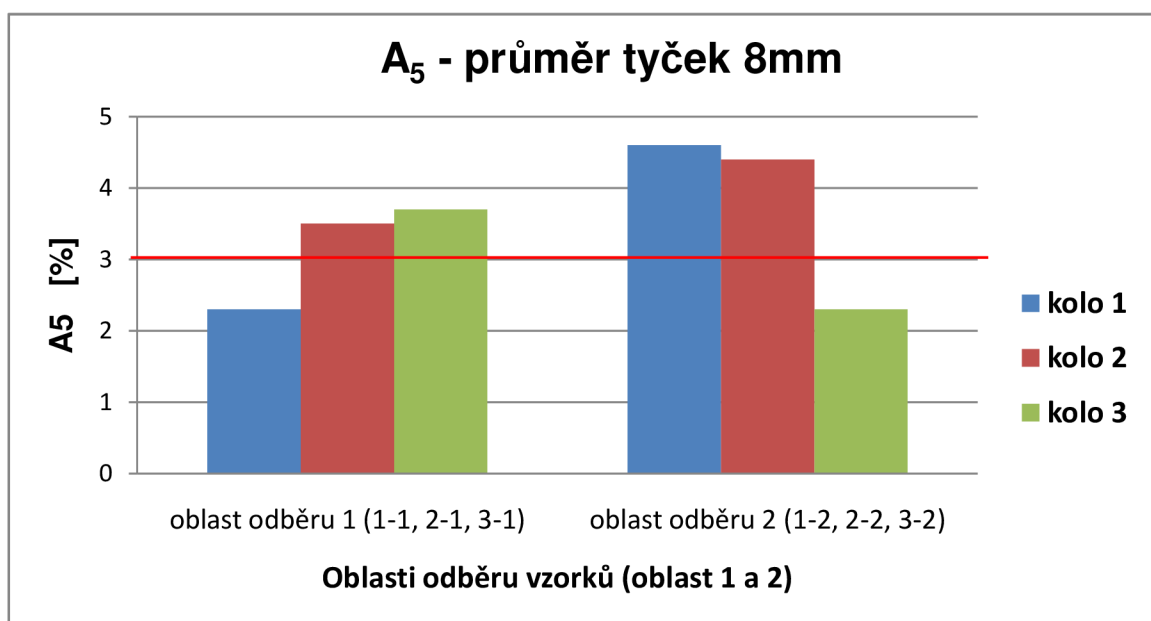
Obr. 7.6.1.6 Meze pevnosti jednotlivých odlítků kol (průměr tyčky 6mm)



Obr. 7.6.1.7 Meze pevnosti jednotlivých odlítků kol (průměr tyčky 8mm)

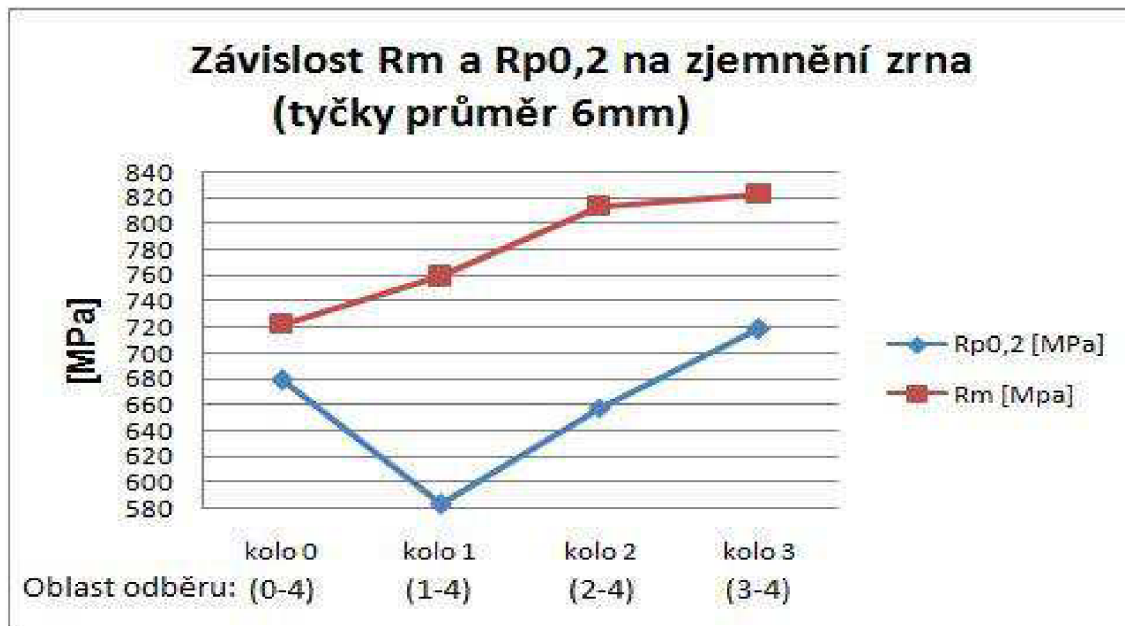


Obr. 7.6.1.8 Tažnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 6mm)

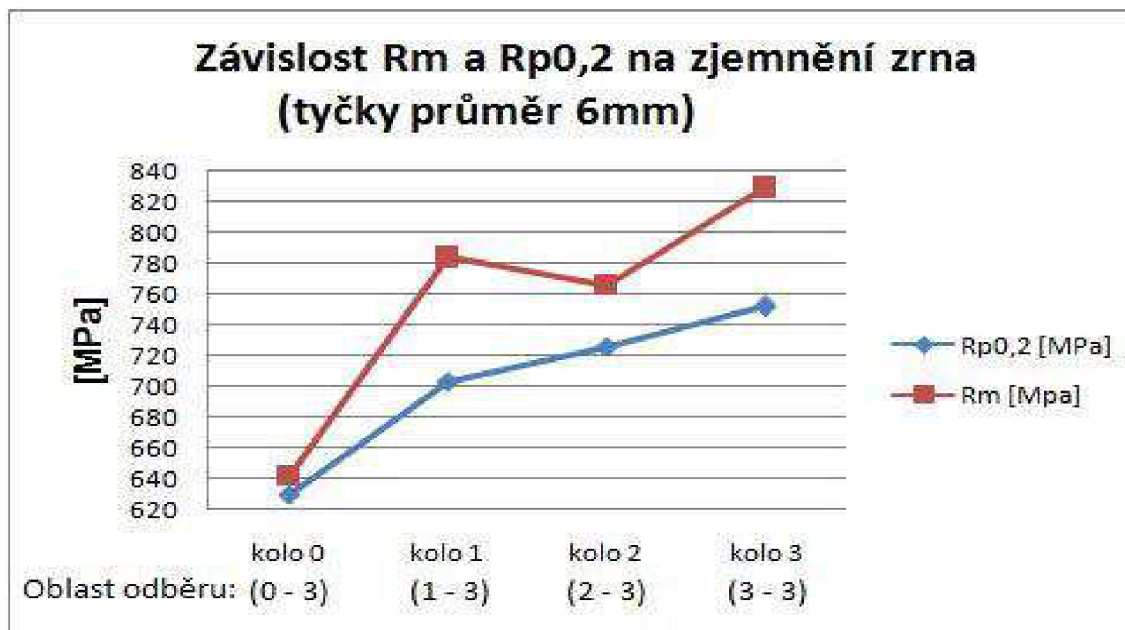


Obr. 7.6.1.9 Tažnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 8mm)

Na tyčkách o průměru 8mm vycházejí zpravidla vyšší mechanické hodnoty. Větší průměr zkušebních tyček není tolik ovlivněn drobnou nehomogenitou struktury nebo většími karbidy jako u menšího průměru tyček.



Obr. 7.6.1.10 Závislosti meze kluzu a pevnosti na zjemnění zrna tyčky 6 mm



Obr. 7.6.1.11 Závislosti meze kluzu a pevnosti na zjemnění zrna tyčky 6 mm

U odlitků kol 0 a 1 (klidná tuhnutí) vycházejí obecně nižší mechanické vlastnosti (R_m a $R_{p0,2}$) než u kol ovlivněných rotací a oscilací. Nejvíce je tento rozdíl patrný u tyček o průměru 8 mm. Tyto nízké hodnoty meze kluzu a pevnosti jsou vlivem hrubozrnné struktury uvnitř odlitků, která tuhla v klidu bez vlivů, a uvnitř náboje se vytvořila velká hrubá zrna. Navíc jsou hodnoty kola 0 ovlivněny mikrostaženinami ve struktuře tyčky (označení 0-3) s průměrem 6mm.

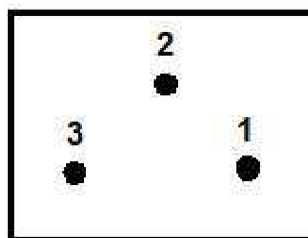
U odlitků kol 2 a 3 (rotace a oscilace) je patrný vliv zjemnění zrna, neboť dosahují vysokých mechanických hodnot. S postupujícím zjemněním zrn stoupá jak R_m tak i $R_{p0,2}$. Největší mez kluzu dosahuje odlitek 3, který má působením oscilací nejjemnější strukturu v celé části odlitku. Hodnoty meze pevnosti R_m jsou u tohoto odlitku také vysoké, ale ne tak výrazně. Podobných hodnot dosahuje i odlitek kola 2 s rotacemi.

Vliv zjemnění zrna se dá vypořádat i u hodnot tažnosti, kde nejvyšší hodnoty dosahovaly kola 1 (klidné tuhnutí) a 2 (rotace). U ostatních kol jsou hodnoty tažnosti velmi kolísavé okolo 3 procentní hranice přípustnosti a bylo by třeba více měření pro určení přesnějších výsledků.

7.6.2 Zkoušky tvrdosti

Měření tvrdosti bylo prováděno na tvrdoměru Zwick Roell ZHV. Pro posouzení tvrdosti se použil stupeň zatížení 3 HV (zatěžování trnu hmotností 3kg podle Vickerse). Zkoušky se prováděly na vzorcích sloužících pro hodnocení mikrostruktury.

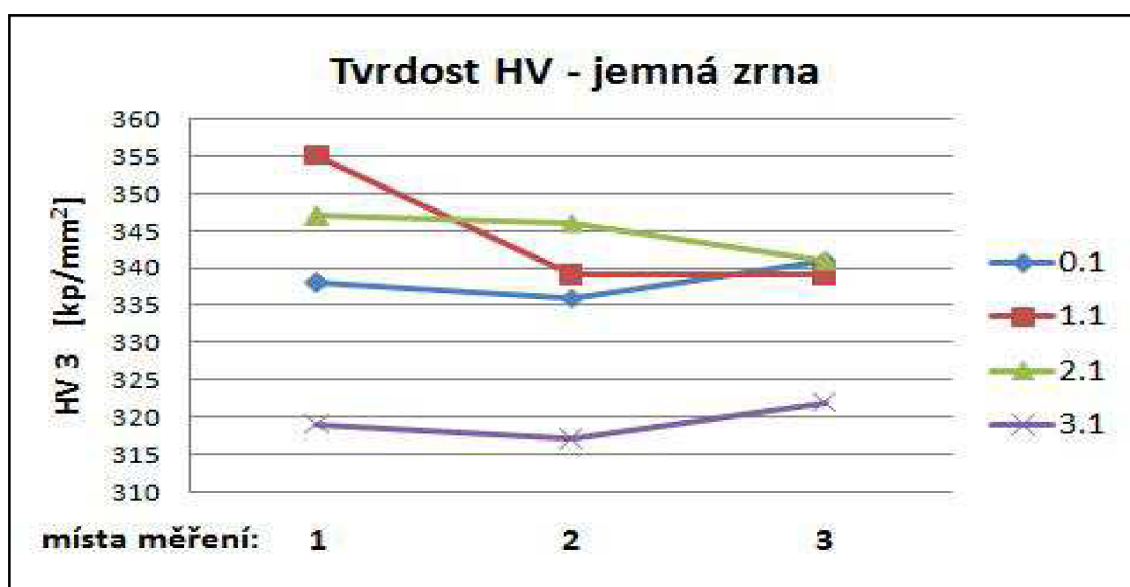
Měření se provádělo na dvou vzorcích z každého kola. Vybrány byly vzorky s jemnými a s hrubými zrny, pro vzájemné porovnání tvrdostí obou struktur. Na každém vzorku byla provedena celkem tři měření tvrdosti.



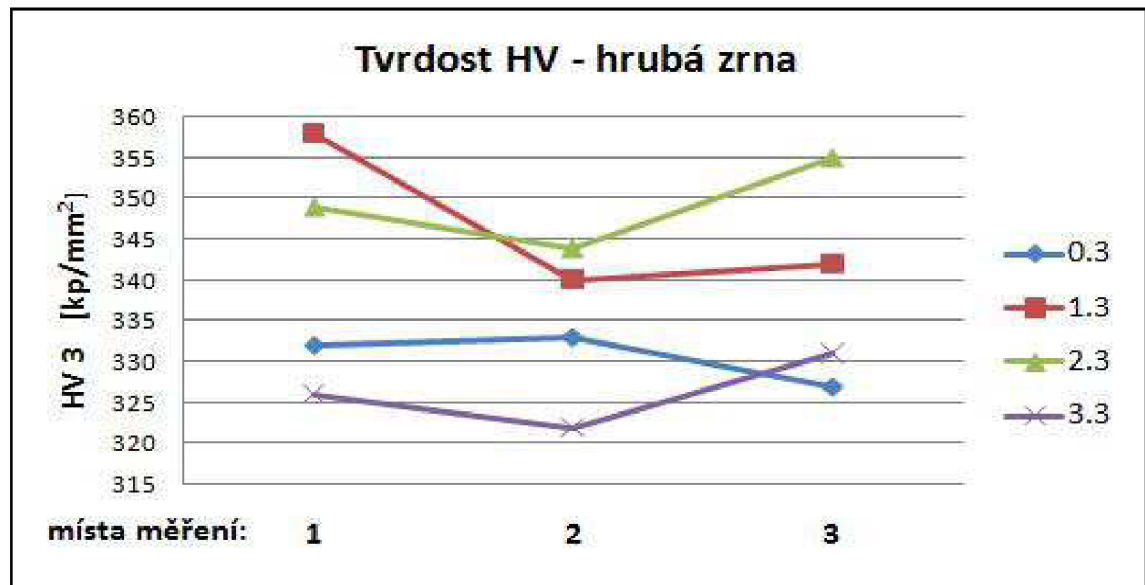
Obr. 7.6.2.1 Místa měření tvrdosti na vzorcích

Tab. 7.6.2.1 Naměřené hodnoty tvrdosti HV

Vzorky - jemná struktura					
vzorek	označení vzorku	hodnoty HV 3 v měřených místech			
		1	2	3	průměr
kolo 0 (sériové)	0.1	338	336	341	338
kolo 1 (klidné t.)	1.1	355	339	339	344
kolo 2 (rotace)	2.1	347	346	341	345
kolo 3 (oscilace)	3.1	319	317	322	319
vzorky - hrubá struktura					
kolo 0 (sériové)	0.3	332	333	327	327
kolo 1 (klidné t.)	1.3	358	340	342	347
kolo 2 (rotace)	2.3	349	344	355	350
kolo 3 (oscilace)	3.3	326	322	331	327



Obr. 7.6.2.2 Závislost tvrdosti HV na jemné struktuře



Obr. 7.6.2.3 Závislost tvrdosti HV na hrubé struktuře

Z výsledků měření tvrdosti vyplývá, že úplné zjemnění struktury zrn v celém odlitku kola 3 (oscilace) nepřispívá ke zvětšení tvrdosti. Naopak je v porovnání s ostatními koly nejnižší – v průměru o tvrdost 26 HV. Nejlépe vycházejí tvrdosti u kola 2, tuhoucím s rotací formy.

U jemnozrné struktury vycházejí nejvyšší hodnoty tvrdosti u kola 2 (rotace), které se drží průměrné hodnoty 345 HV. Kolo 1 má tvrdosti podobné, ale nepatrně nižší. Hrubější zrna kola 0 snižují mírně tvrdost, ale je v porovnání s koly 1 a 2 podobná.

Tvrđost u hrubozrné struktury je nejlepší opět u kola 2, kdy dosahuje v průměru 350 HV a podobně je na tom opět kolo 1, které má tvrdost nepatrně nižší 347 HV. Naopak kola 0 a 3 mají shodně nejnižší tvrdosti, které jsou nižší průměrně o 20 HV.

7.7 Hodnocení lomových ploch vzorků

Lomové plochy byly hodnoceny pomocí optické stereolupy a REM. Celkem se hodnotily lomové plochy ze čtyř zkušebních tyček pro tahové mechanické zkoušky. Cílem bylo zhodnotit, co způsobuje nízké hodnoty mechanických veličin z tahové zkoušky. Vybrala se vždy jedna tyčka z

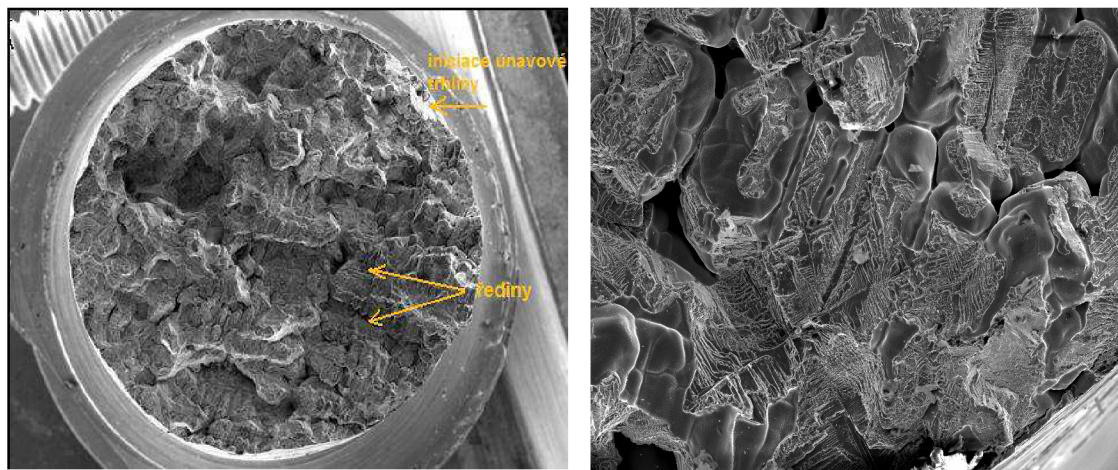
každého typu kola. Zvolily se tyčky, které měly hodnoty meze kluzu $R_{p0,2}$ a tažnosti A_5 pod minimální přípustnou hranici.

Protože na lomových plochách z tyček kol 1 a 2 (klidné tuhnutí a rotace) nebylo možné vzhledem k velké členitosti lomových ploch nic výrazného pozorovat, zkoumaly se pouze tyčky z kol 0 a 3 (sériový odlitek a oscilace při tuhnutí).

- **Lomová plocha – tyčka z kola 0 (sériové lití) - klidné tuhnutí**

Pro hodnocení lomové plochy z kola 0 byla vybrána zkušební tyčka o průměru 6 mm, která měla extrémně nízké hodnoty jak $R_{p0,2}$ tak tažnosti A_5 . U některých vzorků tyček ze sériové výroby vycházejí často nízké mechanické hodnoty právě vlivem mikrostaženin tvořících se v masivním náboji kol.

Na lomové ploše je vidět několik míst s mikrostaženinami, které způsobují nízké hodnoty mechanických zkoušek. Kromě toho jsou patrné velké členité plochy lomu, které způsobují velká hrubá zrna.

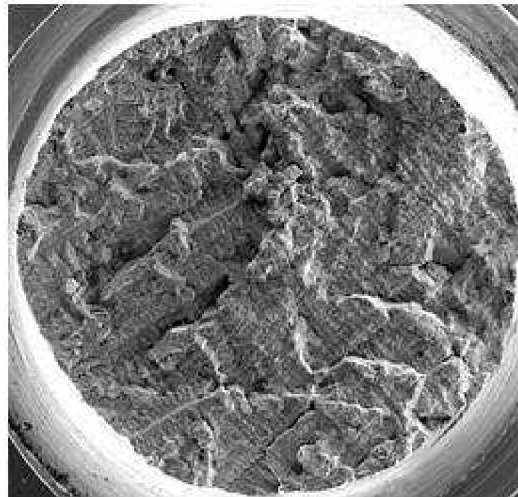


Obr. 7.7.1 Lomová plocha - tyčka z kola 0

Pozn.: Vpravo je zobrazena lomová plocha s iniciací únavové trhliny a místy s mikrostaženinami. Vlevo je zobrazena detailní plocha staženiny – sekundární větve dendritů jsou zaoblené, což značí místo s dutinou

- **Lomová plocha – tyčka z kola 1 - klidné tuhnutí**

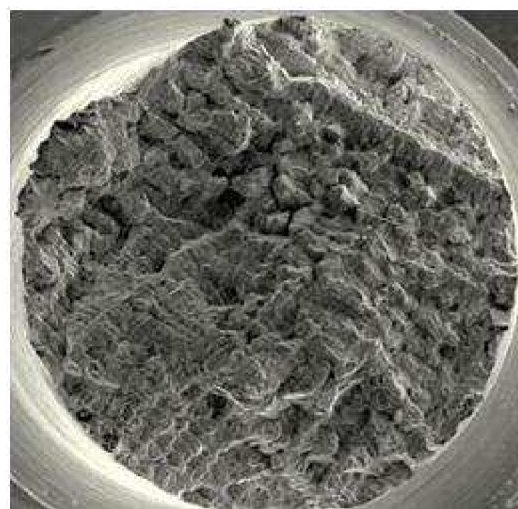
Povrch lomové plochy je výrazně členitý. Lze vidět větve dendritů z velkých hrubých zrn v lomové ploše. V detailu nebyly nalezeny žádné karbidy či řediny ovlivňující lom tyčky.



Obr. 7.7.2 Lomová plocha - tyčka z kola 1

- **Lomová plocha – tyčka z kola 2 - rotace při tuhnutí**

Lomová plocha vzorku tyčky je velice členitá a zvrásněná. Opět jsou vidět větve dendritů velkých zrn. Při zvětšení lomové plochy opět nebyly nalezeny žádné velké karbidy či řediny, které by ovlivnily lom tyčky.

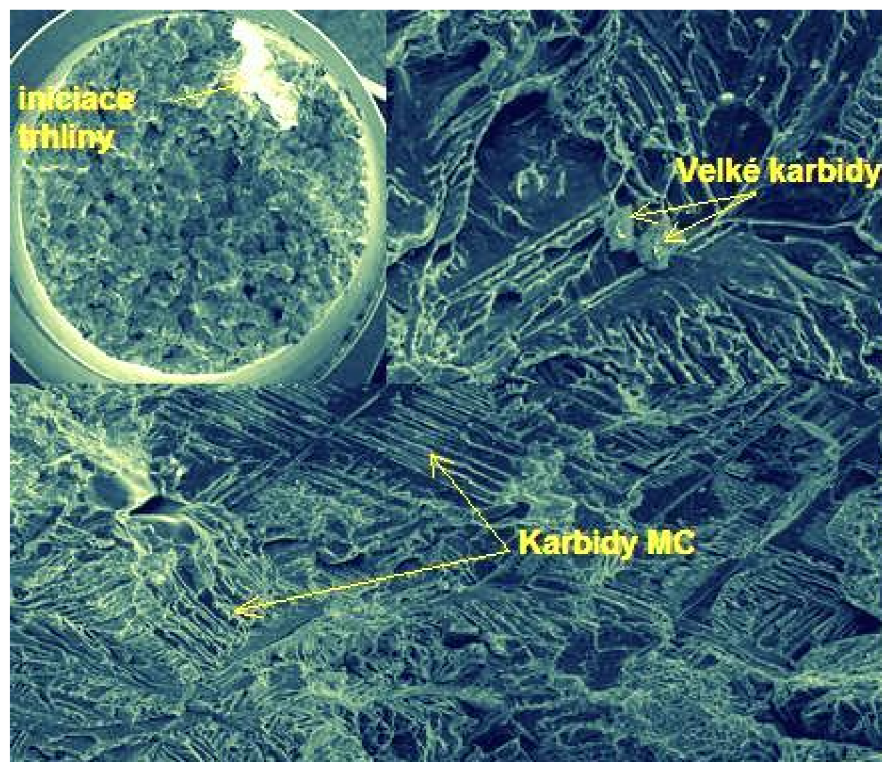


Obr. 7.7.3 Lomová plocha - tyčka z kola 2

- **Lomová plocha – tyčka z kola 3 - oscilace při tuhnutí**

Na lomové ploše vzorku kola 3 je vidět mnoho malých lomových ploch vlivem jemnozrné struktury v celém odlitku. Na obrázku 7.7.4 a) je vidět iniciační lomová plocha. Při větším přiblížení jsou vidět velké vylomené karbidy na ploše lomu. Tyto karbidy bylo možné vidět na předešlých obrázcích z hodnocení mikrostruktury, kde byly pozorovány na hranicích i v ploše zrn.

Po celé struktuře lomu jsou také vidět malé částičky karbidů typu MC.



Obr. 7.7.4 Lomová plocha – tyčka z kola 3

Pozn.: **a)** Lomová plocha s iniciací trhliny vzorku kola 3, **b)** Detailní pohled na velké karbidy vylomené při tahové zkoušce, **c)** Karbidy typu MC.

ZÁVĚR

Cílem této diplomové práce bylo posoudit vzniklé struktury v lopatkách a v řezu odlitků kol, jejichž formy byly při lití a během krystalizace vystaveny různým silovým mechanickým vlivům. Tyto vlivy na formu při tuhnutí byly – rotace formy a oscilace formy (reverze otáček rotačního stolu, shakeování). Tyto odlitky se porovnávaly s dalšími dvěma stejnými odlitky kol, které tuhly klidně bez pohybu a silových účinků na formy.

Dále se zkoumala a porovnávala struktura zrn a karbidů, chemické složení karbidů, závislost výsledků mechanických zkoušek na velikost zrn, tvrdost u jemných a hrubých zrn a nakonec se posuzovaly lomové plochy zkušebních tyček z tahových zkoušek.

Na základě provedených experimentů lze vyhodnotit následující závěry;

Vliv silových účinků na krystalizaci v lopatkách kol mají pouze silové účinky rotace skořepiny během lití a po odlití kovu. V celém objemu lopatky vznikla jemnozrná struktura vlivem ulamování větví dendritů při krystalizaci. Působení oscilací nemělo na tuhnutí v lopatkách účinky, neboť oscilace začali až po odlévání a vzhledem k tenkým stěnám lopatek už byl kov v lopatkách zkrystalizovaný. Lopatky z oscilací měly téměř stejné struktury zrn v porovnání s koly 0 a 1, která tuhla klidně bez silových působení.

V příčném řezu odlitků kol měli naopak oscilace na strukturu zásadní vliv. Zjemnění zrn proběhlo v celé masivní ploše odlitku a hrubá velká zrna se zde vůbec neobjevují. Vlivem je ulamování větví dendritů při krystalizaci masivní části a tím vytvoření mnoha zárodků, čímž vznikla takto jemnozrná struktura. Účinky rotace způsobili pouze částečné zjemnění zrn ve středu odlitku oproti odlitkům s klidným tuhnutím, ale po obvodu této zóny směrem k nálitku se stále nachází velká hrubá zrna.

Výsledky ze zkoumání mikrostruktury jednotlivých odlitků nepřinesly žádné rozdíly mezi silovými účinky na krystalizaci a klidným tuhnutím odlitků. Velikosti i rozložení karbidů typu MC po hranicích zrn jsou ve všech

porovnávaných vzorcích a strukturách podobné. Vlivem rotace a oscilace se však struktura karbidů mírně zjemnila. U vzorků z oscilací je vidět několik větších karbidů ve středu zrn, které byly pozorované i v lomové ploše tyčky z tahové zkoušky. Ve struktuře vzorků nebyly objeveny žádné licí vady ani mikrostaženiny. Chemické složení karbidů neukázalo žádné výrazné změny ve složení u jednotlivých zkoumaných kol. Karbidy jsou tvořeny převážně z prvků Cr, Nb a Mo.

Naopak kola s klidným tuhnutím 0 a 1 dosahují vlivem hrubozrnné struktury nižších hodnot mezí pevností $R_{p0,2}$ a R_m . Výsledky tažnosti jsou u všech tyček kolísavé. Z hlediska hodnocení vycházejí nejlépe tažnosti u tyček o průměru 8mm, které jsou vždy nad hranicí 3%. Větší průměry tyček nejsou tolik ovlivněné nehomogenitami složení v tyčce. Nejlépe v průměru vychází tažnost u kola 2, která má stabilní hodnoty tažnosti okolo 4%. Tažnost kola 1 se u obou průměrů tyček také drží kolem hranice 4%. U kola 0 je však rozptýl hodnot velmi vysoký a kolo 3 se pohybuje blízko hraniční 3% hranice přípustnosti. V porovnání experimentálních odlitků oproti sériovému odlitku kola 0 se však dosáhlo zlepšení mechanických hodnot ve většině případů. U výsledků měření tvrdosti je velmi jemná struktura zrn příčinou nízkých hodnot tvrdosti HV. U kola 3 (oscilace) byly tvrdosti jemné i hrubší struktury nižší v průměru o 20HV než průměrné hodnoty ostatních kol. Nejvyšší tvrdost dosahovalo kolo 2 (rotace) u hrubé i jemné struktury – u obou kolem 350 HV. Podobné výsledky jako kolo 2 dosahovalo i kolo 1 (klidné tuhnutí), které mělo jen nepatrně menší tvrdosti u obou struktur.

Dále se zkoumaly lomové plochy tyček ze zkoušky pevnosti v tahu. Vybraly se tyčky s nízkými výsledky ze zkoušek mechanických hodnot. Pro velkou členitost lomových ploch tyček z kol 1 a 2 nebyly nalezeny žádné karbidy ani jiná místa, která by ovlivnila lomový mechanismus. U vybrané tyčky ze sériového kola 0 (klidné tuhnutí), u které byly všechny mechanické hodnoty pod minimální hranicí, byla zjevná místa s mikrostaženinami. Díky této vadě vyšly velmi nízké hodnoty v tahové zkoušce. U tyčky z kola 3 (oscilace) byly v některých místech lomových ploch velké vylomené karbidy.

Zároveň bylo také vidět po těchto lomových plochách větší množství malých karbidů. Tyto velké karbidy mohou být příčinou předčasného lomu a nižších hodnot tažností.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ZEMČÍK, Ladislav. *Materiálový a technologický vývoj lití žárových částí spalovacích turbín a turbodmychadel: Přehled žárovevých slitin niklu pro spalovací turbíny a turbodmychadla*. 2010, s. 7.
2. Výrobní program Divize přesného lití. PBSVB [online]. 2010 [cit. 2012-04-16]. Dostupné z: http://www.pbsvb.cz/dme_vyrobní_program.php.
3. DONACHIE, M. J., DONACHIE, S. J.: *Superalloys - A technical guide materials Park: ASM International*, 2002. 2nd ed. x, 437s. ISBN 0-87170-749-7
4. Příprava a hodnocení materiálografických vzorků. ÚMVI [online]. 2011 [cit. 2012-04-16]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/>
5. REED, Roger C. *The Superalloys: Fundamentals and applications*. New York: Cambridge university press, 2006. ISBN 0-521-85904-2.
6. DURAND-CHARRE, M.: *The Microstructure of Superalloys*. Gordon & Breach Science Publishers, Amsterdam, 1997. 121s.
7. SMÉKALOVÁ, J. *Mechanismy únavového poškození niklové superslitiny Inconel 713LC za teploty 800°C*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2010. 58 s.
8. POSPÍŠILOVÁ, S.: *Vliv alitosilitace na strukturu a vlastnosti litých niklových superslitin*. Disertační práce na ÚMVI při FSI VUT v Brně. Brno, 2007. 113 s.
9. SIMS ,C. T. *Nickel Alloys - The Heart of Gas Turbine Engines*, Paper 70-GT-24, American Society of Mechanical Engineers, 1970.
10. DAVIS, J., R.: *ASM Speciality Handbook: Nickel, Cobalt and their Alloys*. ASM Ohio, USA, 2000. 421 s. ISBN 0-87170-685-7.
11. ZRNÍK, J.: *Vliv tepelnéj a napěťovej expozície na štruktúru niklových superzliatin*. Košice, 1990, Habilitačná práca na HF, TU Košice. 123 s.
12. PODRÁBSKÝ, T., *Přednášky z předmětu: Struktura a vlastnosti inženýrských materiálů*, 2008 – 2009.
13. PTÁČEK, L.: *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM S.r.o., 2002.
14. PODRÁBSKÝ, T., HRBÁČEK, K.: *Vliv podmínek zatěžování na substrukturu lité slitiny IN 713LC*. In: 10th International Metallurgical and Materials conference METAL 2003, Hradec nad Moravicí, May 2003.

15. CAILLARD, D.: *A model for the anomalous mechanical properties of nickel-base L12 ordered alloys - II. Gross slip processes and mechanical properties.* Acta mater. Vol. 44, No. 7 1996, s. 2773. Dostupné z URL <<http://www.elsevier.com>>.
16. ZÁDĚRA A. *Krystalizace superslitiny na bázi niklu typu IN 713 LC.* Diplomová práce v oboru „Strojírenská technologie – slévárenství“. Brno: VUT FSI Ústav strojírenské technologie – odbor slévárenství. 2004. 76s.
17. [online] Dostupné na WWW: http://www.pbsvb.cz/dme_vybaveni.php
18. ODLOŽIL, Jan. *Tuhnutí odlitků ve skořepinových formách při odlévání ve vakuu.* Brno: VUT v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 101s.
19. ZEMČÍK, Ladislav. *Nekonvenční způsoby řízení krystalizace žárovevných slitin niklu pro lopatky spalovacích turbín.* Disertační práce v oboru „Strojírenská technologie – slévárenství“. Brno: VUT-FSI, Ústav strojírenské technologie – odbor slévárenství. 1985. 122 s.
20. WEI, C. N. a BOR, H. Y. *A study of IN-713LC superalloy grain refinement effects on microstructure and tensile properties.* Materials chemistry and physics. 2003, č. 80.
21. CHANG, E a CHOU, J. C. *Microporosity in an investment-cast turbine blade of IN-713LC superalloy.* AFS Transactions. 1995, 87-168

SEZNAM TABULEK

Tab. 4.4.1 Rozmezí obsahů prvků u vybraných niklových superslitin [5].....	17
Tab. 4.11.1 Vliv teploty na mechanické vlastnosti slitiny IN 713 LC [18]	22
Tab. 4.11.2 Fyzikální vlastnosti slitiny IN 713LC [16]	22
Tab. 5.1.1 Vliv přehřátí kovu na velikost zrn [20]	28
Tab. 7.1.1 Parametry výroby odlitků turbínových kol pro experiment	43
Tab. 7.1.2 Časový režim skořepin	44
Tab. 7.5.1 Označování vzorků.....	55
Tab. 7.5.1.1 Hmotnostní procenta prvků v jednotlivých bodech karbidů (viz obr. 7.5.1.5)	59
Tab. 7.6.1.1 Minimální mechanické vlastnosti zkušebních tyček pro přejímku kol.....	61
Tab. 7.6.1.2 Výsledky tahové zkoušky	62
Tab. 7.6.2.1 Naměřené hodnoty tvrdosti HV	68

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 3.1 Historický přehled vývoje žárupevných slitin [1]	13
Obr. 4.5.1 Historický vývoj mikrostruktury niklových superslitin a popis jednotlivých struktur [9]	18
Obr. 4.6.1 (Vlevo) Binární rovnovážný diagram Al – Ni: červeně vyznačená je intermetalická fáze γ' [10]	19
Obr. 4.6.2 (Vpravo) Uspořádání atomů v mřížce fáze Ni ₃ Al [8]	19
Obr. 4.8.1 Příklady karbidů, nitridů a boridů ve struktuře niklových slitin [6].....	21
Obr. 5.1 Makrostruktura řezu odlitkem [20].....	23
Obr. 5.2 (Vpravo) Rozložení zrn na odlitku kola ze slitiny IN 713 LC [4]	23
Obr. 5.1.1 Vliv velikosti teploty lití na strukturu	27
Obr. 5.1.2 Metody zjemnění zrna [1].....	27
Obr. 5.1.3 Velikost zrna s teplotou přehřátí kovu [20]	28
Obr. 5.1.4 Velikosti a morfologie karbidů v závislosti velikosti přechlazení [20]	29
Obr. 5.1.5 Závislost meze kluzu a pevnosti na velikosti zrn (vpravo) [20]	30
Obr. 5.1.6 Závislost tažnosti A5 na zjemnění zrna [20].....	30
Obr. 6.1 Řez skořepinovou formou (vlevo) [16]	34
Obr. 6.2 Skořepina obalená tkaninovou izolací Sibral [16].....	34
Obr. 6.3 Schéma umístění skořepiny v kokilové komoře vakuové pece [17].....	35
Obr. 6.4 (Vpravo) Obrázek skořepiny v kokilové komoře [17]	35
Obr. 6.5 Schéma dvoukomorové vakuové indukční pece s vertikálním uspořádáním komor [17]	37
Obr. 6.6 Vakuová indukční pec VIM-IC 5E/II firmy ALD [18].....	37
Obr. 7.1.5 Popis zařízení pro rotaci a oscilaci skořepin	45
Obr. 7.2.1 Struktura zrn sériového odlitku kola 0	46
Obr. 7.2.2 Příčný řez sériovým kolem. Zobrazení oblasti velmi jemných zrn.....	47
Obr. 7.3.1 Místa kontroly zrn listu lopatky	48
Obr. 7.4.3.1 Makrostruktura zrn v řezu kola 1	52
Obr. 7.4.3.2 Makrostruktura zrn v řezu kola 2	52
Obr. 7.4.3.3 Makrostruktura zrn v řezu kola 3.....	53

Obr. 7.5.1 Vyznačení míst odběru vzorků.....	54
Obr. 7.5.1.1 Mikrostruktura karbidů v kole 0	56
Obr. 7.5.1.2 Mikrostruktura karbidů v kole 1	57
Obr. 7.5.1.3 Mikrostruktura karbidů v kole 2	57
Obr. 7.5.1.4 Mikrostruktura karbidů v kole 3	58
Obr. 7.5.1.5 Detailní chemický rozbor větších karbidů	59
Obr. 7.6.1.1 Znázornění přesného místa odběru zkušebních tyček na odlitku turbínového kola podle přejímacích norem	60
Obr. 7.6.1.2 Trhací stroj TIRA Test společně s vyhodnocovacím softwarem	60
Obr. 7.6.1.3 Průřez kola s označenými místy pro vyříznutí tyček	61
Obr. 7.6.1.4 Meze kluzu jednotlivých odlitků kol (průměr tyček 6mm).....	63
Obr. 7.6.1.5 Meze kluzu jednotlivých odlitků kol (průměr tyček 8mm).....	63
Obr. 7.5.1. Obr. 7.6.1.6 Meze pevnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 6mm) 64	
Obr. 7.6.1.7 Meze pevnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 8mm)	64
Obr. 7.6.1.8 Tažnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 6mm)	65
Obr. 7.6.1.9 Tažnosti jednotlivých odlitků kol (průměr tyčky 8mm)	65
Obr. 7.6.1.10 Závislosti meze kluzu a pevnosti na zjemnění zrna tyčky 6 mm	66
Obr. 7.6.1.11 Závislosti meze kluzu a pevnosti na zjemnění zrna tyčky 6 mm	66
Obr. 7.6.2.1 Místa měření tvrdosti na vzorcích	68
Obr. 7.6.2.2 Závislost tvrdosti HV na jemné struktuře.....	68
Obr. 7.6.2.3 <i>Závislost tvrdosti HV na hrubé struktuře</i>	69
Obr. 7.7.1 Lomová plocha - tyčka z kola 0.....	70
Obr. 7.7.2 Lomová plocha - tyčka z kola 1	71
Obr. 7.7.3 Lomová plocha - tyčka z kola 2.....	71
Obr. 7.7.4 Lomová plocha – tyčka z kola 3.....	72