



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

USMĚRNĚNÁ KRYSTALIZACE LOPATEK SPALOVACÍCH TURBÍN

DIRECTIONAL SOLIDIFICATION OF THE COMBUSTION TURBINE BLADES

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Petr Jeřábek

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

prof. Ing. Ladislav Zemčík, CSc.

BRNO 2016

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie
Student: **Petr Jeřábek**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce: **prof. Ing. Ladislav Zemčík, CSc.**
Akademický rok: 2015/16

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

Usměrněná krystalizace lopatek spalovacích turbín

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

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: (i) odlévání odlitků s orientovanými sloupcovými zrny a (ii) monokrystalu.

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce je odborná rešerše shrnující zkušenosti s výrobou a aplikací odlitků lopatek spalovacích turbín.

Seznam literatury:

ASM Specialty Handbook (1997): Heat Resistant Materials. Edit. by J.R Davies. 1st publ. Materials Park : ASM International, 591 p.

ASM Specialty Handbook (2000): Nickel, Cobalt, and Their Alloys. Edit. by J.R Davies. 1st publ. Materials Park : ASM International, 442 p.

Reed, RC. (2006): The Superalloys Fundamentals and applications. 1st publ. Cambridge : Cambridge University Press, 372 p.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2015/16

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Tato práce shrnuje poznatky o procesu usměrněné krystalizace niklových superslitin z hlediska použití u lopatek spalovacích turbín. Zaměřuje se na materiálové a metalurgické vlastnosti niklových superslitin, proces usměrněné krystalizace a výhodu jeho použití u lopatek spalovacích turbín.

Klíčová slova

niklové superslitiny, usměrněná krystalizace, nukleace, orientovaná zrna, monokrystaly

ABSTRACT

This thesis summarizes knowledge about directional solidification of nickel based superalloys in the process of production of gas turbine blades. It focuses on material and metallurgical properties of nickel based superalloys, directional solidification and advantages of usage of this process in production of gas turbine blades.

Key words

nickel based superalloys, directional solidification, nucleation, oriented grains, monocrystals

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

JEŘÁBEK, P. *Usměrněná krystalizace lopatek spalovacích turbín*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 36 s. Vedoucí bakalářské práce prof. Ing. Ladislav Zemčík, CSc..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Usměrněná krystalizace lopatek spalovacích turbín** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

Datum

Petr Jeřábek

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto prof. Ing. Ladislavu Zemčikovi, CSc. za cenné připomínky a rady při vypracování bakalářské práce.

OBSAH

ABSTRAKT	4
PROHLÁŠENÍ.....	5
PODĚKOVÁNÍ	6
OBSAH.....	7
ÚVOD.....	9
1 ŽÁROPEVNÉ SLITINY NIKLU.....	10
1.1 Požadované vlastnosti materiálu z hlediska namáhání v turbínách	10
1.2 Chemické složení	10
1.3 Tepelné zpracování	11
2 METALURGIE ŽÁROPEVNÝCH SLITIN NIKLU.....	12
2.1 Příprava slitin.....	12
2.1.1 Vakuové indukční tavení superslitin.....	12
2.1.2 Vakuové obloukové přetavení superslitin.....	12
2.2 Odlévání odlitků	13
2.2.1 Výroba forem na výrobu modelů.....	13
2.2.3 Odlévání kovů, dokončovací operace a kontrola odlitků.....	15
3 KRYSTALIZACE ODLITKU	16
3.1 Nukleace	16
3.2 Růst	17
3.3 Vznik typických oblastí ve struktuře odlitku	17
3.4 Řízení krystalizace odlitků z žárovevných slitin niklu	18
3.4.1 Oblast kolumnárních zrn.....	18
3.4.2 Středová oblast rovnoosých zrn	19
4 USMĚRNĚNÁ KRYSTALIZACE LOPATEK SPALOVACÍCH TURBÍN	20
4.1 Vytváření anizotropního teplotního pole	20
4.1.1 Rychlost postupu fázového rozhraní.....	21
4.1.2 Srovnání axiálního a radiálního přestupu tepla.....	23
4.2 Konstrukce krystalizátoru	25
4.2.1 Konstrukce selektoru	26
4.3 Metody výroby lopatek spalovacích turbín tvořených orientovanými zrný a monokrystaly	27
4.4 Vlastnosti lopatek spalovacích turbín tvořených monokrystaly	28
4.4.1 Creepové chování	28
4.4.2 Únavové chování	30
4.4.3 Vady.....	30

5	ZÁVĚR	31
	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	32
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	35

ÚVOD

V problematice usměrněné krystalizace lopatek spalovacích turbín se využívají materiály zvané jako superslitiny. Superslitinami nazýváme žárovečné slitiny na bázi Ni, Ni-Fe a Co, které nachází své využití při teplotách nad 540 °C. Superslitiny niklu jsou významné v moderním průmyslu díky své vlastnosti zachovat si pevnost za různých provozních vlivů, jako je korozivní prostředí, vysoké teploty, vysoké zatěžování a kombinace těchto faktorů. Z tohoto důvodu jsou superslitiny niklu využívány například jako součásti spalovacích turbín včetně výfukových systémů v energetice a letectví, ale i v kosmonautice jakožto součásti raketových motorů.

Tato práce si klade za cíl představit superslitiny niklu z hlediska materiálového a metalurgie. Dále představuje moderní metodu výroby odlitků z této slitiny za použití usměrněné krystalizace a výhodu této metody při použití u lopatek spalovacích turbín.

1 ŽÁROPEVNÉ SLITINY NIKLU

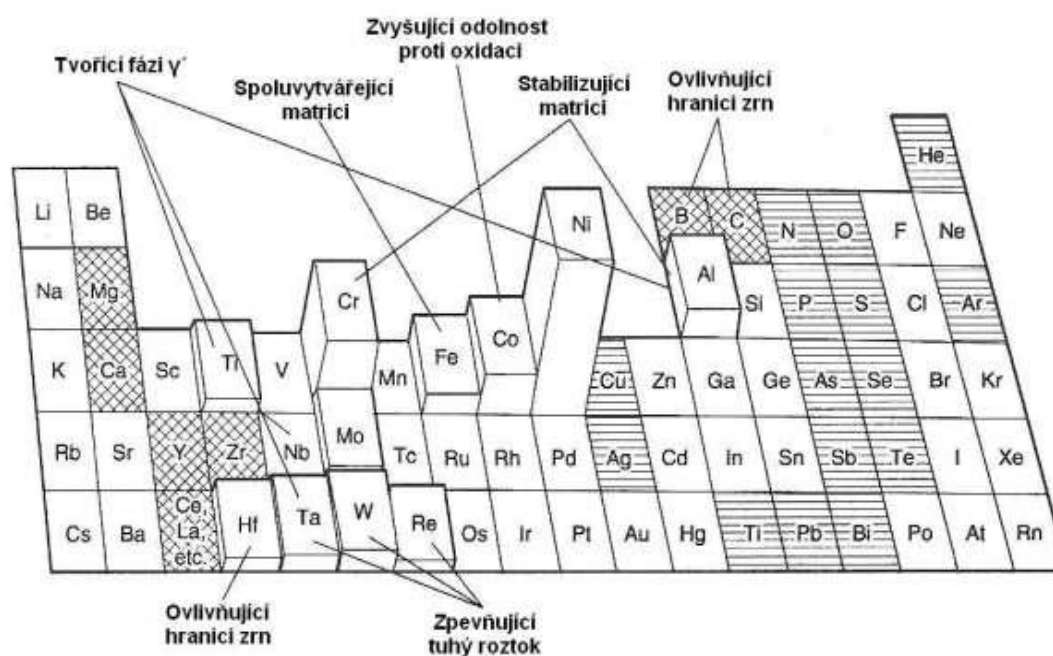
1.1 Požadované vlastnosti materiálu z hlediska namáhání v turbínách

U spalovacích turbín je jedinou metodou na zvýšení jejich výkonu zvýšení vstupní teploty spalin. Ostatní metody vedou na zvětšení rozměrů či hmotnosti turbíny. To klade vysoké nároky na teplotní odolnost materiálu. Této odolnosti se dosahuje volbou jakostního materiálu a aktivním chlazením lopatek. I přes tato opatření se maximální dosahovaná teplota u spalovacích turbín ustálila na 1300 °C [1].

Nejdůležitějšími požadavky na materiál lopatek spalovacích turbín jsou tedy: žárupevnost, žáruvzdornost, korozivzdornost, houževnatost, strukturní stabilita, vysoká mez únavy a odolnost proti nízkocyklové a tepelné únavě [2].

1.2 Chemické složení

Základem chemického složení je nikl, jenž je někdy doplněn o železo. Dále mohou slitiny niklu obsahovat velké množství legujících prvků, jejichž poměry je nutné přesně dodržovat, protože ve významné míře ovlivňují vlastnosti výsledného materiálu [3]. V současné době se zlepšují mechanické vlastnosti těchto slitin za pomoci vyšších koncentrací uhlíku a přísadami prvků jako wolfram, niob nebo tantal, které společně vytváří velmi stabilní karbidy i za vysokých teplot. Nevýhodou jsou nízké plastické vlastnosti materiálu [4]. Obr. 1 ukazuje, jaký vliv mají legující prvky na strukturu materiálu. Tab. 1 ukazuje procentuální zastoupení legur.



Obr. 1: Vliv legujících prvků na strukturu [3].

Tab. 1: Procentualní zastoupení legujících prvků ve slitině [3].

Prvek	Fe-Ni a Ni slitiny
Cr	5-25%
Mo	0-12%
Al	0-6%
Ti	0-6%
Co	0-20%
Nb	0-5%
Ta	0-12%
Re	0-6%

Žáropevnosti niklových slitin je dosahováno:

- zpevněním tuhého roztoku za pomoci substitučních prvků odlišných atomových průměrů v tuhém roztoku niklu (W, Mo, B).
- zpevněním karbidy nebo boridy, jež je vytvářeno karbidy prvků aktivních k uhlíku. Karbidy typu MC jsou stabilní do vysokých teplot, ovšem možnost ovlivnění jejich disperzity tepelným zpracováním je omezené. Při legování vanadem vzniká karbid M_4C_3 což je méně stabilní fáze vytvářející disperzní karbidy uvnitř zrn. Možnost ovlivnění vlastností těchto karbidů tepelným zpracováním je větší. Karbidy na bázi chromu a molybdenu se při běžných teplotách homogenizačního ohřevu rozpouští a při vytvrzování vylučují, jsou nejméně stabilní. Jejich vlastnosti jsou nejlépe ovlivnitelné tepelným zpracováním.
- fází γ' , což je intermetalická fáze tvořená niklem, hliníkem a titanem. Tuto fázi může vytvářet i niob a tantal. Jedná se o hlavní příčinu skvělých vysokoteplotních vlastností niklových superslitin. Hlavním důvodem těchto vlastností jsou podobné mřížkové parametry fáze γ' a niklu, což zaručuje velmi dobré mechanické vlastnosti i při vysokém podílu precipitující fáze v tuhém roztoku. Podíl fáze γ' v tuhém roztoku niklu je mezi 20 a 65 % a hranice stability této fáze je mezi 990 a 1150 °C [5].

1.3 Tepelné zpracování

Základní technologie tepelného zpracování niklových superslitin jsou rozpouštěcí a vytvrzovací žihání.

Smyslem rozpouštěcího žihání je rozpuštění fáze γ' a vytvoření chemicky homogenního roztoku. U většiny slitin je teplota rozpouštěcího žihání mezi teplotou 1080 až 1200 °C. Samotná operace sestává ze dvou kroků, ohřevu z 900 °C na 1000 °C a výdrže na této teplotě a následného ohřevu na 1080 až 1200 °C s výdrží 1 až 2 hodin. Důvodem těchto dvou kroků je snížení vnitřního pnutí způsobeného vysokým teplotním gradientem. Aby se zamezilo ochuzení povrchu slitiny o legující prvky, tak se ohřev provádí ve vakuových pecích [5].

Vytvrzovací žihání je závislé na objemovém podílu fáze γ' . Může být až čtyřstupňové. Slitiny s obsahem fáze γ' 50-60 % již nelze účinně tepelně zpracovat, protože fáze γ' je stabilní až do eutektické teploty. Cílem vytvrzování je regulace disperze sekundárně vyloučených částic [5].

2 METALURGIE ŽÁROPEVNÝCH SLITIN NIKLU

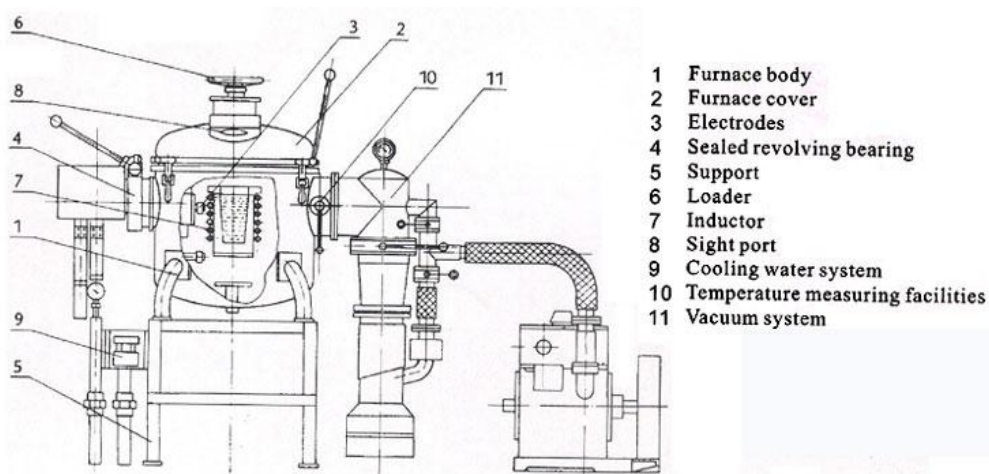
2.1 Příprava slitin

V důsledku velkého množství legur jsou vyžadovány specifické postupy přípravy.

2.1.1 Vakuové indukční tavení superslitin

Proces VIM (Vacuum Induction Melting) významně snižuje množství oxidů a nitridů vytvořených ve slitině, tím se zvyšuje čistota slitiny ve srovnání s tavením na vzduchu. Tyto oxidy jsou obvykle vytvářeny s reaktivními prvky jako je titan a hliník. Dále vakuum umožňuje snížit obsah prvků s vysokým tlakem par jako vizmut a olovo, které jsou z hlediska obsahu nežádoucí [6] a odstranit škodlivé stopové prvky a nežádoucí plyny. Indukční ohřev umožňuje promíchávání taveniny a její homogenizaci [7]. Výsledná slitina má lepší únavové vlastnosti a vyšší mez pevnosti [6].

Vsázka obvykle obsahuje tři části. První obsahuje material, který nikdy nebyl vakuově taven, další obsahuje čisté prvky, které tvoří oxidy a mají tendenci zvyšovat rozpustnost oxidů a nitridů v první části vsázky. Poslední částí je šrot, který již byl vakuově taven a neobsahuje tedy škodlivé plyny, ale může být při procesu výroby kontaminován, proto je připravován odděleně [6]. Nejprve je do pece (obr. 3) vložena první část vsázky. Do cívek obklopujících kelímek je přiváděn střídavý proud, magnetické pole působící na vsázku v ní vytváří vířivé proudy, které ji taví. Sekundární indukované magnetické pole pak promíchává roztavený kov [7]. Po úplném roztavení materiálu probíhá odplynění. Když je materiál odplyněn, tak je provedeno přidání elementárních prvků a šrotu. Po této operaci následuje odebrání vzorku a jeho analyzování a případné další úpravy složení [6].



Obr. 3: Vakuová indukční pec [9].

2.1.2 Vakuové obloukové přetavení superslitin

Proces VAR (Vacuum Arc Remelting) zajišťuje vyšší čistotu u slitin, které jsou určeny pro operace jako tváření, aby bylo dosaženo vyšší čistoty a lepší lící mikrostruktury [7]. Materiál ve formě ingotu tvoří katodu a je přetaven ve vakuové komoře, jejíž součástí je vodou chlazený kelímek. Elektrický oblouk je vytvořen stejnosměrným elektrickým proudem procházejícím po přiblížení přes materiál do kelímku (formy). Teplo vytvořené tímto obloukem taví katodu a ta odkapává do kelímku. Výhodou je, že jelikož materiál při zkapanění okamžitě odkapává do tavicí lázně, je nemožné jej při této metodě přehřát.

Dále vystavení malých kapiček tekutého kovu vysokému vakuu odstraňuje zbytky prvků s vysokým tlakem par jako vizmut a olovo, které nebyly odstraněny při procesu VIM. Nevýhodou je, že VAR ve velké míře snižuje obsah některých prospěšných prvků jako je např. hořčík [6].

2.2 Odlévání odlitků

V druhé polovině 20. století se metoda vytavitelného modelu stala jedinou metodou umožňující odlévání spalovacích částí plynových turbín z vysokopevnostních slitin na bázi niklu [6].

Tato metoda se používá u součástí, u nichž obtížně obrobitelný materiál nebo složitý tvar neumožňují vyrobit součást jinou metodou, umožňuje totiž vyrábět odlitky tvarově velmi složité, s malými rozměrovými tolerancemi a vysokou jakostí povrchu [10].

2.2.1 Výroba forem na výrobu modelů

K výrobě přesného odlitku je nutné vyrobit přesný voskový model, čehož je dosaženo výrobou přesné formy. Volba modelového zařízení závisí na odhadovaném počtu kusů, počtu kusů v dávce a koncovém použití odlitku [10].

Způsoby výroby jsou:

- **Obrábění:** Používají se pro velkosériovou produkci, mají dlouhou životnost a nejvyšší přesnost. Nevýhodou je vysoká cena. Pro výrobu se používá ocel a slitiny hliníku [10].
- **Galvanoplasticky:** Takto se vyrábí kovové skořepiny z niklu, mědi nebo železa v galvanické lázni [10].
- **Metalizací:** Spočívá ve vrhání kovu roztaveného plamenem či obloukem pomocí nosného plynu na základní materiál, kde se vlivem kinetické energie deformují, spojují a vytváří souvislou vrstvu reprodukcující všechny tvary. Tato vrstva je zalita epoxidovou pryskyřicí plněnou kovovým práškem nebo nízkotavitelnou slitinou. Výhodami je vysoká životnost, nízká cena, přijatelná kvalita, krátká doba výroby a dobrá životnost. Nevýhodou je složitá úprava formy a nutnost ořezávání modelů [10].

Materiály forem jsou:

- **Nízkotavitelné slitiny:** Výroba spočívá v zalití kovového matečného modelu nízkotavitelnou slitinou. Voskové modely mají kvalitní povrch a rozměrově vyhovují, trvanlivost formy je ale malá.
- **Zinkové slitiny:** Matečný model je zalit zinkovou slitinou. Tyto formy jsou tvrdší a lépe odolávají opotřebení. Mají větší životnost než formy z nízkotavitelných slitin. Nejsou vhodné pro modely s velkými dutinami nebo bočními a šikmými jádry [10].
- **Plastické hmoty:** Matečný model je zalit dentakrylem nebo epoxidovou pryskyřicí. Výhodou je jednoduchá a levná výroba, nevýhodou nízká přesnost, trvanlivost a tepelná vodivost [10].
- **Sádra:** Matečný model je zalit sádrrou. Tyto formy mají nízkou životnost a rozměrovou přesnost, proto se používají při ověřování navrhované technologie výroby [10].

- **Silikonový kaučuk:** Matečný model je zalit silikonovým kaučukem. Tyto formy jsou používány pro ověřování navržené technologie nebo pro výrobu bižuterie. Používají se při výrobě malého počtu kusů bez požadované rozměrové přesnosti [10].

2.2.2 Výroba skořepiny

Postup výroby odlitku je na obr. 4. Nejprve je do vyrobené formy vstříknutý vosk.

Vosky na modely mohou být:

- **Neplněné:** Sloučeniny více vosků a pryskyřičných komponentů [10].
- **Emulgované:** Jsou podobné jako neplněné, navíc jsou ale emulgovány vodou mezi 7 a 12 %. Povrch je velmi hladký [10].
- **Plněné modelové vosky:** Do směsi podobné jako u předchozích dvou vosků je přidáváno práškové plnivo, které zvyšuje stabilitu směsi [10].

Vosky na vtoky mají oproti voskům na modely vyšší pevnost. Dále se používají adhesní vosky, na spojování modelů a vtokových soustav, namáčecí vosky s lepší zabíhavostí, opravné vosky k opravě modelů a vosky na jádra k utěsnění keramických jader v modelu [10].

Dalším krokem po výrobě modelů je jejich sestavení do stromečku. To se provádí buď pájením nebo lepením. Tyto stromečky jsou následně namáčeny do obalové keramické suspenze, jež sestává z pojiva a plniva. u něž je požadováno aby nesnižovalo žáruvzdornost formy a mělo dostatečnou pevnost. Většinou je tvořeno oxidem křemičitým, oxidem hlinitým a oxidem zirkoničitým. Po této operaci jsou stromečky posypávány posypem, u něž je rozhodující tepelná roztažnost, teplota tavení a chemická netečnost vůči odlévaným kovům. Z oxidů se používá oxid křemičitý, oxid hlinitý a oxid zirkoničitý. Z křemičitanů mulit, zirkon, silimanit a molochit. Namáčení a posypávání se opakuje několikrát pro dosažení požadované tloušťky formy. Počet vrstev bývá mezi pěti a patnácti. Poté následuje vytavení [10].

Vytavení voskových modelů se provádí za vysoké teploty (vložením do pece o teplotě 750°C a následným žiháním na teplotě 900-1000°C), za nízké teploty (ve vroucí vodě, přehřáté páře, dielektrickým ohřevem nebo v proudu teplého vzduchu). Vzniklé skořepiny je potřeba vypálit a to většinou při teplotě 950-1000 °C a to kvůli zhutnění struktury keramiky a tedy zvýšení její pevnosti a předeřevu formy [10].



Výroba voskového modelu



Sestavování modelů do stroměčku



Namáčení do keramické břečky



Posypávání žáruvzdorným materiálem



Vytavování voskových modelů



Vypalování skořepin



Odlévání



Odstranění keramiky



Dokončovací operace



Kontrola odlitku

Obr. 4: Části procesu lití na vytavitelný model [11]

2.2.3 Odlévání kovů, dokončovací operace a kontrola odlitků

Odlévá se do žhavých skořepin, čímž se sníží vnitřní pnutí v důsledku teplotního šoku. K tavení niklových superslitin se používá výše popsaný proces VIM [10]. Příprava slitiny probíhá v pecích o kapacitě 0,5-20 t. Odlévání se provádí v menších pecích opatřených krystalizátorem.

Dokončovací operace sestávají z několika částí:

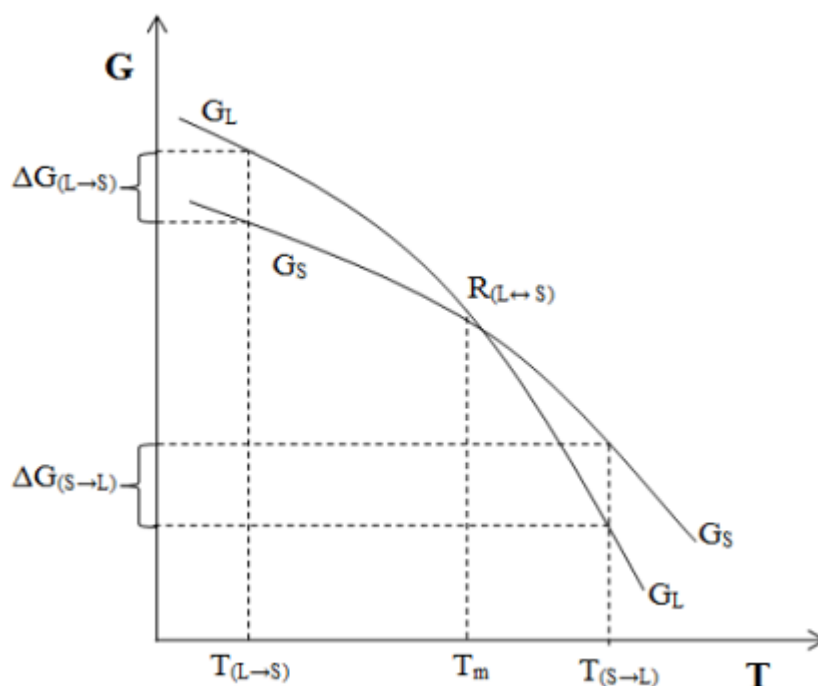
- **Odstraňování keramiky:** Keramika se odstraňuje mechanicky vibračním oklepáváním, novou metodou je tryskání vysokotlakým paprskem [10].
- **Odřezávání vtokové soustavy:** Používají se kotoučové nebo třecí pily (využívají k oddělování teplo vznikající při řezání). K odstraňování vtoků jsou používány nejrůznější typy brusek [10].
- **Odstranění zbylé keramiky:** Zbylá keramika může být odstraněna chemicky (pomocí fluorovodíkové kyseliny nebo žíravých solí) nebo abrazivně (tlakové tryskání nebo tryskání bez použití vzduchu) [10].

Při kontrole odlitků se kontrolují:

- **Rozměrová přesnost:** Provádí se pomocí mikrometrů, ručních či automatických měřidel a 3D automatických měřících systémů [10].
- **Kvalita povrchu:** Provádí se pomocí vizuální kontroly, zkoušky vířivými proudy a magnetické zkoušky [10].
- **Vnitřní vady:** Používají se nedestruktivní metody, kam spadá metoda vizuální, penetrační, magnetická, vířivými proudy, ultrazvuková a rentgenová [10].

3 KRYSTALIZACE ODLITKU

Krystalizace je fázová přeměna kapalně na tuhou fázi. Dochází během ní k nukleaci, růstu krystalů, vzniku mikro a makrostruktury a dendritické segregaci. Kovové krystaly vznikající z taveniny mají vnitřní symetrii, kvůli nerovnoměrné rychlosti růstu a omezení růstu ze strany sousedních krystalů je jejich vnější tvar nepravidelný. Tyto základní jednotky nazýváme zrna. Pro kvalitu struktury odlitku je významný tvar, orientace a velikost zrn, poměrné zastoupení a rozložení strukturních složek a mikrostruktura krystalů. Požadované struktury odlitku se dosahuje úpravou stavu tekuté fáze a odvodem tepla. Příčinou krystalizace je snaha látky dosáhnout při změně teploty stabilního stavu odpovídajícímu nejnižší hodnotě volné entalpie (Obr. 5). V praxi však dochází ke krystalizaci za teplot nižších [12].



Obr. 5: Závislost Gibbsovy energie (G) čistého kovu v kapalném (G_L) a tuhém (G_S) stavu na teplotě [15].

3.1 Nukleace

Nukleací se nazývá tvorba nové fáze jež je oddělena diskretní hranicí. Tato fáze je nepatrného objemu a postupně se zvětšuje na úkor taveniny. Nukleace může být homogenní (spontánní) nebo heterogenní, jež je vyvolána na povrchu formy nebo povrchu různých částic nacházejících se v tavenině [11].

Homogenní nukleace nastává ve vzácných případech a v malých objemech vysoce čistých kovů.

Proces nukleace lze ovlivňovat a dosáhnout tak různého počtu a velikosti zrn ve ztuhlém materiálu. Velký počet zárodků krystalů zapříčiní, že ztuhlý materiál bude jemnozrný a bude mít lepší pevnostní vlastnosti. Proces nukleace lze ovlivnit rychlostí ochlazování taveniny a očkovaním.

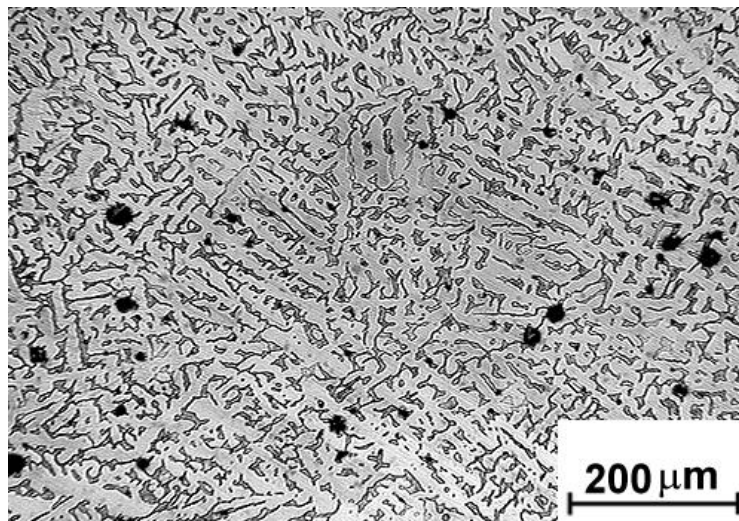
Hnací síla tuhnutí je charakterizována podchlazením pod rovnovážnou teplotu, při zvýšení ochlazovací rychlosti dochází k většímu podchlazení taveniny pod rovnovážnou teplotu. Vyšší hnací síla krystalizace umožní více zárodkům krystalů růst. Tento postup je u větších objemů limitován schopností odvádět teplo z taveniny.

V praxi se více využívá očkování, tedy záměrné vnášení cizorodých látek do taveniny, na kterých probíhá nukleace. Např. pro očkování Al se používá Ti a B [14].

Účinnost zárodku se zvyšuje se snižující se povrchovou energií mezi zárodkem krystalu a cizí látkou. Lepšími zárodky jsou tedy látky s krystalickou mřížkou podobnou kovům. Pro oceli jsou vhodné boridy, nitridy a karbidy, nevhodné jsou oxidy, které jsou nesmáčivé [12].

3.2 Růst

Krystal roste pokud je větší odvod tepla z odlitku než tepelný tok k povrchu odlitku z jeho středu. Rychlost růstu je exponenciální funkcí energetických podmínek růstu a teploty. Nejprve rostou krystaly z jednotlivých zárodků, poté vzniká souvislá vrstva ve směru odvodu tepla [11]. Vliv na způsob růstu má akomodační činitel, který určuje pravděpodobnost, že atom kapalně fáze najde na tuhé fázi vhodné místo k přilnutí. Tento činitel závisí na obsazenosti krystalografické roviny. Čím méně je obsazena, tím lépe se připojují další atomy [12]. Rozvětvená krystalizační struktura může být: rovinná, buněčná, buněčno dendritická nebo dendritická (Obr. 6) [11].

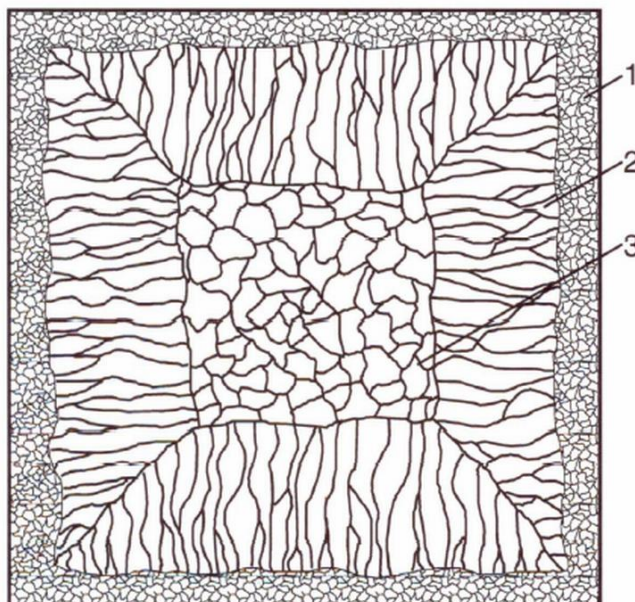


Obr. 6: Dendritická struktura slitiny Cu Sn21 [16].

3.3 Vznik typických oblastí ve struktuře odlitku

Povrchová kůra je tvořena nahodile orientovanými krystaly (globulity). Vzniká v místech s nejvyšší intenzitou odvodu tepla, kde snadněji rostou krystaly, jež svírají malý úhel s povrchem formy. Tato zrna rostou v podchlazené tavenině do níž je odváděno uvolněné latentní teplo což zapříčiňuje jejich izotropii. Tato vrstva se nevyskytuje při lití do žhavých forem. Na tuto strukturu navazují protáhlé sloupcovité krystaly rostoucí proti směru odvodu tepla, jež mají dendritický charakter. Tato zrna vznikají anizotropním růstem od

stěny formy do taveniny a odvodem tepla v opačném směru. Ve středu se pak nachází oblast rovnoosých globulitických krystalů, která ale nemusí vzniknout vždy. Na obr. 7 je struktura odlitku [11,12,17].



Obr. 7: Struktura odlitku: 1) Oblast jemných rovnoosých zrn 2) Oblast sloupcových zrn 3) Oblast hrubých rovnoosých zrn [18].

3.4 Řízení krystalizace odlitků z žárovevných slitin niklu

Řízení krystalizace je u žárovevných slitin niklu zaměřeno na odlévání odlitků s jemnými rovnoosými zrny a odlévání odlitků s orientovanými sloupcovými zrny (Obr. 8). Pro vytvoření odlitků s rovnoosou strukturou je vytvoření podmínek omezujících růst sloupcových zrn, pro vytvoření odlitků se sloupcovými zrny je žádoucí vytvořit podmínky příznivé pro růst těchto zrn. Pro řízení jejich růstu je tedy potřebná znalost podmínek vzniku těchto struktur [17].

3.4.1 Oblast kolumnárních zrn

Tato zrna se vyvíjí ze zárodků vzniknuvších v oblasti přiléhající ke stěně formy. Vykazují přitom krystalografickou orientaci odpovídající přednostní krystalografické orientaci dendritického růstu. Osy těchto zrn jsou rovnoběžné se směrem maximálního tepelného toku. Probíhá soutěž růstu zrn, příznivěji orientovaná zrna rostou rychleji než hůře orientovaná sousední zrna. Tato hůře orientovaná zrna jsou vytlačována a se vzrůstající vzdáleností se odchylka orientace zmenšuje a střední velikost zrna se zvětšuje.

Podíl této oblasti roste s:

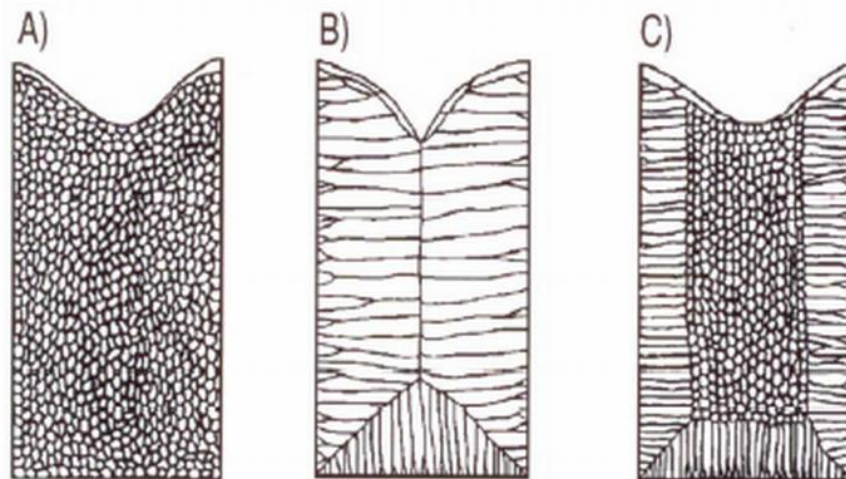
- Rostoucí licí teplotou
- Rostoucím obsahem slitinových prvků

Tato oblast roste dokud se nevytvoří podmínky pro vznik středové oblasti rovnoosých zrn [17].

3.4.2 Středová oblast rovnoosých zrn

Tato zrna mají nahodilou krystalografickou orientaci a podíl této oblasti roste s:

- Klesající lící teplotou
- Rostoucím obsahem legujících prvků



Obr. 8: Struktury vzniklé řízenou krystalizací: 1) Jemná rovnoosá zrna 2) Orientovaná sloupcová zrna 3) Kolumnární a rovnoosá zrna [18].

Vznik těchto zrn ve středové oblasti vysvětlují Winegard a Chalmers heterogenní nukleací, ke které dochází, je-li tavenina konstitučně přechlazená. Jackson jej vysvětlil částečným odtavením dendritů v důsledku teplotních fluktuací vyvolaných prouděním kapaliny. Krystaly, které se takto odtaví z kolumnární, jsou přeneseny do středu odlitku [17].

4 USMĚRNĚNÁ KRYSTALIZACE LOPATEK SPALOVACÍCH TURBÍN

Technologie usměrněné krystalizace lopatek spalovacích turbín byla jedním z důležitých faktorů ve vývoji efektivity a výkonu spalovacích turbín. Hlavní výhody plynoucí z této technologie jsou:

- Odstranění kolmosti hranic zrn a vznik hlavní osy tahového napětí snižuje kavitaci a lom na hranicích zrn, což výrazně zvyšuje creepovou pevnost.
- Vznik preferovaného $\langle 001 \rangle$ krystalografického směru, který snižuje Youngův modul a je rovnoběžný s osou součástky, což výrazně zvyšuje teplotní únavovou pevnost žárových částí spalovacích turbín.
- Zpevňující prvky jako hafnium nebo uhlík se stávají kvůli odstranění hranic zrn v případě monokrystalů nadbytečnými, což zlehčuje proces teplotního zpracování a umožňuje optimalizaci chemického složení slitiny a tedy zlepšení jejich vysokoteplotních vlastností [18].

Odlitek vytvořen touto technologií může být tvořen buď jedním krystalem (monokrystal) nebo orientovanými sloupcovými zrny [22].

4.1 Vytváření anizotropního teplotního pole

K vytvoření požadované struktury při usměrněné krystalizaci musí být splněny dvě podmínky:

- Musí být vytvořen teplotní gradient napříč rozhraním taveniny a pevné fáze.
- Teplotní gradient se musí kontrolovaně pohybovat po rozhraní taveniny a pevné fáze.

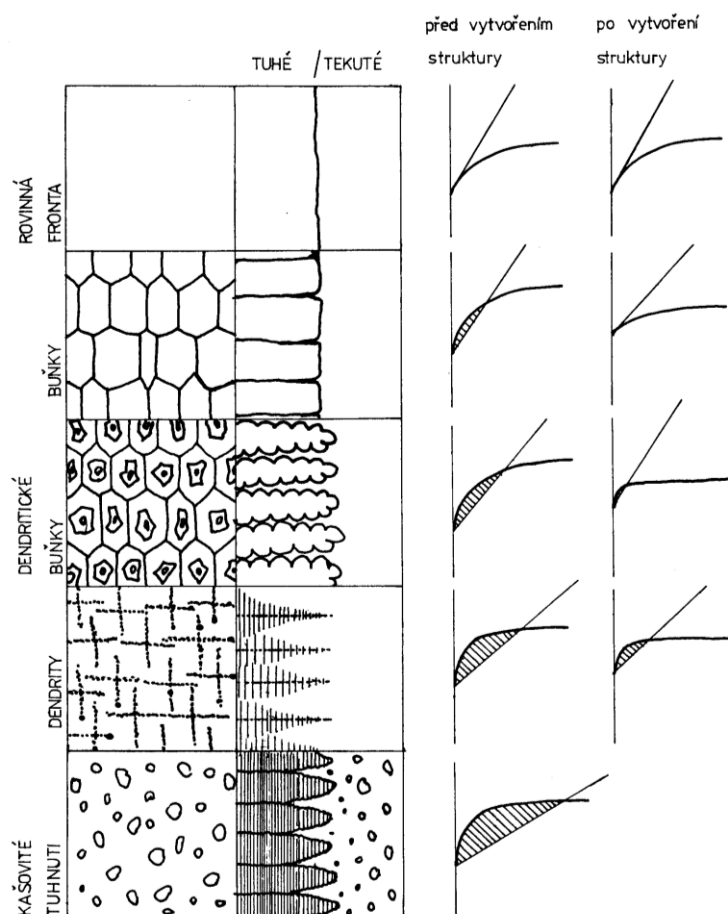
Rovnice teplotní rovnováhy dávající do souvislosti skupenské teplo tuhnutí a tepelnou vodivost taveniny a pevné fáze je pro rozhraní taveniny a pevné fáze pohybující se rychlostí V_f psána ve tvaru:

$$K_S G_S - K_L G_L = \rho_s L_f V_f \quad (4.1)$$

kde:

K_S [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]	-	tepelná vodivost pevné fáze
K_L [$\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$]	-	tepelná vodivost taveniny
G_S [$\text{K} \cdot \text{m}^{-1}$]	-	teplotní gradient v pevné fázi na rozhraní tavenina-pevná fáze
G_L [$\text{K} \cdot \text{m}^{-1}$]	-	teplotní gradient v tavenině na rozhraní tavenina-pevná fáze
ρ_s [$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$]	-	hustota pevné fáze
L_f [kJ]	-	skupenské teplo tuhnutí
V_f [$\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$]	-	rychlost rozhraní tavenina-pevná fáze

Je-li kritický gradient $G_{KRIT.} > G_L$ dochází ke konstitučnímu přechlazení (Obr. 9). Klesající teplotní gradient G_L postupně vede ke vzniku buněčného a dendritického rozhraní a následně k růstu nežádoucích rovnoosých zrn. K řízení rychlosti rozhraní se používá susceptor.



Obr. 9: Morfologie fázového rozhraní pro různé úrovně konstitučního přechlazení [13].

4.1.1 Rychlost postupu fázového rozhraní

Maximální rychlost rozhraní taveniny a pevné fáze se dá spočítat za pomoci aproximací. Při první aproximaci uvažujeme nekonečnou šroubovici, která se pohybuje rychlostí v , ze susceptoru o teplotě T_1 do prostředí o teplotě T_0 . Tepelný tok je uvažován pouze v axiálním směru (směr x). Teplotní pole se stává stabilním a lze tedy použít rovnici pro teplotní tok válcovou stěnou.

$$\kappa \frac{\delta^2 T}{\delta x^2} + v c \frac{\delta T}{\delta x} + \dot{Q} = 0 \quad (4.2)$$

kde:

\dot{Q} [kJ] - okamžité přijaté nebo odevzdané teplo

c [$\text{J}\cdot\text{K}^{-1}$] - měrná tepelná kapacita

κ [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$] - tepelná vodivost

Při teplotě tavení, kdy $T = T_m$, kde $T_1 < T_M < T_0$, dochází k potřebě dodání skupenského tepla tuhnutí na rozhraní taveniny a pevné fáze.

$$\kappa_s \left. \frac{\delta T}{\delta x} \right|_s = \kappa_l \left. \frac{\delta T}{\delta x} \right|_l + Lv \quad (4.3)$$

kde:

L [kJ] - skupenské teplo tuhnutí

Indexy s a l určují pevnou a kapalnou fázi.

Dle Newtonova ochlazovacího zákona je teplo odváděno dle $q = h_{eff}(T - T_0)$, kde h_{eff} [$\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}$] je součinitel přestupu tepla. Z toho lze odvodit, že teplotní pole je dáno:

$$T(x) = T_0 + (T_M - T_0)\exp(\beta_s x), \quad x < 0 \quad (4.4a)$$

$$T(x) = T_0 - (T_M - T_0)\exp(-\beta_l x), \quad x > 0 \quad (4.4b)$$

kde:

$$\beta_s = \left[\frac{2h_{eff}}{\kappa_s r} + \left(\frac{vc}{2\kappa_s} \right)^2 \right]^{1/2} - \frac{vc}{\kappa_s} \quad (4.5a)$$

$$\beta_l = \frac{vc}{\kappa_l} \quad (4.5b)$$

Z toho lze po dosazení do rovnice (4.3) odvodit rychlost postupu fázového rozhraní:

$$v = \frac{1}{c} \left(\frac{2h_{eff}}{r} \right)^{1/2} (Z^{1/2} - Z^{-1/2}) \quad (4.6a)$$

kde:

$$Z = \frac{L + c(T_1 - T_0)}{L + c(T_1 - T_m)} \quad (4.6b)$$

Pokud je rychlost postupu krystalizační fronty vyšší než tato hodnota, nebude krystalizace ukončena před opuštěním susceptoru (Obr. 10), což způsobuje defekty jako je například skvrnitost. Tento vztah platí za předpokladu, že nedochází k výměně tepla krystalizátoru s okolím, čehož je nemožné dosáhnout v reálných podmínkách. Této výměně se zamezuje protiradiační izolací [24].

4.1.2 Srovnání axiálního a radiálního přestupu tepla

Jak bylo ukázáno v kapitole 4.1.1, při stabilním stavu teplotního pole je rovnováha mezi odvodem tepla v axiálním směru vedením a radiálním směru radiací. Tato stabilita neexistuje v momentě, kdy tavenina dosáhne formy. Podmínky v těchto brzkých fázích usměrněné krystalizace mají vliv především na monokrystaly.

Na začátku usměrněné krystalizace převažuje odvod tepla skrze ztuhlou slitinu, jejíž délka vystupuje jako x a narůstá. Po ztuhnutí dominuje ztráta tepla radiací.

$$q = h_{eff}(T - T_0) = (h_C + h_R)(T - T_0) \quad (4.7)$$

kde: h_C [$\text{W} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{m}^{-2}$] - součinitel přestupu tepla vedením

h_R [$\text{W} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{m}^{-2}$] - součinitel přestupu tepla radiací

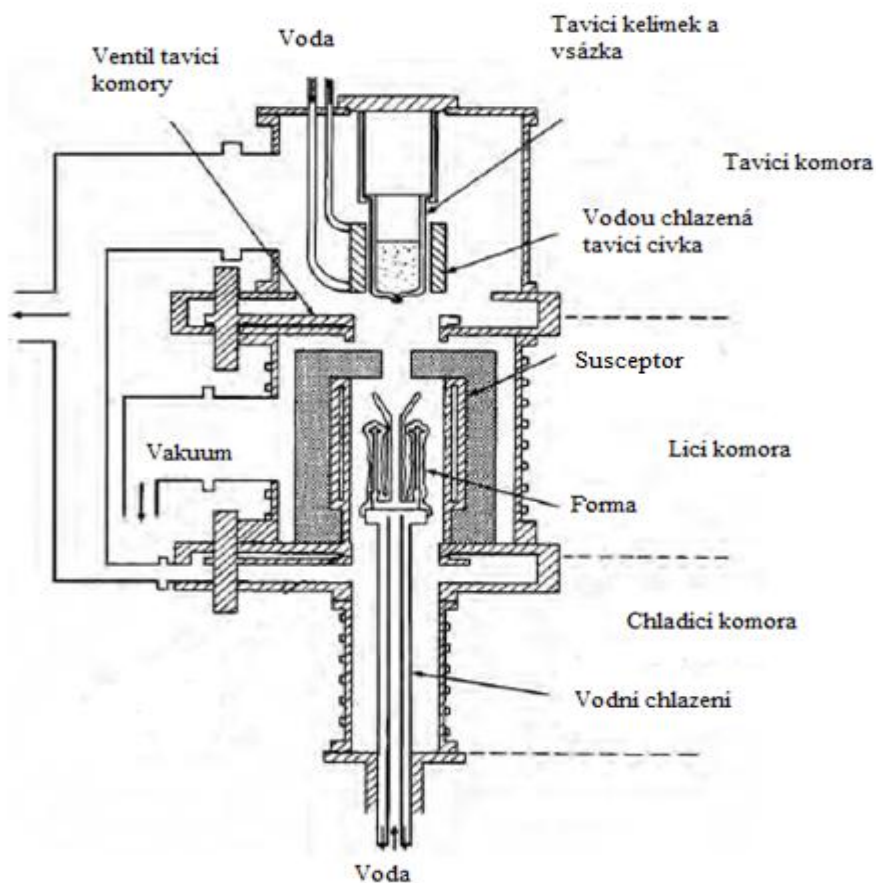
$$h_C = \frac{\kappa_S}{X} \quad (4.8a)$$

$$h_R = \frac{\sigma(\epsilon T^4 - \alpha T_0^4)}{T - T_0} \quad (4.8b)$$

kde:

- σ [$\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$] - Stefan-Boltzmannova konstanta
 ϵ [-] - emisivita ztuhlé slitiny
 α [-] - pohltivost záření skořepiny

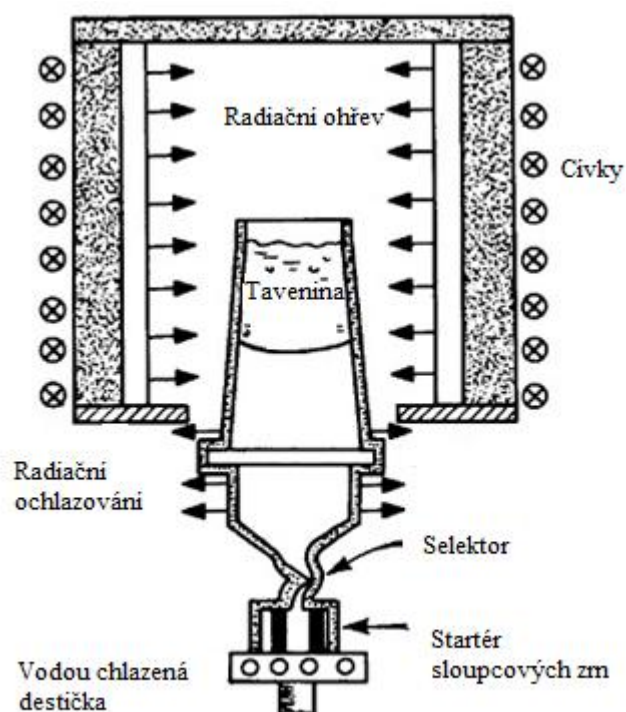
Prakticky pouze v úvodní fázi lití je teplo ze slitiny odváděno vedením tepla skrz měděnou destičku chlazenou vodou. Majoritní množství tepla je odvedeno pomocí radiace na vodou chlazené stěny vakuové komory. Což je podpořeno i poměrně velkým povrchem formy, který je zvláště u turbínových lopatek složitý [24].



Obr. 10: Pec pro metodu vytavitelného modelu používaná firmou Rolls-Royce k produkci monokrystalických turbínových lopatek (forma je se spodním plněním) [24].

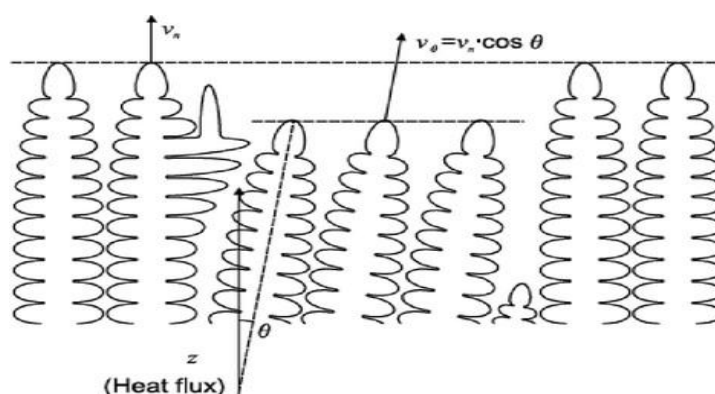
4.2 Konstrukce krystalizátoru

Krystalizátor je obecně tvořen startérem, tedy dutinou formy na jejímž otevřeném konci je měděná destička chlazená vodou, na který navazuje forma. Na této destičce po odlití vzniká velký počet nahodile orientovaných zrn, ze kterých následně rostou sloupcová zrna. Při tvorbě monokrystalů navazuje na startér ještě selektor tvaru šroubovice. Rychlost fázového rozhraní je řízena za pomoci induktorů (obr. 11).



Obr. 11: Krystalizátor pro tvorbu monokrystalů (metoda HRS) [25].

Technologie je založena na mechanismu konkurenčního růstu. Dendrit $\langle 001 \rangle$, jež je lépe orientovaný vůči teplotnímu gradientu roste rychleji než hůře orientovaný dendrit a to proto, že ve směru primární osy rostou dendrity stejnou rychlostí, ale hůře orientovaný dendrit roste pouze průmětem této rychlosti do svislého směru. Růst hůře orientovaných dendritů postupně končí. (Obr. 12) ukazuje konkurenční růst dendritů i s přepočtem rychlosti růstu hůře orientovaných dendritů.

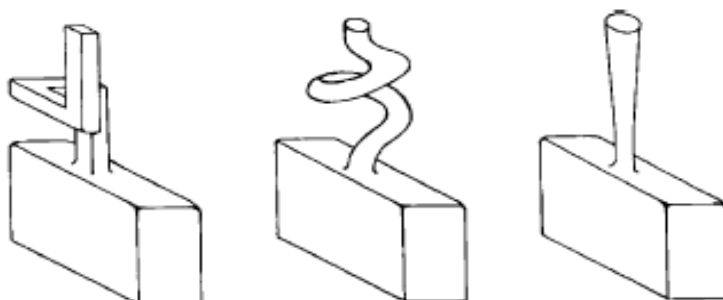


Obr. 12: Konkurenční růst dendritů [26].

4.2.1 Konstrukce selektoru

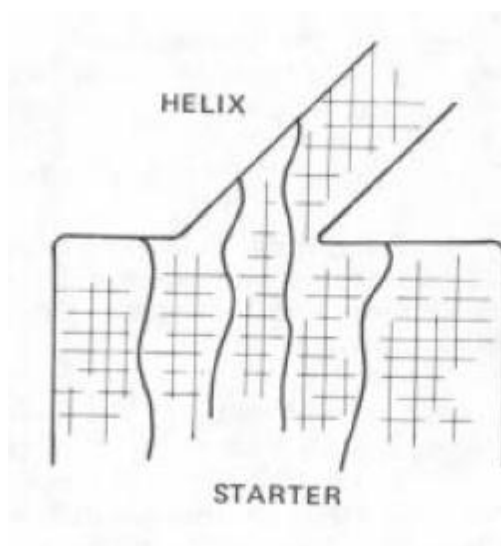
Pro tvorbu monokrystalů se používají šroubovitě selektory (Obr. 13). Orientace a množství krystalů má velkou závislost na geometrii vtoku a šroubovice. U šroubovice záleží zejména na úhlu stoupání θ , její tloušťce t , a jejím průměru d .

Délka vtoku, průměr šroubovice a úhel začátku šroubovice má velký vliv na množství správně orientovaných zrn. Je dokázáno, že nižší tloušťka šroubovice, nižší úhel stoupání a větší průměr šroubovice zvyšuje efektivitu selekce zrn. Výsledky trojrozměrné simulace CAFE ukazují, že zrno blíže vnitřní stěně šroubovice je vybráno jako finální monokrystal. Studie ProCAST a CAFE ukazují, že neexistuje korelace mezi orientací krystalu a úhlem nebo stoupáním šroubovice [19].



Obr. 13: Různé typy selektorů [24].

S postupujícím tuhnutím do šroubovice vstupuje 2-6 zrn (Obr. 14). Některá z nich jsou fyzikálně blokována a ta, která blokována nejsou, mají nejlépe orientovány své $\langle 001 \rangle$ dendrity pro vstup do krystalizátoru. Po průchodu krystalizátorem zůstává pouze jeden krystal (Obr. 15).



Obr. 14: Zrna vstupují do šroubovice [22].



Obr. 15: Výběr jednoho zrna pomocí selektoru [27].

4.3 Metody výroby lopatek spalovacích turbín tvořených orientovanými zrna a monokrystaly

Hlavními metodami výroby lopatek je metoda PD (Power Down), HRS (High Rate Solidification) a LMC (Liquid Metal Cooling).

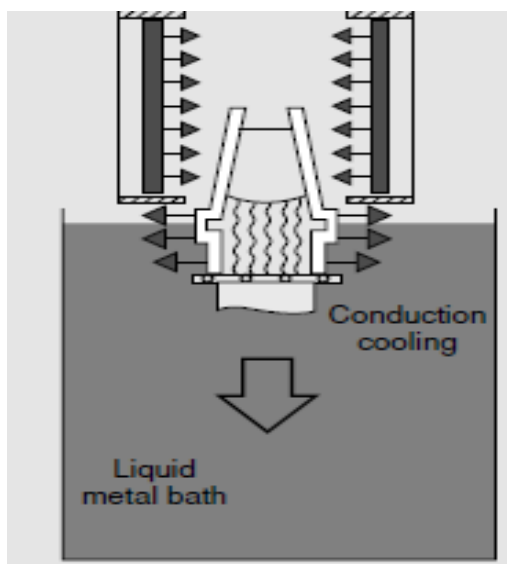
U všech těchto metod je forma připevněna k vodou chlazené měděné destičce a umístěna mezi induktoři v tzv. susceptoru, kde je udržována teplota skořepiny.

Metoda PD řídí krystalizaci postupným naprogramovaným snižováním výkonů induktorů.

HRS (Obr. 11) se od PD liší v tom, že místo postupného snižování výkonů induktorů dochází k vysouvání skořepiny ze susceptoru směrem dolů, což zamezuje dalšímu ovlivňování odlitku ohřívacími cívkami.

Metoda LMC probíhá stejným způsobem, jako metoda HRS, forma je ale spouštěna do ochlazovací taveniny tvořené Sn, Al nebo Ga-In [30].

Metoda HRS je převládající metodou výroby lopatek spalovacích turbín, je ovšem potřeba vzít do úvahy rozměry a tloušťku stěny odlitku. U masivních odlitků, kde je velká vzdálenost krystalizační fronty a měděného chladiče dochází ke sníženému odvodu tepla vedením. To vede k velmi dlouhému výrobnímu času, který může způsobovat praskání forem v důsledku únavy nebo chemické reakce mezi formou a taveninou. Proto se zavádí metoda LMC, kde se chladí skořepina roztaveným kovem s nízkou teplotou tavení. Tato metoda zrychluje postup krystalizační fronty u velkých odlitků více než třikrát [31].



Obr. 16: Metoda LMC [24].

4.4 Vlastnosti lopatek spalovacích turbín tvořených monokrystaly

Nejdůležitějšími mechanickými vlastnostmi lopatek spalovacích turbín je creepové a únavové chování. Pozornost je upřena především k zatěžování lopatky v $\langle 001 \rangle$ krystalografickém směru.

4.4.1 Creepové chování

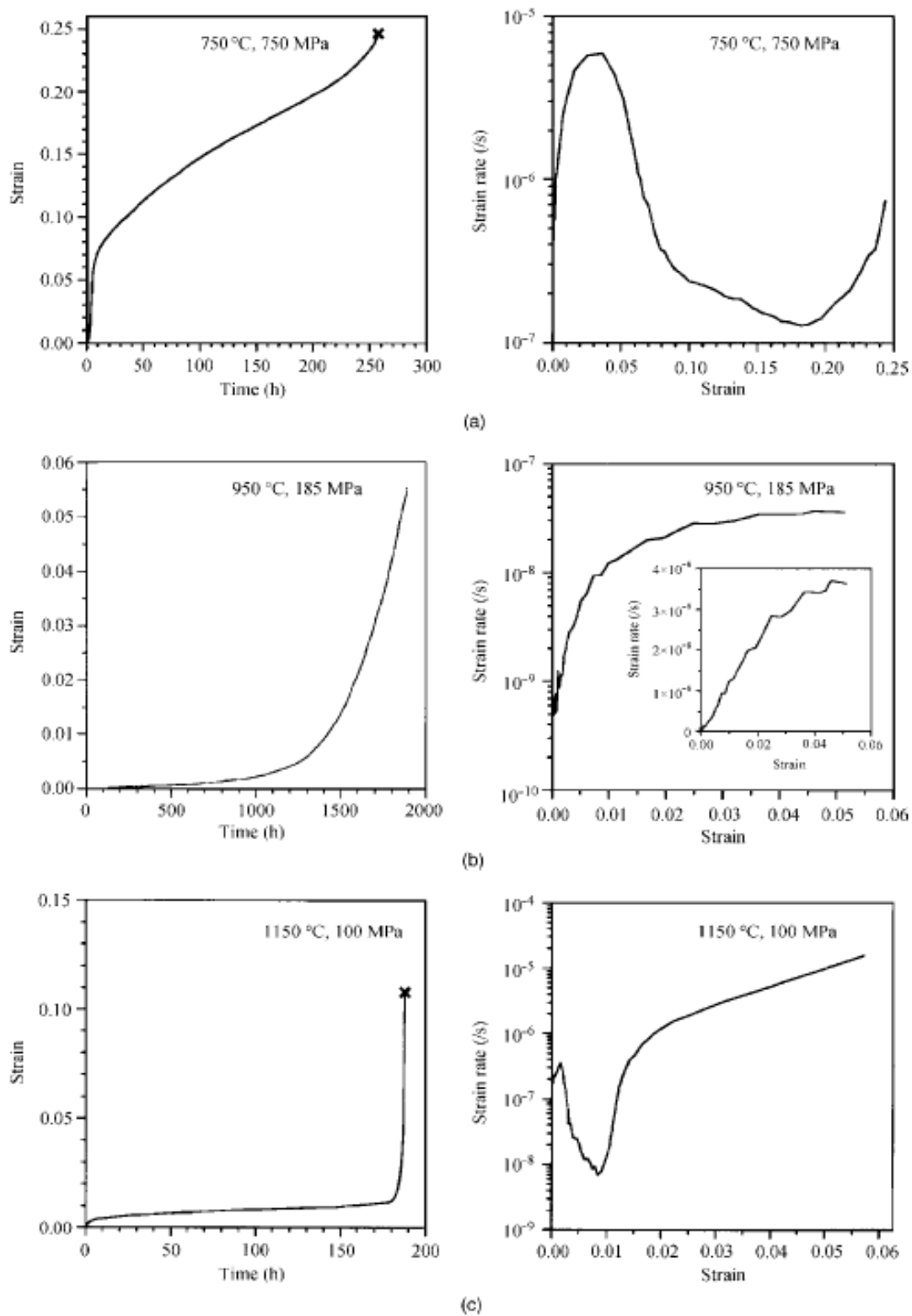
Creepové chování turbínových monokrystalické superslitiny je charakterizováno velmi krátkým primárním stádiem a majoritním terciálním stádiem (Obr.16).

Pro monokrystalickou superslitinu CMSX-4 bylo zjištěno, že mez kluzu při teplotě 750 °C je 900 MPa, ale napětí 750 MPa způsobí za pět hodin prodloužení o 5%.

Primární stadium probíhá za nejnižších teplot a nejvyšších napětí (750 °C, 750 MPa). Rychlost tečení nejdříve roste a poté klesá se zvětšující se deformací.

Terciální stadium probíhá při teplotách okolo 950 °C a napětí 185 MPa. V tomto stádiu zcela chybí oblast stabilního stavu, kdy deformace nenarůstá po velmi dlouhou dobu a je charakteristické rychlostí tečení, která narůstá s deformací.

Nad teplotou 1050 °C creepová křivka vykazuje jisté zklidnění, po kterém následuje fatální nárůst rychlosti tečení a lom. Toto creepové stádium je ovlivněno vznikem tzv. raftové morfologie, což je proces, při kterém dochází k protahování a zaoblování fáze γ' , což způsobuje anizotropii vlastností [24].



Obr. 17: Creepové křivky pro monokrystalickou superslitinu CMSX-4 za různých teplot a zatížení [24].

4.4.2 Únavové chování

U lopatek spalovacích turbín se projevuje nízkocyklová a vysokocyklová únava. Stejně jako u všech kovových materiálů, dochází k únavovému lomu, typicky v místech koncentrace napětí, za teplot okolo 700 °C a vysokých napětí. Jako koncentrátor napětí může sloužit například pórovitost odlitku.

Nízkocyklová únava vzniká při amplitudě napětí blížící se mezi kluzu. Selhání lopatky nastává do 10^5 cyklů. Tato únava vzniká kvůli rozbíhání a vypínání stroje.

Vysokocyklová únava vzniká kvůli malým amplitudám napětí na lopatkách v důsledku vibrací nebo resonance. K selhání dojde po více než 10^5 cyklů [24].

4.4.3 Vady

Během usměrněné krystalizace vznikají obvykle tři typy defektů (Obr. 16):

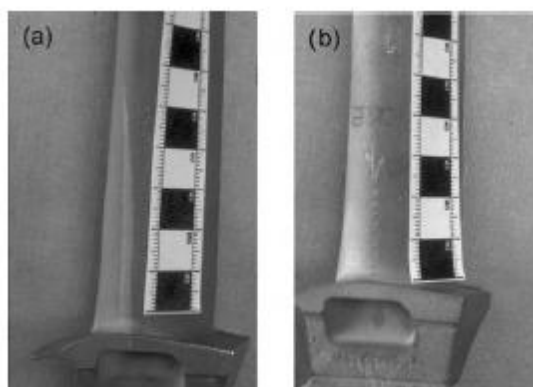
- Pihy
- Parazitní zrna
- Velký úhel hranic zrn

Velkého úhlu hranic zrn se lze vyvarovat vhodným chemickým složením slitiny a precizním řízením lícího procesu [24].

Parazitní zrna jsou zrna, která vznikají v místech zvětšení příčného průřezu formy a v důsledku konkávního fázového rozhraní. Tato parazitní zrna vytváří s monokrystalem hranice zrn, na kterých může být iniciován lom. Jelikož slitiny používané pro monokrystaly neobsahují prvky zpevňující hranice zrn, je tento defekt mimořádně nebezpečný [28].

Pihy vznikají kvůli konvekci rozrušující větve dendritů. Tato konvekce vzniká kvůli změně hustoty taveniny v důsledku segregace legujících prvků na postupující krystalizační frontě. Projevuje se jako řetízek malých rovnoosých zrn rovnoběžný se směrem krystalizace. Tato vada je pozorována při malých teplotních gradientech a malých rychlostech krystalizace [28].

Dále se mohou vyskytovat vady způsobené deformací a praskáním forem nebo reakce mezi taveninou a formou. Zvýšený výskyt těchto vad je pozorován zejména u velkých lopatek stacionárních turbín, kde na formu působí velký tlak po velmi dlouhou dobu [29].



Obr. 18: Defekty: (a) Velké úhly hranic zrn (b) Pihy [24].

5 ZÁVĚR

Tato rešerše shrnuje základní poznatky z oblasti výroby lopatek spalovacích turbín metodou usměrněné krystalizace. Optimalizace této technologie je možná z několika hledisek:

- Z hlediska požadované kvality povrchu a chemického složení slitiny je nutné volit vhodné složení skořepiny. Skořepina musí být dostatečně pevná v závislosti na velikosti odlitku a zároveň být co nejtenčí pro optimální odvod tepla.
- Požadované mechanické vlastnosti ovlivňují volbu výsledné struktury (monokrystal nebo sloupcová zrna). Monokrystal má lepší mechanické vlastnosti, je ale dražší.
- Velikost odlitku ovlivňuje volbu technologie (HRS nebo LMC). Metoda LMC je univerzálnější než metoda HRS, má ale také vyšší pořizovací a provozní cenu.

Při provozování této metody je nutné provádět kontrolu krystalografické orientace monokrystalu.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] ŠKORPÍK, Jiří. Plynová turbína v technologickém celku, Transformační technologie, 2011-04, [last updated 2015-03]. Brno: Jiří Škorpík, [on-line] pokračující zdroj, ISSN 1804-8293. Dostupné z:
<http://www.transformacni-technologie.cz/plynova-turbina-v-technologickem-celku.html>.
- [2] SCHIER, P.: Materiály lopatek turbín a současné možnosti přesného lití. In Sborník z konference Výroba lopatek turbín a kompresorů leteckých motorů. Praha: Závodní pobočka ČSVTS MOTORLET n. p. Praha-Jinonice, 1975, s. 69–74.
- [3] DAVIS, J. R. (Joseph R.). ASM speciality handbook: Nickel, cobalt, and their alloys. Materials Park: ASM International, 2000. ISBN 978-0-87170-685-0.
- [4] DONACHIE, Matthew J a Stephen James DONACHIE. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2002. ISBN 0-87170-749-7.
- [5] PODHORNÁ, Božena, KUDRMAN, Jiří & HRBÁČEK, Karel. Tepelné zpracování niklových superslitin. METAL 2003, Hradec nad Moravicí, 20.-22.5.2003 [online]. [cit. 27. února 2016]. Dostupné z:
http://konsys-t.tanger.cz/files/proceedings/metal_03/papers/52.pdf
- [6] DAVIS, J. R. ASM INTERNATIONAL. Heat-resistant materials. ASM International, 1997. ISBN 0871705966.
- [7] LOSERTOVÁ, Monika. Technologie speciálních slitin: studijní opora. Vyd. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, 2014. ISBN 978-80-248-3597-6.
- [8] Vacuum Induction Melting Furnace. DaWei Induction Heating Machine co., Ltd [online]. Jiangbei Village [cit. 2016-05-06]. Dostupné z:
<http://www.dw-inductionheating.com/Vacuum-Induction-Melting-Furnace-35.html>
- [9] HERMAN, Aleš. Lití na vytavitelný model [online]. Praha: Skupina slévání ÚST, FS ČVUT Praha, 2009. 30 s. Disertační práce. [cit. 2013-03-24]. Dostupné z:
<http://u12133.fsid.cvut.cz/podklady/MPL/presne%20liti%20na%20vytavitelny%20model.pdf>
- [10] The Investment Casting Process. The Blayson Group Ltd – Investment Casting Wax [online]. Cambridge [cit. 2016-05-06]. Dostupné z:
<https://www.blayson.com/technical/investment-casting-process>
- [11] NĚMEC, Milan, Bohumír BEDNÁŘ a Barbora BRYKSÍ STUNOVÁ. Teorie slévání. Vyd. 1. V Praze: České vysoké učení technické, 2009. ISBN 978-80-01-04395-0.
- [12] Jaroslav Beňo, Nikol Špirutová. Počítačová podpora lití a tuhnutí odlitků. Počítačová podpora lití a tuhnutí odlitků : studijní opora, VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2013, ISBN 978-80-248-3355-2
- [13] ZEMČÍK, L. Fyzikální modely používané při popisu krystalizace kovů a jejich slitin. VUT FSI Katedra slévárenství. Brno, 1990, s. 49.
- [14] Vojtěch D.: Kovové materiály. 1. vyd. Vysoká škola chemicko-technologická v Praze, Praha 2006. Str. 065. ISBN 80-7080-600-1

- [15] SAITŌ, Yukio. *Statistical physics of crystal growth*. River Edge, N.J.: World Scientific, 1996. ISBN 9810228341.
- [16] Struktura slitiny Cu Sn21. *Atlas struktur: Měď a její slitiny* [online]. [cit. 2016-05-06]. Dostupné z: <http://old.vscht.cz/met/stranky/vyuka/labcv/struktur/med/s05c.htm>
- [17] ZEMČÍK, Ladislav. Speciální slévárenské procesy. 2. vyd. Brno : VUT Brno, 1987. 125 s.
- [18] Foundry lexicon. *Foundry lexicon* [online]. [cit. 2016-05-16]. Dostupné z: <http://www.giessereilexikon.com/en/foundry-lexicon/Encyclopedia/show/casting-structure-4538/?cHash=dc6d26cf6df929bdb0036694193d3cd2>
- [19] WAGNER, A., B.A. SHOLLOCK a M. MCLEAN. Grain structure development in directional solidification of nickel-base superalloys. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2004, 374(1-2), 270-279 [cit. 2016-05-01]. DOI: 10.1016/j.msea.2004.03.017. ISSN 09215093. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509304002801>
- [20] GAO, S. F., L. LIU, N. WANG, X. B. ZHAO, J. ZHANG a H. Z. FU. Grain Selection During Casting Ni-Base, Single-Crystal Superalloys with Spiral Grain Selector. *Metallurgical and Materials Transactions A* [online]. 2012, 43(10), 3767-3775 [cit. 2016-05-01]. DOI: 10.1007/s11661-012-1165-x. ISSN 1073-5623. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11661-012-1165-x>
- [21] PAN, Dong, Qingyan XU, Baicheng LIU, Jiarong LI, Hailong YUAN a Haipeng JIN. Modeling of grain selection during directional solidification of single crystal superalloy turbine blade castings. *JOM* [online]. Boston: Springer US, 1005,62(5), 30-34 [cit. 2016-05-01]. DOI: 10.1007/s11837-010-0074-y. ISSN 1047-4838.
- [22] GELL, M., D.N. DUHL a A.F. GIAMEI. The Development of Single Crystal Superalloy Turbine Blades. In: *Superalloys 1980 (Fourth International Symposium)* [online]. TMS, 1980, s. 205-214 [cit. 2016-05-02]. DOI: 10.7449/1980/Superalloys_1980_205_214. ISBN 0-87170-102-2. Dostupné z: http://www.tms.org/Superalloys/10.7449/1980/Superalloys_1980_205_214.pdf
- [23] *The Processing of gas turbine engine hot section materials through directional solidification*. Ottawa: National Library of Canada = Bibliothèque nationale du Canada, 1999. ISBN 0612484726.
- [24] REED, Roger C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, xv, 372 s. : il., čb. fot. ; 26 cm. ISBN 978-0-521-85904-2.
- [25] PSARAS, Peter A. a H. Dale. LANGFORD. *Advancing materials research*. Washington, D.C.: National Academy Press, 1987. ISBN 0309036976.
- [26] TORROBA, Agustin Jose, Ole KOESER, Loic CALBA, et al. Investment casting of nozzle guide vanes from nickel-based superalloys: part II – grain structure prediction. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation* [online]. 2014, 3(1), - [cit. 2016-05-13]. DOI: 10.1186/s40192-014-0026-4. ISSN 2193-9764. Dostupné z: <http://www.immijournal.com/content/3/1/26>
- [27] QINGYAN, X *et al.* Progress on modeling and simulation of directional solidification of superalloy turbine blade casting. *China Foundry*, 2012, Vol. 9, No. 1, p. 69.

[28] POLLOCK, TM., TIN, S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. *Journal of Propulsion and Power*, 2006, Vol. 22, No. 2, p. 361.

[29] SETH, BS. Superalloys – the utility gas turbine perspective. In POLLOCK, TM. *et al. Superalloys 2000*. Warrendale : The Minerals, Metals and Materials Society, 2000, p.3.

[30] ONYSZKO, A., KUBIAK, K. Method for production of single crystal superalloys turbine blades. *Archives of Metallurgy and materials*, 2009, Vol. 54, No. 3, p. 765.

[31] ZHANG, J., LOU, L. Directional Solidification Assisted by Liquid Metal Cooling. *Journal of Materials Science & Technology*, 2007, Vol. 23, No. 3, p. 289.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol	Jednotka	Popis
c	$[\text{J}\cdot\text{K}^{-1}]$	Měrná tepelná kapacita
G_L	$[\text{K}\cdot\text{m}^{-1}]$	Teplotní gradient v tavenině na rozhraní tavenina-pevná fáze
G_S	$[\text{K}\cdot\text{m}^{-1}]$	Teplotní gradient v pevné fázi na rozhraní tavenina-pevná fáze
h_c	$[\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}]$	Součinitel přestupu tepla vedením
h_{eff}	$[\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}]$	Součinitel přestupu tepla
h_R	$[\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-2}]$	Součinitel přestupu tepla radiací
K_S	$[\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}]$	Tepelná vodivost pevné fáze
K_L	$[\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}]$	Tepelná vodivost taveniny
L_F	$[\text{kJ}]$	Skupenské teplo tuhnutí
\dot{Q}	$[\text{kJ}]$	Okamžité přijaté nebo odevzdané teplo
T_0	$[\text{K}]$	Teplota prostředí
T_I	$[\text{K}]$	Teplota susceptoru
V_f	$[\text{kJ}]$	Rychlost rozhraní tavenina-pevná fáze
α	$[-]$	Pohltivost záření skořepiny
ϵ	$[-]$	Emisivita ztuhlé slitiny
κ	$[\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}]$	Tepelná vodivost
ρ_S	$[\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}]$	Hustota pevné fáze
σ	$[\text{W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-4}]$	Stefan-Boltzmannova konstanta

Zkratka	Jednotka	Popis
HRS	[-]	High Rate Solidification
LMC	[-]	Liquid Metal Cooling
PD	[-]	Power Down
VIM	[-]	Vacuum Induction Melting
VAR	[-]	Vacuum Arc Remelting